

Universidad Nacional de Ingeniería
PROGRAMA ACADÉMICO DE INGENIERÍA
GEOLOGICA MINERA Y METALURGICA

**"PLANCHONES DE COLADA CONTINUA Y
L. INGOTAMIENTO CONVENCIONAL
DIFERENCIAS Y PROPIEDADES
METALURGICAS DE LA LAMINA RESULTANTE"**

TESIS

PARA OPTAR EL TÍTULO PROFESIONAL DE:

Ingeniero Metalurgista

JUAN JOSE LEGUIA LETELLIER

PROMOCION 1973 - I

RECONOCIMIENTO

El autor expresa su sincero agradecimiento al Dr. H. Jones por su guía en la preparación de la presente.

También agradece al Dr. Whitcroft, Sr. P. Campell y Sr. N. Mac Phearson de la General Steels División de la British Steel Corporation (BSC) por la información suministrada, a los Sres. B. Marr y T. Widdowson de los Laboratorios de la Corporación - (BSC) en Sheffield por la asistencia e información.

Se agradece asimismo al Ministerio de Desarrollo Ultramarino del Reino Unido y el Consejo Británico por su apoyo económico posibilitó la serie de actividades conducentes a la preparación de esta Tesis.

	Pág.
4.2.1 Segregación en lingotes.	84
4.2.2 Segregación en planchones de colada continua de <u>acero</u> dulce.	86
4.3.0 Variación composicional en una misma colada	87
4.3.1 Variación en contenido de Nitrógeno.	88
4.3.2 Variación en Aluminio y Oxígeno.	89
4.4.0 Inclusiones.	92
4.4.1 Inclusiones en Lingotes	95
4.4.2 Inclusiones en Colada Continua	98
4.4.3 Evaluación de Inclusiones en Planchones.	100
5.0 Diferencias en Propiedades Mecánicas y Conducta durante el prensado. Originadas del Proceso de Colada	103
5.1.1 Lingotamiento de tipo efervescente comparado con acero calmado al aluminio en lingotes.	103
5.1.2 Acero en lingotes tipo efervescente comparado con acero efervescente de colada continua.	105
5.1.3 Acero calmado al aluminio (CAL) en lingotes comparado acero CAL de colada continua.	106
5.1.4 Acero de tipo efervescente colado en lingotes comparado con acero calmado al silicio de colada continua	111
5.1.5 Acero calmado al silicio comparado con acero calmado al aluminio ambos de colada continua.	114
5.2.0 Efecto de las inclusiones en la formabilidad según el proceso de colada y el grado del acero.	116
5.3.0 Efecto de la segregación y heterogeneidad de los lingotes convencionales en la calidad de la lámina de acero	
5.3.1 Variación de propiedades.	118
5.3.2 Efecto de la elongación de sulfuros.	120
5.3.3 Aparición de líneas "fantasma".	121
5.4.0 Aceptabilidad de superficie de acero laminado.	122
5.4.1 Tipos de defectos lineales causados por inclusiones.	123
5.4.2 Defectos lineales en acero colado en lingotes.	126
5.4.3 Defectos lineales en acero de colada continua.	128
6.0 Resistencia a la Corrosión de Productos de Hojalata	136

S U M A R I O

Se discute la tecnología de solidificación de los procesos de colada convencional de lingotes y de colada continua para la producción de acero dulce destinado a la producción de hojalata y lamina.

A fin de detectar cualquier diferencia que pueda surgir merced a la ruta de colada es necesario estudiar la secuencia de trabajado que sigue a la solidificación. Esta incluye operaciones de recalentamiento, laminación de lingotes y planchones a bobina, laminación en caliente. Laminado en frio y recocido tomando en cuenta, recristalización, crecimiento de grano y desarrollo de textura. Finalmente se discuten las etapas de conformado y acabado con referencia especial del formado por estirado y embutido profundo.

En la sección tres se da una descripción de las propiedades que son de interés al igual que una discusión en formabilidad y una lista de la pruebas más usuales.

Durante la solidificación los fenómenos metalúrgicos más influyentes son:

Microsegregación y aparición de una microestructura.

Macrosegregación.

Generación de inclusiones, eliminación y distribución.

Se describen las diferencias entre lingotes y planchones de colada continua y se establecen algunos paralelos.

En lo que respecta a las propiedades de la lámina se encuentra que sólo la macrosegregación y las inclusiones tienen un efecto detectable en el acero dulce para aplicaciones de formación en frío.

La ausencia de segregación y homogeneidad de composición son características del material de colada continua, resultando menor variación en las propiedades.

Las laminaciones de superficie (defectos) pueden ser un problema, especialmente en aceros calmados con aluminio en colada continua. Se describen pasos tecnológicos que pueden minimizar este efecto.

La resistencia a la corrosión medida por la prueba de vida - media del lote de conservas se discute para concluir que no parece haber mayor diferencia debido a la composición de origen del acero con la excepción del acero desgasificado (por ejemplo con el método Ruhr-Heraeus) que es notablemente superior.

1.0 INTRODUCCION

Hasta la aparición de la colada continua el acero en lámina, era producido de planchones laminados a partir de lingotes - con pérdidas de rendimiento asociados de alrededor de 15 % resultantes de los cortes de la cabeza y del fondo para remover material defectuoso.

El desarrollo del acero efervescente en donde por medio de la evolución de gas CO se induce una corriente ascendente de convección en el frente de solidificación, hizo posible la generación de una capa externa de hierro casi puro con menor cantidad de material atrapado (macroinclusiones). Controlando la distribución de cavidades es factible aumentar el rendimiento, esto es reducir las pérdidas por recortes durante el desbaste.

Sin embargo el acero efervescente no puede ser empleado para ciertas aplicaciones donde se requiere mayor resistencia o para aplicaciones de alta ductilidad donde se requiera de embutidos muy profundos. (Ver sec. 1.1.0), aún excluyendo el resto del rango del carbono para aplicaciones no planas (tal como vigas estructurales). De manera que acero calmado o desoxidado completamente se ha fabricado al mismo tiempo que aceros efervescentes, con el espectro completo de grados de desoxidación en el medio. Esto dió lugar al desarrollo de un oficio muy especializado dado que la obtención de un grado apropiado de evolución de gas dependía solamente del juicio subjetivo del personal de taller.

Con esta base ha habido alguna variación en calidad, grados y confiabilidad del acero en lámina fabricado de lingotes convencionales tal como se infiere de los márgenes generosos dados en las normas de especificaciones.

Históricamente, el acero en láminas se volvió comercialmente importante cuando las sociedades de consumo comenzaron a requerir cada vez mayores tonelajes de acero laminado en forma plana para variadas aplicaciones (p.c. automóviles, aplicaciones domésticas e industrias conserveras) durante la década del 30.

Previamente, el acero tenía una participación menor de la producción ferrosa, siendo empleado en cantidades relativamente pequeñas por fabricantes de máquinas y herramientas (forja), en máquinas de vapor y en fabricación de ornamentos tales como corazas y construcción de buques.

Mucho de lo que hoy en día se considera artículo de consumo - como se sabe históricamente se fabricaba de madera o latón - (vehículos, muebles, armarios, etc.). Cuando la industria del acero y las industrias de estampado y formado en general estuvieron en posición de fabricar productos aceptables a un costo razonable ocurrió un cambio gradual.

La colada continua de acero era ya una idea en la mente de Bessemer y otros inventores en el siglo pasado, sin embargo, no fué hasta la década de 1950, que ocurrió un desarrollo de importancia notablemente en ~~Barrow in Furness~~ (Reino Unido), y en -

la Unión Soviética³. El desarrollo de la colada continua de planchones para laminar a planos de variados espesores ha tenido que esperar el control de la fabricación del acero dentro de límites ajustados de especificación y temperatura y completo desarrollo de controles dentro de la unidad de colar.

A mediados de la década de (sesenta varias compañías construyeron plantas de colada continua^{4,5} en una escala semi-industrial para obtener información. Algunas tuvieron éxito y algunas decidieron aumentar de capacidad en fabricación de lingotes. Este resultado se decidió por el tipo de producto plano que era de interés para la compañía; quedó probado desde un comienzo que el planchón de colada continua era adecuado para plancha y lamina gruesa donde los requisitos de superficie eran modestos (5). Además el proceso otorgaba como bono mejora en las propiedades de impacto y en el rendimiento comparado al material lingoteado, pero esto tenía que ser compensado con escarados adicionales o sea preparación de la superficie que se hacía necesaria para los planchones.

En tanto que las compañías cuyo interés radicaba meramente en lámina para hojalata y hoja delgada para formado, el proceso fue considerado inadecuado y consiguientemente otra década de inversión en capacidad de lingoteamiento ha tenido que pasar.

Algunas compañías productoras de lamina y hojalata intentaron producir acero efervescente en colada continua lo cual resultó difícil de controlar aun bajo condiciones experimentales⁴.

A través de los años varios métodos de controlar la efervescencia en C/C han sido desarrollados principalmente en la Unión Soviética⁶. Más significativo es el cambio de actitud hacia la colada continua (de aquí en adelante también referida como C/C) dado que el rendimiento con el uso del proceso en variedades calmadas aumenta de 80/85 a 95 % de manera que no hay necesidad de lingotes/planchones porosos y por el contrario ello puede ser perjudicial al rendimiento⁷. En 1968 se emprendió una investigación conjunta⁸ a escala piloto por cuatro compañías siderúrgicas en los Estados Unidos de N.A. que dió como resultado una tecnología para la colada en planchones a fin de cumplir con las especificaciones de laminas delgadas y dotó a la C/C para planchones con una imprescindible consistencia. Los hitos más importantes fueron:

- Una mejor comprensión de la tecnología del proceso incluyendo control de patrones de flujo de metal en el molde.
- Un cambio de lubricante para el molde, de aceite de linaza (vegetal) a polvo de escoria autofundente.

Después de este esfuerzo inicial fue posible colar acero para grado lamina y hojalata. Posterior desarrollo ha llevado a mejores conceptos de planta y a la confianza total al extremo que actualmente se producen grados de acero calmado que cumplen exigentes especificaciones de acabado superficial y aceros aleados para aplicaciones de formabilidad, resistencia a la corrosión y fines decorativos.

Para terminar y establecer la importancia de dicho material se ha dicho⁹ que en economías industriales modernas el acero para lamina y hojalata alcanza a ser la mitad del tonelaje total producido y que los productos fabricados con el mismo representa aproximadamente el 10 % del producto nacional bruto.

El propósito de esta tesis es aislar aquellos aspectos de la tecnología de colada continua y colada convencional para planchones que llevan a diferencias en cualquier propiedad definida del acero final.

Algunas de las razones que motivan este trabajo son:

- i) Si la colada continua va a sustituir una tecnología bien establecida como es la colada convencional en lingotes, debería cubrir todo el mercado o compartirse el mismo
- ii) Hasta que grado las diferencias, si las hay en propiedades metalúrgicas, son importantes para el cliente, fabricante y consumidor quien al final paga el costo.

1.1.0 ESPECIFICACION DE GRADOS DE ACERO PARA LAMINA Y PLANCHA DELGADA PARA APLICACIONES DE FORMADO EN FRIO

10

Las series de estándares ASTM comprenden lamina ancha de espesor menor a 3mm, que puede ser suministrada laminada en caliente o reducida en frío ("completamente dura"), reducida en frío y recocida ("completamente blanda"), recocida y endurecida por laminado en frío ("laminada a temple"). Todos los grados con la excepción de hojalata de una o doble reducción, ("completamente dura"), (empleada para fabricarlos tambores de latas de 3 piezas o aplicaciones donde se requiere dureza) reciben una reducción leve al final denominada "pasada superficial" o "laminado a temple.

En el standard británico BS 1444, la condición superficial se especifica como E (expuesta), o U (no expuesta "unexposed") y la condición más exigente se conoce como "acabado total "(FF)" fully finished

Adicionalmente se tienen que especificar condiciones de suministro ya sea aceitado, seco, decapado y textura de la superficie (mate, lustrosa).

La composición del acero para lamina esta dentro de los rangos mostrados en la tabla 1 extraída de ASTM A568-74.

El acero dulce para lámina tiene menos de 0.15 % C y ~~menos~~ de 1 % de aleante mas residual. El contenido de aluminio total es mayor de 0.010 en grados calmados. esto incluye oxidos de aluminio y aluminio soluble, el último es el factor crítico en el desarrollo de altas propiedades de embutido. . Cuando se especifica acero en lámina es de importancia capital hacer constar el empleo final y si la transacción se hace en base a aptitud para el propósito o en base a límites fijos de especificación. En el último caso el comprador se responsabiliza de la performance del material que esté dentro de las especificaciones¹¹

Material laminado en frío (LF) y material laminado en caliente (LC), de calidad de embutido (CE) y calidad comercial (CCC) puede ser producido de acero e fervescente.

El criterio ¹⁰ para diferenciar entre calidad comercial y calidad de embutido, permaneciendo el resto constante, es que la calidad de embutido deberá soportar más de 25 % de incremento de área, calculado de mediciones de área en una pieza embutida que ha sido impresa con un reticulado estandar.

El material laminado en caliente no se recomienda en dichas especificaciones debido a la dificultad en obtener el nivel de calidad de superficie exigido.¹⁰

Las necesidades mas exigentes del mercado en cuanto a ductilidad y resistencia son cumplidas por acero calmado con aluminio o acero calmado en forma especial y estabilizado.

En cuanto a acero efervescente se mencionan dos limitaciones en los estandares ASTM, (i) no es adecuada para análisis químico del producto debido a la falta de conformidad en la composición y (ii) se endurece por envejecimiento después de la deformación después de pasado algún tiempo. Esto es, luego de estar en la condición de recocido total, gradualmente perderá su ductilidad y mostrará signos de revocación del fenómeno de alargamiento brusco en el punto de fluencia o límite elástico que se suprime normalmente con laminación temple o de pasada superficial. Por lo tanto si se requiere apariencia óptima y el usuario no tiene equipo nivelador por rodillos, se debe ordenar aceros calmados en forma especial. Este nivelador de rodillos por pasada superficial minimizará las marcas de Luders o bandas de estiramiento (elongación del punto de fluencia), pero no restaurará a la lamina su ductilidad perdida¹⁰

De aquí que cuando es importante una elevada ductilidad, se deberían emplear aceros calmado en forma especial. Más aun la ductilidad del acero calmado al aluminio (conocido como acero calmado en forma especial, que es en efecto acero efervescente estabilizado,

(ver sección 2.1.2 (a)) es siempre mayor que su contra parte no estabilizada (aceros efervescentes solo tapados o sellados).

Para un sumario de denominaciones de grados de lámina ver Tabla 2 que es abstraída de British Standard 1449: p72 y la lista de especificaciones de la British Steel Corporation.

Además de estos lineamientos generales, hay sub-especificaciones internas que son objeto de negociaciones cliente-fabricante y varían de lugar a lugar. Por ejemplo CRI, 2.3 y 4 (CR por "Cold Reduced) ver tabla de B.S.C. (donde CRI es un acero efervescente estabilizado vaceado en un lingote recto comparado con CR2 vaceado en un lingote de cuello reducido sin estabilizar y CR3 y CR4 que son también grados no estabilizados de exigencia decreciente).

2.0.0 TECNOLOGIA DE PROCESOS

Dado que se esta haciendo una comparación entre materiales inicialmente colados en forma convencional o por colada continua, es necesario tomar en cuenta la influencia de todos los pasos intermedios que siguen a la solidificación en las propiedades finales del producto. Por lo tanto este capítulo tratará suscintamente con la tecnología de solidificación y con los pasos de trabajado que siguen.

2.1.0 TECNOLOGIA DE LA COLADA CONTINUA Y DEL LINGOTAMIEN TO CONVENCIONAL.

2.1.1 CARACTERISTICAS GENERALES DE LA COLADA EN LINGO - TES.

La colada del acero en lingotes consiste en el vaciado de una cuchara en uno o varios moldes de fierro fundido que son retirados cuando el lingote está lo suficientemente sólido para soportar esfuerzos de corte y es capaz de soportar su propia presión ferrostática sin hincharse (y otros criterios metalúrgicos comunmente pueden tener que ser satisfechos también). El vaciado de lingotes puede ser directo o indirecto (llenado de abajo hacia arriba) (ver Fig. 1). En el último caso, el acero es transferido vía tubos refractarios, permitiendo

la colada simultánea de varios lingotes pequeños.

a) Moldes de lingotes. (Lingoteras)

Son fundidas de hierro con grafito en hojuelas, hierro con grafito esferoidal o hierro con grafito mixto (en rosetas), en diferentes configuraciones (ver fig. 2). Las paredes del lingote puede ser planas o estriadas para la cual los radios internos no deben ser $\leq 0.06 D$ para cuadrados y rectangulares, y $\leq D/2.5 N$ para más de ocho caras, ($N + N^\circ$ de caras, $D =$ media geométrica de la sección transversal). Las paredes se deben mantener lisas, libres de grietas e incrustaciones de metal. Cuando los radios internos son más pequeños que lo que se sugiere arriba, la vida del molde tiende a acortarse debido a rajaduras de esquinas, mientras que si es mayor, aumenta la segregación de esquina del lingote y la incidencia de rajaduras longitudinales.

Las propiedades del material del molde también afectan la vida del molde y su diseño. El contenido de azufre se mantiene bajo dado que reduce la vida, formando FeS que reduce la resistencia en caliente. Los fabricantes de moldes, (generalmente fundiciones de cubilote) buscan un equivalente de carbono (C.E.) entre 4.2

y 4.5 (donde C.E. = % C + % Si + % P

es decir ligeramente hipereutectico. Mientras -- que el efecto de la composición esta aún bajo investigación se han reportado¹³, correlaciones entre vida del molde microestructura (distribución de la perlita) composición química, por ejemplo:

$$K = \frac{\% \text{ Si}}{\text{Mn} - (1.73 \% \text{ S} + 0.3)} \quad \text{donde un mínimo de vida}$$

ocurre a valores de K entre 7 y 8. Hay otra relación:

$$\frac{\text{Silicio}}{\text{Manganeso}} = 6.83 - 2.92 \frac{\text{Peso Molde}}{\text{Peso lingote}} \quad \text{que es empleada}$$

por fabricantes de lingoteras para maximizar la vida útil. La fundición esferoidal tiene mayor resistencia debido a la continuidad de la matriz ferrítica, permitiendo un peso de molde que es la mitad del correspondiente molde de fundición gris o de grafito en hojuelas. Debido a una menor conductividad térmica tiende sin embargo, a torcerse por ello son diseñadas estas lingoteras para tener isoterms distribuidas simétricamente a través del espesor de la pared y con espesores de esquina del 30 al 40 % de espesor de pared para minimizar grietas en las esquinas de la lingotera (ver fig. 3)

Las lingoteras tienen dos elementos que contribuyen a la operación de deslingoteamiento o descamisado. Una consistente en protuberancias de donde es recogida por equipo de izaje y la otra es un ángulo de salida de 1-3 % (ver figura 4).

El piso de la lingotera o placa base está hecho de un planchón de fundición blanca. Las placas bases son más complicadas para colada indirecta.

La preparación de las lingoteras es una parte significativa de la tecnología de lingoteamiento. Comprende la rotación, inspección y separación o descarte de las lingoteras, el montaje en su respectiva placa base y la colocación de aislantes térmicos en la cabeza del molde a fin de dirigir la solidificación, de ser esto último necesario. Las lingoteras y las placas base, especialmente, se erosionan en cada colada formándose bases de concavidad irregular al mismo tiempo que aumenta la capacidad del ensamble. La forma del fondo contribuye a balancear la elongación superficial y la "cola de pez" o elongación lateral¹⁴ (ver fig. 5 y 6) en el trabajado en caliente que sigue.

Las paredes de las lingoteras son generalmente revestidas con compuestos que pueden ser del ti

po volátil empleados para grados calmados con aluminio dado que los gases reductores que genera protegen al menisco de la oxidación. Puede ser del tipo refractario al que se le atribuye la prevención de la adherencia de salpicaduras, la promoción de un enfriamiento parejo de la capa exterior del lingote y facilitar el decamisado.

b) Vaciado del lingote.

Las variables más importantes son:

- 1.- Temperatura, generalmente variable de lingote a lingote durante la misma colada.
- 2.- Velocidad de vaciado (T) = Dependiente del diámetro de la boquilla y de la presión ferrostática del metal, será función del acero en la cuchara y la geometría de la cuchara para un diámetro de boquilla dado y por lo tanto será dependiente del tiempo.
- 3.- Velocidad de elevación, a más velocidad de llenado mejor es la apariencia de la superficie.
- 4.- Turbulencia del chorro que determina el grado de reoxidación de la corriente líquida por el aire. Las boquillas fabricados de acuerdo a los principios de la dinámica de fluidos dan un chorro menos turbulento.

al comienzo del vertido, la salpicaduras son perjudiciales, debido a que las gotas forman una pared que quedará cubierta por metal pero no soldada formando laminaciones (escamas, costuras, etc.), para disminuir este problema se emplean latas anti salpicaduras.

Parámetros adicionales a ser considerados son el incremento de presión ferrostática proporcional a T/A , (A = sección transversal), el flujo de extracción de calor $\frac{P}{A}$ y el índice de agrietamiento T/P (P = perímetro). Este índice se relaciona a grietas que ocurren durante el proceso inicial de solidificación cuando la resistencia de la capa delgada y semiplástica de la superficie del lingote no puede soportarla la presión ferrostática. Por lo tanto este tipo de agrietamiento es aumentado por: (i) temperatura de vaciado muy alta (ii) muy rápido caudal de vaciado, (iii) ~~lingotes~~ lingotes calientes, y (iv) velocidad de enfriamiento disparejas. Estas consideraciones se aplican cuando se forma un espacio libre entre el lingote y el molde unos tres minutos después del vaciado¹³. Cuando el azufre $\leq .02$ %, el vaciado puede ser significativamente más rápido y más caliente sin aumento en la incidencia de agrietamiento. Hay también grietas restrictivas relacionadas a rebabas y -

otras protuberancias que impiden la contracción del lingote, y grietas de cara motivadas por esfuerzos internos que se originan dentro del lingote debido a la incapacidad para soportar las deformaciones por contracción. Este último tipo de grietas es frecuente en aceros de alto y mediano carbono, aceros de grano afinado por aluminio, se emplean adiciones de fuertes estabilizadores de sulfuros (p.e. titanio).

Un efecto importante de la placa base es actuar como un enfriador promoviendo un movimiento ascendente del frente de solidificación. El colado de lingotes con la base ancha hacia arriba contribuye también a la formación de un gradiente de temperatura que concentra la contracción volumétrica (rechupe) en la cabeza. Por otro lado el colado indirecto por medio de canales y un bebedero central puede originar gradientes térmicas que llevan a un rechupe difuso. Las cabezas de los lingotes pueden ser rectas o estrechadas (ver fig. 7), el último tipo se emplea para concentrar el rechupe en un volumen pequeño, optimizando así el rendimiento.

En conclusión las lingoteras están sujetas a fatiga térmica, daño por manipuleo mecánico, desgaste por erosión y su desempeño tiene que ser

registrado debidamente ya que la vida útil de las mismas gravita en el costo del acero.

Las lingoteras van en capacidad de 600 Kg. a 300 tons.. Los lingotes producidos siempre son diferentes en alguna manera a sus precedentes y subsiguientes, lo cual obliga a un registro individual por lingote que se mantiene hasta el producto final

2.1.2 COLADA EN LINGOTES PARA LAMINA

Se efectúa por colada directa. Las dimensiones de los lingotes son generalmente de 13-25 ton¹⁶ con una relación altura/largo de base de 2 a 2.5. Se prefiere lingotes con cabeza reducida (ver fig. 7) para aceros efervescente y tapados. El ancho del lingote lo más aproximado posible ^{al} del planchón deseado para minimizar la extensión lateral durante el pase de la laminación de ^{canteado} que se le da el planchón previa reducción a lámina para proveerlo del ancho adecuado ¹⁴. El espesor del lingote también se ajusta a un criterio similar porque la extensión longitudinal durante el ~~proceso~~, forma laminaciones al juntarse los planos superior e inferior del planchón laminado. Este último efecto puede ser contrarrestado por la extensión de la protuberancia del fondo del lingote ¹⁴

cuya forma la da la placa base.

Se aplican tres tipos de prácticas de vaceado:

(i) Acero efervescente

(ii) Acero calmado, ó

(iii) Acero semicalmado o balanceado.

Secciones transversales verticales típicas (ver fig 8), muestran diferencias en la distribución de sopladura y cavidades. Hay también diferencias en el grado y patrón de segregación o heterogeneidad química a través de una sección transversal dada - (ver fig. 9).

a) Colada ^{en} lingotes para acero efervescente.

En la colada de lingotes para lámina que va a ser empleada en aplicaciones de conformación en frío, la calidad de la superficie (osea, ausencia de laminaciones) es de importancia superlativa. Por lo tanto el acero es colado inicialmente como acero efervescente con capa externa sólida y sin sopladuras en la superficie. Se atribuye a la presencia de porosidades internas en un acero efervescente un efecto benéfico de alivio de tensiones y evitamiento de grietas de cara (ver sección precedente). Los aceros efervescentes se caracterizan por la evolución de -

gas monóxido de carbono desde el comienzo de la solidificación. Esto se aprecia como una acción de "hervido" en el menisco del lingote siendo la evolución de gas controlada por el producto de solubilidad carbono-oxígeno. Este último equilibrio está afectado por la segregación y enriquecimiento de otros elementos desoxidantes - especialmente manganeso¹⁷ ... Durante la fabricación del acero el producto $[C]$ $[O]$ sigue una relación tal como se muestra en la Fig. 10. En presencia de otros desoxidantes tales como aluminio o silicio, el (O) en solución seguirá la trayectoria de la curva de menor solubilidad. Hacia el fin de soplo en un convertidor LD o en un horno de arco eléctrico el (O) dependerá en la temperatura θ (en °C) según¹⁸ :

$$[O] = \frac{2235}{C} + .02 (\theta - 1600) + 30$$

Durante el enfriamiento del acero se super satura con oxígeno especialmente a bajos contenidos de carbono (p.e. 0.13 %).⁶ El control de (O) es vital para una acción efervescente que este dentro de límites reproducibles. Este control se ejecuta por: (i) control del nivel de carbón (ii) predesoxicación por adición al baño de ferro aluminio, ferro silicio y ferromangane

¹⁷
so, (iii) análisis directo de (O) de ser -
posible⁶, (iv), posteriores ajustes de (O) por
adición de ferromanganeso aluminio a la cuchara
de ser necesario.

Las burbujas formadas cuando la solidificación local ha alcanzado 90 % son atrapadas y se alargan insutu en vez de ser desplazadas por corrientes convectivas. Sin embargo si la velocidad de solidificación es suficientemente rápida ~~para~~ impedir la aglomeración, de burbujas interdendríticas vecinas, solo se formará un pequeño poro. Si la solidificación es relativamente lenta (una temperatura alta de vaciado por decir) el gas será acarreado por corrientes convectivas lejos del frente de solidificación y no aparecerán sopladuras (formación de una capa externa descarburiada)^{19, 20}. Después que se permite la formación de la mencionada capa hasta un espesor pre-fijado (controlado por el tiempo de efervescencia a una composición y temperatura de vaciado dadas) el acero es generalmente tapado o calmado (estabilizado)

El tapado de acero efervescente.

Consiste en la solidificación forzada de la cabeza del lingote a fin de aumentar artificialmente la presión dentro del lingote oponiéndose

a cualquier evolución de gas. Tiene dos efectos: (i) Previene a cualquier aglomeración de sólidos en suspensión ("espuma") ser arrastrada al centro del lingote en las últimas etapas de solidificación²¹ ..., y (ii) debido a la expansión que ocurre por efecto de los gases atrapados que aun siguen evolucionando en el centro aún líquido debajo de la superficie sólida, se contrarresta el rechupe y la mayor parte del material segregado se concentra en la sección correspondiente a la cabeza.

El tapado del acero es adecuado también para prevenir la reoxidación de una cabeza esponjosa (coliflor) que se forma en lingotes de acero que ha efervecido completamente. Con este fin es importante que la apariencia de la tapa sólida sea redonda y/o convexa²¹. El tapado puede efectuarse químicamente con aluminio líquido o granular empleando 220 - 570 g / ton)²¹, o mecánicamente insertando un tapón o enfriando con agua.

El calmado estabilizado de acero efervescente.

Se lleva a cabo como se menciona en la sección 1.1 para minimizar envejecimiento por deformación (ver sección 2.23 (c)). Para este fin,

puede ser calmado inyectando alambre de aluminio o fleje de aluminio de tal manera que se obtenga una distribución uniforme de [Al] en el líquido remanente después de formarse la capa externa. La cantidad de aluminio (alambre de aleación Al - Ca también puede ser empleado) usado depende de la cantidad de [N] y [O] presentes.

Un rango de aluminio soluble de 0.015 % - 0.050 % correspondiente a un contenido [N] de 0.0040%

- 0.0080 % se recomienda²³. Aunque el aluminio se concentrará principalmente en el centro del lingote, la difusividad del nitrógeno en la etapa de deformación en caliente asegura la formación de partículas estables de nitruro en el estado final²². (ver sección 2.2.4). Una vez que el lingote es calmado la solidificación procederá en forma tranquila y el desarrollo de la contracción resultará en una pérdida de rendimiento. Este último resultado^{se} puede minimizar con el uso de cabezas aisladas térmicamente y compuestas exotérmicas

b) Cólado de lingotes para acero calmado y balanceado.

Aunque la calidad de la superficie es un parámetro importante para acero de láminas en acero para plancha y acero de alta soldabilidad (espe

cialmente de alta resistencia a la tracción) la importancia estriba en el desarrollo de direccionalidad de propiedades y la homogeneidad de composición²⁴. En lo que respecta a acero para láminas formables en frío, una razón para calar aceros calmados es que se puede obtener material más dúctil (sec.5.2.).

La desoxidación permite micro-adiciones de elementos muy activos tales como Ti, Cr, B, Nb y Ce que tienen un efecto benéfico en las propiedades. Por ejemplo Ti, Cr y B aumentan la resistencia al envejecimiento por deformación (ver sec. 2.2.4), y el endurecimiento por envejecimiento a temperaturas altas relativamente hasta 500°C, formando carburos estables además de los nitruros. También adiciones de titanio para mantener una relación $Ti / (C + N) > 4$ se recomiendan para fabricar un acero extra dúctil

($\bar{r} = 2,15 - 2,47$) (ver sec. 2.2.5).

Se ha establecido que una relación entre 7 y 12 mejora aún más la ductilidad ($\bar{r} = 2.5 - 3.3$)²³ y esto también es aplicable a aceros de colada continua. Similarmente adiciones de boro de 0.02 a 0.05 % minimizan las tendencias al envejecimiento.

En aceros calmados, aún mas es posible un control efectivo del aluminio soluble y como resultado se obtiene una distribución pareja de partículas de Al N.

En aceros calmados o semi-calmados la evolución de gas se mantiene a un mínimo asegurando un (0) bajo en la cuchara. El baño aparece más quieto que el acero efervescente y hacia el fin de la solidificación hay solo la suficiente formación de porosidades para contrarrestar la contracción. Aunque el acero semi-calmado es muy importante para grados de acero para plancha y de baja aleación debido a un moderado aumento del rendimiento respecto del acero totalmente calmado y tan solo problemas menores de segregación, su uso no está extendido a la fabricación de acero en lámina ≤ 3 mm.

2.1.3 CARACTERISTICAS GENERALES DE LA COLADA CONTINUA

La colada "continua" es un proceso más apropiadamente conocido como colada en molde sin fondo, consiste en una secuencia de pasos que comprenden:

- 1.- Vaceado de una cuchara en un reservorio conocido como repartidor^o "tundish".

- 2.- Colado del tundish, el cual es mantenido a un nivel uniforme de metal, en un molde que está inicialmente cerrado por una barra retrátil de inicio.
- 3.- Extracción continua de la barra solidificada - con una costra sólida y un núcleo líquido manteniendo un nivel de acero líquido en el molde.
- 4.- Enfriamiento subsecuente de la barra por la acción de chorros de agua en una zona de enfriamiento secundario hasta que la solidificación esté completa.
- 5.- Seccionamiento de la barra en longitudes convenientes por la acción de una antorcha viajera o algún otro mecanismo similar.

Las máquinas de colado continuo se clasifican (ver Fig. II) por la forma como la barra es extraída del molde. p.e. en orden cronológico :

- (i) Máquinas con molde recto y extracción vertical con despacho horizontal luego del corte.
- (ii) Máquinas de extracción vertical y molde recto con doblado y enderezado durante la extracción hasta llegar a una dirección horizontal,
- (iii) Máquinas con molde curvo con una extracción

curva, hacia la dirección horizontal ya sea con radio fijo o radio variable,

(iv) Molde recto y mecanismo de extracción híbrido de un segmento inicial recto y el resto de radios variables (i.e. equipo VOEST) (ver Fig.- 11).

a) El Molde, está hecho de cobre o de una aleación dura de cobre, hoy en día como un conjunto rectangular de cuatro placas delgadas, aunque los modelos iniciales fueron hechos de una sola pieza fundida de cobre. La tendencia actual es hacia placas de un metal resistente a la abrasión (p.e. acero inoxidable) para reducir el tiempo de mantenimiento del molde. Las placas del molde están respaldadas por la estructura de un intercambiador de calor donde se mantiene un flujo de agua a presión.

El molde tiene un movimiento relativo respecto a la costra solidificada a fin de evitar que el metal se pegue al molde, tal como el "ciclo de desmoldeo negativo", donde la velocidad de descenso del molde es 10-20 % mayor que la velocidad de extracción de la barra y al momento de alcanzar el límite inferior de su carrera, la velocidad de ascenso es tres veces la velocidad de descenso. Valores usuales para este movimien

to son 20 - 120 ciclos/minuto, y 15-20 mm de -
carrera; este movimiento causa marcas de oscila-
ción. La forma de los moldes toma en cuenta un
factor de reducción subsiguiente (sección cola-
da a sección del producto final lamina) mayor -
que 5; la sección transversal del molde no pue-
de ser indebidamente grande con respecto a su -
longitud pues de otra manera la costra delgada
que existe a la sólida del molde no sostendría
la presión ferrostática del núcleo líquido a pe-
sar de la acción del castillo de rodillos de
apoyo que está a alguna distancia por debajo del
molde.

- b) El lubricante, Este aditivo al molde se le de-
nomina así porque minimiza el efecto de marcas
de oxidación. Puede ser aceite ligero (.e. se-
milla de algodón) o polvo autofundente. El acei-
te ligero aisla el menisco del metal quí-
micamente por medio de la atmósfera reductora -
que genera su descomposición. El lubricante en
polvo por otro lado tiene las siguientes carac-
terística : .

1.- Estabiliza el flujo de calor en las paredes -
del molde, fundiéndose con baja tensión su-
perficial a fin de mojar el menisco introdu-
ciéndose entre el metal líquido y el molde.

2.- Debe ser capaz de disolver el óxido de aluminio para evitar la aglomeración de inclusiones en terrones de alúmina.

3.- Debe aislar el menisco térmicamente contra pérdidas por radiación.

Composiciones adecuadas para cumplir los propósitos enunciados son.⁸

	Polvo 1	polvo 2
SiO ₂	25 %	32 %
CaO	35	26
Na ₂ O	12	22
K ₂ O	---	3
Li ₂ O	2	4
F	7	12
B ₂ O ₃	18	--

Se debe tener cuidado cuando se emplee polvo a fin de no coger humedad que introducirá hidrógeno en el metal.

En los modelos iniciales era necesario observar el menisco a fin de detectar la aparición de aglomeraciones flotantes de sólidos en suspensión, las cuales si no se retiraban era arrastradas con la barra pegándose a la costra incipiente, convirtiéndose en una fuente importante de

de desperfecto.

Esta "nata" es causada por incrustaciones de alúmina en acero solidificado. El uso de lubricante en polvo previene lo dicho si es renovado y mantenido dentro de la composición correcta.

- c) Enfriamiento secundario, está constituido por una serie de castillos de rodillos que tienen una función directora y de apoyo en la barra que cuenta con varios aparejos de enfriamiento inter espaciados con los rodillos mencionados. El diámetro del rodillo y el espacio entre rodillo y rodillo, especialmente de aquellos inmediatamente debajo del molde, así como la presión que ellos ejercen en la superficie de la barra, están regulados²⁷ para resistir los esfuerzos de tracción que tienden a desgarrar la costra incipiente.

Los aparejos de enfriamiento comprenden una variedad²⁸ de arreglos conocidos como placas de enfriamiento, parrillas de enfriamiento, canales de rosío, y chorros directos. Su efecto es cuidadosamente balanceado para producir una sección sólida antes de que la barra llegue a la etapa de corte, sin causar una rigidez indebida.

Todas las plantas de colada continua tienen -- areas destinadas a la inspección y enfriamiento de productos semi-terminados. La acción correctiva para defectos de superficie se realiza por medio de soplete de lana conocida como escarpador que remueve el defecto en forma selectiva o con una máquina de escarpado.

- d) Control de flujo de metal y de inclusiones en el Tundish, Buza y Molde. El Tundish debería de efectuar una función de limpieza, así como efectúa una función reguladora de caudal, mediante la flotación de partículas grandes. El acero es vaceado a través de buzas con descarga al aire libre o, así como se emplea en el colado de planchones, canalizando mediante una buza sumergida en el molde. El efecto de erosión del chorro de metal influye en la ubicación de áreas de caparazón delgada que pueden causar posteriores desperfectos, también el momento que lleva dicho chorro arrastra todas las partículas sólidas, tales como inclusiones no metálicas. En la colada de planchones con buza sumergida, especialmente en moldes curvos o con extracción en curva, hay una tendencia a acumular inclusiones en el lado concavo del arco²⁹. Esto se debe a la penetración de la corriente de metal en el crater de la barra causando la deposición o el

atrapamiento en las dendritas crecientes, de las partículas que dicha corriente arrastra de regreso hacia arriba. (ver fig. 12)

El anterior enunciado se apoya en cálculos realizados del área crítica generada - en conjunto con la penetración de la corriente de metal Vs , atrapamiento de inclusiones (ver-Figs. 13 y 14).

Para un molde estándar rectangular para planchones de 200/500 mm. y una curvatura de la barra ($r = 12$ m.) $r =$ radio interno, la profundidad de penetración definida por la profundidad a la cual el acero del chorro alcanza un momento igual a cero relativo a la barra, necesita ser 1.5 m para tener un incrustamiento mecánico de inclusiones igual a cero²⁹.

Los intentos de evitar el atrapado mecánico de inclusiones han tendido a:

- 1.- Eliminar la mayoría de las partículas en el Tundish por flotation e introduciendo barreras, diques, trampas 18, 30.
- 2.- Eliminar mayor generación de inclusiones pro

tegiendo el chorro de la cuchara al tundish^{18,}
³⁰ contra la oxidación por la atmósfera

3.- Controlar el flujo en el molde por medio del uso de buzos bifurcadas (ver fig. 15) o buzas de salida múltiple con aberturas apuntando hacia arriba o horizontalmente para generar una acción de barrido ascendente,^(8, 18, 31, 32, 33) en dirección a la capa primaria solidificada generando en el menisco una onda estacionaria^{31, 32} (Fig. 18 adyacente a la pared del molde de tal manera que dirige los sólidos aglomerados hacia adentro.

El uso de inyección de argón a través de la buza o el uso de buzas tipo botella²⁹, o tipo "jumbo" (ver fig. 17), puede también ayudar a prevenir la captación de inclusiones. Todos estos efectos de la buza son de hecho tomados en cuenta por el criterio de profundidad de penetración.

Se muestra una secuencia de experimentos³⁴ para determinar los efectos del control del flujo en el distribuidor (tundish) y en la buza, en las Figs. 18, 19, 20, 21 y 22.

También es notorio que las condiciones transitorias tales como el cambio de tundish y cambio de cuchara afectan la captación de inclusiones principalmente por efecto de la variación en el nivel del molde y el caudal de flujo (ver fig. 23).

2.1.4 COLADA CONTINUA PARA LAMINA

Los moldes para planchones empleados para lámina y hojalata son más angostos que los moldes para planchas gruesas p.e. 1600 mm comparados con cerca a 2 metros y generalmente son bastante angostos e.g. 900 mm. Esto ha llevado a dos desarrollos prominentes en su manufactura:

- i) Colada gemela³⁵, donde un molde de planchón ancho es dividido por un segmento que hace de pared de ambos planchones y,
- ii) Colada a gran velocidad de extracción³⁶ (hasta 2m/min. comparado con lo usual 0.8 - 1.1 m/min. para planchas). Estos dos desarrollos se mencionan por que ellos subrayan la posibilidad de que las instalaciones actuales para colar planchones para plancha gruesa son capaces de suministrar planchones para lámina, y también porque la colada a gran velocidad minimiza los defectos de superficie causados por inclusiones de escoria³⁵.

Una lista de los parámetros cruciales de procesamiento dada por Leclerc¹⁸ es como sigue:

- 1.- Parámetros que operan individualmente: temperatura de colada, control de la desoxidación - ayudada por aceración bajo control reproducible, velocidad de colada enfriamiento secundario por chorros, condición de los rodillos.
- 2.- Parámetros que tienen un efecto de grupo: protección del chorro entre cuchara y tundish, diseño del tundish, forma de la buza sumergida, tipo de refractarios, condiciones de flujo y polvo "lubricante".

Los planchones, en especial los de grado calmado por aluminio, son es carpados generalmente en un es carpador continuo en frío mediante gas de coque y oxígeno. Este proceso remueve 1 - 3 mm. de la superficie haciéndola susceptible de inspección, removiendo todos los defectos de superficie (p.e. marcas de oscilación).

Este procedimiento se denomina es carpado 1-2 % x - 100%, la primera cifra se refiere a la pérdida en rendimiento del planchón y la segunda al porcentaje de superficie que se trata.

a) Colada de planchones en acero efervescente.

La evolución de gas esta controlada por el equilibrio carbono-oxígeno y por la presencia de - otros elementos, tales como manganeso en solu - ción.

La velocidad de extracción es otra variable im - portante dado que la presión ferrostática difi - culta la formación de burbujas⁶. Por otro lado el control de la turbulencia y la formación de espuma puede lograrse regulando el contenido de oxígeno en el metal. Una forma de realizar es - to³⁷ es primero determinar el contenido de Fe de la escoria y adicionar Fe - V a la cuchara. Si $FeO < 16\%$ entonces se añaden 1.6 lbs/ton de ferro - vanadio de 55 % V - 4 % Si y 2.5 % C y se añade aluminio por debajo de 1 lb/ton a la - cuchara o al tundish si la evolución de gas del chorro de colada es de apariencia violenta.

Así mismo, si $FeO > 16\%$ se determina otra rutina de adiciones³⁷. El contenido de oxígeno de - be ser reducido al equilibrio, para tal fin la determinación de la f.e.m. por celda electrolí - tica es de gran ayuda⁶. A niveles de carbono $< .1\%$ el acero líquido tiende a supersaturarse con oxígeno.

Itskovich,⁶ ha reportado el empleo de velocidades de colada para un planchón de 200 x 1000 mm de 0.4 - 0.5 m/min. Por encima y debajo de estos límites se observó efervescencia insuficiente y efervescencia fuera de control para bajas velocidades. En la colada continua de acero efervescente, la conductividad térmica disminuye debido a las sopladuras formadas, siendo necesario emplear una velocidad de extracción más baja que para aceros calmados al aluminio. Más aún, las sopladuras (ver fig. 24) que se tornan expuestas en la sección transversal después del corte están sujetos a oxidación.⁷

b) Colada continua de aceros calmados al silicio.

Estos están tipificados por la familia "Riband" y tienen la siguiente composición:³⁸

Carbono	.03 - .15 %	Silicio	.04 - .05%
Fósforo	<.010 %	Margneso	.40 - .50%
Azufre	< .015%	Aluminio total	.004 - .015%

La liberación de gas en el molde se mantiene al mínimo y los rangos de Mn y Si previenen de microporosidades.. El contenido de oxígeno del acero de controla, en parte por desoxidación en el convertidor u horno, y por adición de Fe - -

Si y Si Mn a la cuchara hasta cumplir la especificación. También se puede emplear desoxidación por carbono al vacío. Los aceros calmados al silicio pueden ser colados con chorro al aire pero normalmente se emplea una buza sumergida de sílice fundida para mejorar el funcionamiento del sistema.

El uso de la desoxidación por Mn-Si da lugar a la aparición de inclusiones complejas $MnO Si O_2$ (puntos negros)³⁹. Estas no son dañinas porque su elongación a las temperaturas de laminación es casi nula, siendo suficientemente plásticas como para no fracturarse³⁹. El nivel de aluminio determina la aparición de sopladuras o de racimos de alúmina (e.g. la sub-desoxidación causa el primer efecto). Las microporosidades son pequeñas en diámetro y profundidad y no son dañinas pero su cambio una desoxidación excesiva desarrolla "racimos" o conglomerados de alúmina en la sub-superficie de los planchones³⁹.

Los aceros calmados al silicio pueden hacerse resistentes al envejecimiento por la adición de Boro²⁵, como un paso final en las adiciones de desoxidación como Fe B o Ca-B en cantidades < 0.10 %, manteniendo una relación Boro/Nitrogeno de 1.4 - 2.5 con contenidos de oxígenos mayores de 150 ppm, o una relación de 1.0 - 1.4 cuando

el contenido de oxígeno es menor de 150 ppm como cuando el acero es tratado al vacío.

c) Colada continua de aceros calmados al aluminio

El rango típico de aceros CAL es⁴⁰:

C	.045	-	.060
Mn	.025	-	.035
P	.008	-	.015
S	.015	-	.025
Al soluble	.010	-	.075
N soluble	.002	-	.008

de preferencia el aluminio en solución debería ser .020 -.035 % con un contenido de Nitrógeno de .005 - .0075⁴¹.

Durante la colada de aceros CAL se debe tener cuidado de evitar el bloqueo de la buza y la formación y deposición de racimos de alúmina en la barra. El bloqueo de la buza durante la colada tiende a no ocurrir cuando $[Al] < .05\%$ y se emplean buzas sumergidas y a un $[Al] < 0.007\%$ con chorro expuesto a la atmósfera. Hay tres mecanismos convergentes⁴² de bloqueo-

(i) Deposición por las condiciones de flujo de las partículas existentes,.

(ii) Creación de más alúmina por reacción consílice.

(iii) Ingreso de aire a la capa límite y las condiciones térmicas envolventes que hacen crecer a los depósitos. El uso de purgado con Ar⁴³ y el empleo de refractarios de bajo contenido de sílice en la buza ayudan a disminuir este problema. El uso de la desoxidación a base de aleación Al - Ca que produce aluminatos globulares de calcio debería reducir la incidencia de bloqueo de la buza.

Tal como se menciona más adelante, la forma de inyectar el desoxidante en la cuchara, tiene un efecto en la generación de inclusiones (ver Fig. 25). Se ha reportado³⁰ que la protección del chorro de la cuchara al tundish mediante gas inerte, logra una diferencia de 12 ppm en la cantidad de aluminio soluble que se oxida.

d) Colada continua de acero completamente descarburizado al vacío.

Se logran niveles residuales muy bajos de manganeso y silicio⁴⁴ y se reportan logros de gran ductilidad⁴⁵. El rango de composición aplicable es: 45.

C .03 - 0.75	Si < .06	P < .01
Mn .005 - .07	S .01 - .02	O < .010

2.2.0 SECUENCIA DE TRABAJO

Este trabajo es concerniente a las diferencias en propiedades debido a diferencias en el proceso de solidificación. Es necesario, sin embargo describir someramente las etapas de trabajado que siguen a la solidificación dado que su efecto puede eliminar o incrementar la diferenciación p.e. homogenización de microestructura o desarrollo de direccionalidad por el ongación de inclusiones de sulfuro.

2.2.1 DE LINGOTE A DESBASTE O PLANCHON

El tiempo transcurrido entre el vaceado y la introducción en un horno de foso, donde se calientan los lingotes antes del laminado, es llamado tiempo de tránsito⁴⁶. Hay un tiempo de tránsito determinado que resulta en un tiempo mínimo de fosa para una combinación dada de tiempo de enfriamiento en el molde y al aire libre⁴⁷. Dado que el grado de segregación en el centro líquido depende en el tiempo total de solidificación⁴⁸, los lingotes que son introducidos prematuramente en el horno de fosa tienen el centro con solidificación retardada causando laminaciones en áreas aisladas del planchón⁴⁸.

El tiempo de solidificación debe hacerse indepen-

diente del ciclo de recalentamiento en el horno de fosa⁴⁹.

Los lingotes son recalentados de acuerdo a un criterio de trabajabilidad, tal como aquel de

• Sevrin⁴⁶.

"La temperatura debería ser 1325°C en la superficie subiendo a 1450°C en el centro", o aquel de Massey y Sheridan⁴⁷. Ningún punto en el lingote debería estar sobre el liquidus, y no menos que 30°C , por debajo del ajuste de temperatura empleado. Estos criterios térmicos tienen que tomar en cuenta las reducciones subsecuentes en espesor, calidad del lingote y dimensiones, distribución de temperaturas en el lingote, la velocidad de deformación y el calentamiento adiabático que va a tomar lugar⁴⁹. En el horno de fosa, ocurre el escámado y la remoción de una capa de la superficie exponiendo cualquier sopladura sub-cutánea pero per el otro lado los defectos superficiales son removidos.

Las laminadoras de planchones son generalmente duros y la instalación generalmente esta equipado con desescamadores tales como sistemas de chorro-hidráulico. Tienen también podrosas cizallas mecánicas para separar los extremos y para seccionar el planchón largo.

2.2.2 DEL PLANCHON A LA BOBINA

Los planchones provenientes de cualquiera de los dos procesos son enfilados, luego de inspección en un orden registrado, en un horno de recalentamiento de planchones. Son llevadas a 1250 °C y la igualización de la temperatura se logra por un segmento de retención a temperatura constante en el horno. Los diferenciales de temperatura, tales como aquellos causados por las marcas de los tientes de deslizamiento, permanecen y pueden causar un patrón ondulante durante el laminado⁵⁰. En el horno de recalentamiento se emplea con ventaja una remoción de superficie del 1 %, para remover defectos superficiales³⁹.

El laminado subsecuente puede tomar una variedad de caminos de acuerdo al equipamiento y disposición de la planta. Una práctica convencional empleada en B.S.C es como sigue:

Después de ser descargado en una mesa de rodillos el planchon es desescamado por potentes chorros de agua. Durante el laminado, los planchones pasan a través de una serie de cajas laminadoras. La primera es generalmente un cuarto reversible con rodillos verticales canteadores y equipo de desescamado. Después de reducción a 32 mm⁵⁰ en la

etapa primaria, los extremos de la barra son seccionados y se efectúa un ulterior desescamado. La barra pasa entonces a través de un laminador de banda continua que comprende de 5 a 7 cajas con calibre automático del espesor, control de tensión y facilidades para control de velocidad variable (Zoom) que permite el embobinado a altas velocidades inmediatamente después de un acercamiento "lento" de la punta de la banda. Se puede emplear una laminadora reversible en caliente tipo steckel para instalaciones de capacidad baja. Durante el laminado continuo el material pierde temperatura y después del último paso de reducción la temperatura es 900°C. Esta última temperatura es, sin embargo, muy alta para el embobinado y las mesas de salida están provistas con sistemas de enfriamiento de banda⁵⁰.

El rango de espesores usual para material que va a ser reducido en frío es 3.2+2.0 mm⁵⁰. Se están haciendo avances para producir lámina en caliente de 1.2 mm.⁵¹, 1.00 mm³⁹ y 0.8 mm⁵⁰. Una descripción de equipos de planta típicos y de disposición de los mismos está dada en la Ref. 16.

2.2.3 CONTROL DE TAMAÑO DE GRANO PARA BANDA LAMINADA EN CALIENTE.

El laminado en caliente de planchón a bobina produce efectos que no pueden ser alterados subse-

cuentemente⁵⁰ . Estos son:

- a) Anchura, rectitud y pérfil finales (aunque es te último puede ser ligeramente corregidos en la secuencia del laminado en frío).
- b) Una distribución de tamaño de grano dada a traves del espesor de la banda que es final en el caso de lámina en caliente.

Las características dimensionales están controladas por la corona o convexidad del rodillo y por el pérfil de desgaste y las diferenciales de calibre y tensión a lo ancho de la banda⁵⁰. Finalmente la banda es desenvuelta, recortada a los lados si se requiere y decapada en una línea de decapado continuo. Para lamina suministrada de laminación en caliente, se da una pasada superficial luego del decapado, mientras que para lámina reducida en frío se requiere procesamiento adicional. El tamaño de grano es importante dado que controla la ductilidad (ver sección 3.2), para una lámina reducida en frío tamaño de grano heterogéneo no es aconsejable dado que dará tamaño de grano aun más dispares en el recocido.⁵⁰ Un tamaño de grano adecuado y propiedades óptimas de lamina y bandade laminación en caliente se obtiene con una temperatura de acabado en la región de Ar_3 (850°C)

y una temperatura de bobinado ligeramente por debajo de A_{r1} ($\sim 600^\circ\text{C}$)⁵⁰. Disminuyendo la temperatura de acabado por debajo de A_{r3} se tiende a desarrollar una estructura de grano no uniforme y la anisotropía planar (2.2.5) tiende a aumentar. Por otro lado, aumentarla produce un tamaño de grano - muy grande y partículas masivas de carburos. El rango ASTM de tamaño de grano recomendado des de 8-10⁵², y la distribución de carburos debe ser fina.

Comparando lámina en caliente con lámina reducida en frío, la resistencia a la tracción y el punto de fluencia son mas elevados, pero la elongación es comparable, r (sec. 2.2.5) es < 1 pero n (sec. 3.2.0) es casi igual y la estirabilidad -- (sec.3.1.0) es más o menos igual pero la embutibilidad es más baja. En la banda laminada en caliente n puede ser variada pero r es casi constante.

2.2.4 DE BOBINA A LAMINA

75 % de la producción mundial de bobinas es lamina da en frio (LF)⁵⁰. Este es un proceso intermitente generalmente en el cual las bobinas laminadas en caliente son desenrolladas y pasadas bajo tensión controlada en un laminador cuarto generalmente reversible.

La tensión se aplica entre el rotar de desenrollador y el enrollador, o entre cajas sucesivas como en el caso de laminadores continuos en frío.

Comúnmente se emplea una emulsión refrigerante de aceite en agua dado que la temperatura de la banda puede elevarse tan alto como 200 °C (a una reducción del 90 %⁵⁰). Los espesores de producto laminado en frío (LF) son como sigue. (i) LF para partes automotrices y artefactos domésticos 0.75 - 1.5 mm (ii) LF para recubrimientos y enlozado -- 0.5 - 1.5 mm (iii) Hojalata 0.15 - 0.28 mm⁵⁰

a) Recocido,

Después del laminado en frío, la banda está completamente endurecida y es adecuada solo para aplicaciones especializadas. (ver set. 1.1) Por lo tanto es recocida para restaurar su ductilidad. Esto se hace por lotes de bobinas, en hornos de campana de una sola pila formando columna o de varias pilas y también por recocido continuo, este último se emplea para productos de la línea de hojalata que se beneficien del mayor nivel de dureza y resistencia.⁹

Un ciclo típico de recocido para lámina y hoja delgada consiste en calentarse a 680°C en 20-30 hr., mantener a 680°C por 20 hr. y enfriar al am

biente en 70 hr.

Todo el recocido se lleva a cabo en atmósferas / reductoras (p.e. HNX 95 % N₂, 5% H₂)⁵⁰. El recocido con la bobina suelta o abierta produce un calentamiento relativamente rápido pero requiere insertar espaciadores.

Durante el recocido, toman lugar la recuperación, la recristalización, crecimiento normal de grano y ocasionalmente el crecimiento secundario⁹ de grano que tienen un efecto marcado en la textura heredada del laminado en frío tal como se muestra más adelante.

Los factores que influencia la recuperación y la recristalización incluyen el contenido y distribución de aleaciones e impurezas, el tamaño y distribución de partículas de segunda fase, temperatura de recristalización, y velocidad de calentamiento, historia previa de laminación en frío y en caliente y en cambios de composición que resultan de interacciones gas-metal durante el recocido.⁹

El ciclo dado por el tiempo de recocido y la temperatura de permanencia resulta en un tamaño de grano dado, se prefiere un ASTM 6⁹. El en -

friamiento lento debido a la masa de la bobina permite la precipitación del carbono y nitrógeno a partir de la solución sólida impartiendo máxima ductilidad, mínima dureza y resistencia al envejecimiento por deformación⁹. Una recristalización muy morosa que puede llevar a crecimiento secundario de grano y a un tamaño de grano heterogéneo el cual puede ser causado

por la presencia de azufre en solución^{9, 53} la magnitud de este efecto depende a su vez en la cantidad de manganeso y oxígeno en solución. Los aceros rápidos (portadores de azufre), pueden tener bandas de granos finos que contienen sulfuros de manganeso en el borde de grano recristalizado (Fig. 27). La ferrita en estas bandas está desprovista de Mn debido a la formación de inclusiones de óxido (MnO), las bandas originariamente tienen un exceso de azufre antes del laminado en frío. Posteriormente se combina con manganeso para precipitarse durante el recocido, retardando la recristalización en estas áreas

b) Cedencia y laminado de pre-deformación, o de temple.

El punto marcado de cedencia en la condición laminado en caliente o recocido es dañino a la calidad de la superficie porque está asociado con elongación de punto de cedencia y la aparición

bandas de Lüder antes de comenzar el endurecimiento por deformación y la elongación uniforme. Los puntos agudos de cedencia ocurren porque las "atmósferas" de nitrógeno y carbono en solución sólida atrapan las dislocaciones⁹ a medida que el acero se enfría después del laminado en caliente o del recocido. De manera que cuando un elemento con tendencia fuerte a formar carburos o nitruros (tal como Ti o Cr) se añade, el punto agudo de cedencia es eliminado. Dado que las dislocaciones están atrapados, permanecen fijas hasta que se alcanza un esfuerzo crítico (punto de cedencia superior), donde ocurre la multiplicación de mecanismos de dislocación. La cedencia súbita ocurre a un esfuerzo más bajo (punto de cedencia inferior)⁹. Ver fig. 27.

La laminación de pre-deformación o de temple elimina (temporalmente en aceros efervescentes y permanentemente en aceros calmados por aluminio³⁰) la tendencia de la lamina a desarrollar deformaciones por estirado localizado durante la fabricación. Para aumentar la dureza y la resistencia se imparten reducciones más fuertes de aquí el término laminación de temple⁹:

Normalmente se le imparte a la bobina una elongación en una pasada de laminación de 0.25-1.5%

Con las extensiones mpas bajas empleadas para aplicaciones de super embutilidad⁹. Las b6binas laminadas a temple son empacadas y despachadas o cortadas en l6minas. Tambi6n se pueden llevar a cabo nivelaci6n por tensi6n, aceitado e inspecci6n y recorte lateral. En la pasada superficial de temple tambi6n se puede impartir un acabado superficial apropiado⁵⁰.

La magnitud del laminado superficial necesario aumenta a medida que la elongaci6n de cedencia se hace mayor, pero dado que reduce la capacidad de endurecimiento por deformaci6n se mantiene tan bajo como sea posible⁹.

La supresi6n de la elongaci6n por cedencia por la pasada superficial dse debe a la pre-deformaci6n ejercida bajo esfuerzos biaxiales, de manera que los mecanismos de generaci6n de dislocaciones pueden operar a esfuerzos aplicados m6s bajos^{9, 54} - (ver fig. 28).

El tama6o ultrafino de grano (ASTM 12 a 13) resulta⁹ en elongaciones por cedencia elevadas cercanas al 9 %.

c) Envejecimiento por Deformaci6n.-

En aceros no estabilizados (secci6n 2.1) los puntos definidos de cedencia reaparecen gradualmente a temperatura ambiente, aumentando la resistencia a la tracci6n y disminuyendo la ductilidad. Este fen6meno es causado por el carbono y n6itrogeno disueltos en la ferrita que se segregan hacia las dislocaciones⁹.

El retorno del punto de fluencia marcado est6 determinado por (i) La velocidad de deformaci6n previa (con la temperatura convertida a la de referencia), (ii) Temperatura de almacenamiento (iii) Sistema de esfuerzos aplicados (si se trata de pasada superficial de temple , nivelaci6n por estiramiento o por rodillos niveladores).

El manganeso retarda el envejecimiento por deformaci6n y el V, Nb, Ti, Cr, B lo suprimen completamente.

2.2.5 DESARROLLO DE TEXTURA

La textura es la orientación preferencial que toman los planos cristalográficos de un espécimen policristalino como resultado del procesamiento.

Pueden haber texturas de solidificación, texturas de deformación y texturas de recocido⁵⁵. En un planchón de colada continua, por ejemplo la zona-columnar (ver sec. 4) tiene una orientación $\langle 110 \rangle$ mientras que un lingote, la orientación de los cristales sería más aleatoria, debido a la preponderancia de cristales equiaxiados (sec. 4.1). En la secuencia de deformación, se obtienen grandes deformaciones plásticas por la operación de sistemas de deslizamiento sucesivos. Los cristales rotan de manera que la dirección activa de deslizamiento (en tensión uniaxial) o la normal al plano activo de deslizamiento (en compresión uniaxial) se mueven hasta alineararse con el esfuerzo aplicado⁵⁵.

En metales BCC las texturas de laminación son $(001) [\bar{1}10]$ y $(110) [\bar{1}10]$ con $\pm 55^\circ$ de orientación alrededor de la orientación $[\bar{1}10]$ y una distribución de orientaciones desde $(112) [110]$ a $(111) [211]$ ⁵⁵. De mucha importancia en la manufactura de lámina es el desarrollo de las texturas de recocido.

El recocido es una secuencia de recuperación (re arreglo de dislocaciones), recristalización ("nucleación" y crecimiento para desarrollar granos poligonizados) y crecimiento de grano (migración de límites de grano de gran ángulo y crecimiento a expensas de la matriz).

Hay poco cambio en las texturas durante la recristalización primaria, pero a medida que el crecimiento de grano continúa, la textura de deformación (100) $\langle 011 \rangle$ gradualmente desaparece⁵⁵. La energía almacenada en una orientación cristalográfica disminuye en el orden (111), (112) y (100) de tal manera que las orientaciones (111) recristalizan primero produciendo una orientación completa de tipo (111) rotada alrededor de la normal a la lámina. El material de orientación (111) permanece constante en cantidad o aumenta ligeramente, mientras que el material que tienen orientaciones (100) u otra orientación es absorbido por los granos recristalizados de orientación aleatoria nucleados en los límites de grano⁹. (ver fig. 28). El módulo de Young de un monocristal de hierro es más alto a lo largo de planos 111 más bajo a lo largo de 100 e intermedio a lo largo del 110. La resistencia al adelgazamiento (anisotropía en la dirección normal a la plancha), mientras que el flujo plástico ocurre en el plano de la lámina con igual facilidad en todas las direcciones (isotropía planar), es una condición

deseable durante el formado de productos finales. El primero de los mencionados es medido como una relación de dos deformaciones: $(r)^{56}$.

$$r = \frac{\overline{EW}}{\overline{Et}} \frac{\text{Deformación a lo ancho}}{\text{Deformación a través del espesor}}$$

y el segundo de los mencionados como:

$\Delta r = (r_{90} + r_{45} - 2r_{0})/2$, donde la relación de deformación promedio \overline{r} se correlaciona mejor con una textura cristalográfica (111) (ver fig. 29).

Δr es una medida de la tendencia para desarrollar "orejas" durante el formado. El desarrollo de la textura (111) depende inicialmente de la aglomeración previa a la precipitación de [Al] y [N] en las etapas ulteriores de recuperación que fomenta la deformación de granos recristalizados con orientación (111).

Cuando el aluminio y el nitrógeno se encuentran precipitados con anterioridad el laminado en frío tal como sucede cuando se emplea una temperatura de embobinado $> 620^{\circ}\text{C}^{50}$, la textura de recristalización se deteriora por una reducción de (111) $[\overline{110}]$ y por un aumento en el componente indeseable (100) [011] y otras orientaciones difusas, (Fig. 30).

Los aceros empleados para embutido profundo se -- caracterizan por granos aplanados. Sin embargo es la orientación cristalográfica y no la configuración geométrica del grano la que es responsable de las propiedades mecánicas anisotrópicas⁵⁵. El crecimiento de grano intensifica la textura establecida al comienzo de la recristalización:

$\bar{r} = r_0 \cdot KN$ donde r_0 = constante diferente para cada tipo de acero y N = tamaño de grano ASTM⁹. (Ver fig. 31). La variación de \bar{r} con progresivamente mayores reducciones antes del recocido - tal como se muestra en la Fig. 29) es realmente una composición de los efectos de una variedad de texturas.

2.2.6 FORMADO Y ACABADO DE PRODUCTOS A PARTIR DE LAMINA

a.- OPERACIONES DE CONFORMADO

El acero en lámina es formado por doblado, estirado, embutido o por una combinación de estos procedimientos. Después de ser formado puede ser fabricado o ensamblado con otros componentes por remachado, sellado, soldadura u otros métodos de juntura, previamente al formado o a la fabricación, el acero en lámina puede ser dotado de recubrimientos protectores para resistir la corrosión tal como se muestra más adelante.

La forma final es generalmente laqueada o pintada.

DOBLADO:

Normalmente se efectúa por una laminadora dobladora continua o también por prensa dobladora de un solo movimiento.

Los parámetros importantes de doblado⁵⁷, con el ángulo de doblado, el radio de doblado y la condición de los bordes de la lámina (es decir si son cortados, cizallados o de laminación en caliente debido a que las laminaciones subcutáneas que devienen expuestas dan origen a desgarramientos.

ESTIRADO:

Es un cambio de forma acompañado por un aumento^{de} de área superficial. Se lleva a cabo por una prensa que sujeta la lamina recortada mientras que al mismo tiempo un punzón (un tipo de horma) el cuál tiene el patrón deseado, forma el material (ver fig. 32). La falla ocurre cuando el metal, a medida que es estirado por la cabeza del punzón, deviene inestable plásticamente y se produce la ruptura. La deformación total determinada por la profundidad del embutido y la resistencia del metal establece

la carga máxima⁵⁸ (ver fig. 32).

EMBUTIDO:

Es el cambio de forma sin cambio de área superficial. Las prensas de embutido tienen matrices que forman el blanco (lámina a formarse) sin sujetarlo de tal manera que el flujo pueda ocurrir libremente mientras que al mismo tiempo se previene el arrugado (ver Fig. 33). La deformación ocurre solo en el ángulo de entrada donde el blanco a formarse ingresa al dado o matriz. A diferencia del estirado ideal, - la carga máxima (LD) en el embutido se alcanza rápidamente al inicio del proceso de formado y no hacia el término de la operación (ver - fig 33). De aquí en adelante la carga del punzón disminuye gradualmente a cero a menos que se incurra en una operación concurrente de planchado u ocurra arrugamiento de la lámina.

El punto exacto de la carga máxima depende de la capacidad de endurecimiento por deformación del metal⁵⁸

La operación de planchado es la reducción del espesor de pared del cartucho de embutido pasando este a través de un dado de diámetro reducido manteniendo el punzón dentro del men -

cionado cartucho. (Ver Fig. 34). Una lista de aplicaciones típicas de acero en lámina categorizada por las operaciones de conformación-respectivas se presenta en la Tabla 3.

b) CRITERIO DE FORMABILIDAD⁵⁸

La distribución de deformaciones en partes embutidas y/o estiradas puede conocerse mediante técnicas de pre-impresión en la lámina a estamparse. (Ver sect. 1.1). La deformación en la dirección del movimiento del punzon siempre es positiva (tensión) y se denomina deformación principal; mientras que las deformaciones perpendiculares pueden ser negativas (compresión) tal como en el embutido o positivas como en el caso del estirado, fig. 35.

La relación de la carga del penetrador o punzón (ver fig. 40) (LS, LD) a la profundidad del embutido (Ds, Dd) durante las operaciones de deformación conduce al concepto de los diagramas límites de formabilidad. Estos toman en cuenta el hecho de que en operaciones reales ambas fuerzas tanto de estirado como de embutido se aplican simultáneamente bajo la acción de un solo penetrador. Así en cualquier instante la carga en el punzón es la misma para los componentes de estirado y em-

butido respectivamente. Basándose en lo dicho, uno puede sumar las funciones carga-desplazamiento de punzón que representen los componentes ideales (D_s, D_d). La magnitud en la cual el embutido y el estirado contribuyen a una operación industrial de embutido se determina por los valores relativos de LD y L_s (ver Figs. 36 y 37). Solamente en aquellos casos donde LD es igual a L_s el estirado y el embutido contribuirán cada uno el máximo valor al desplazamiento total del penetrador. $LD/L_s < 1$ representan casos donde no se logra la máxima contribución del estirado, $LD/L_s > 1$ es el caso donde la deformación persiste hasta el punto donde la carga es igual a L_s . Se realiza, en este último caso, muy poco o casi nada de embutido. La profundidad del embutido disminuye en forma aguda cuando la relación de conformado $LD/L_s > 1$ (Ver fig. 37).

En las operaciones de formado, el aumentar el radio de los ángulos de ataque de la matriz puede ^{/levantar} el nivel del diagrama límite de formabilidad, notablemente en la región de embutido pero también en la región de estirado⁵⁸,

c) PRE RECUBRIMIENTO DE ACERO FORMABLE.

Los recubrimientos para acero que va a ser de

formado subsecuentemente son normalmente metálicos. Los principales procesos de recubrimiento son:

(i) Estañado por inmersión en baño fundido de estaño o por proceso electrolítico continuo.

(ii) Galvanizado (recubrimiento con zinc) por inmersión en baño fundido o proceso electrolítico.

(iii) Inmersión en baño fundido de terne (plomo mas \leq 10 % estaño).

(iv) Cromado ("acero libre de estaño") y

(v) Inmersión en aluminio¹⁶. A fin de minimizar problemas durante el formado, la capa debería ser como mínimo tan dúctil como el acero base siendo esencial la adherencia del recubrimiento al material. Esto último se asegura por la presencia de una capa intermedia de aleación -- (ver Fig. 88) y/o también se logra una mejora moderada en la adherencia con una superficie de textura gruesa (p.c. lograda por ataque profundo)¹⁶. Esto último se aplica en el galvanizado de lámina que va a ser procesada por deformación

Los procesos de inmersión en baños fundidos van precedidos de un decapado a fin de limpiar la superficie y un subsecuente secado en atmósferas (recocido "brillante" para hojalata).

Los tratamientos electrolíticos de deposición pa

ra el mismo tipo de recubrimiento difieren en el tipo de electrolito empleado y requieren calentamientos posteriores al recubrimiento para fundir el depósito poroso y abrillantar su apariencia mate.

Se dan algunas composiciones base de acero para recubrimientos en la Tabla 4.

Es necesario recalcar que la bobina es recocida previamente a la operación de recubrimiento. Las texturas desarrolladas en los aceros calmados por recocidos por lote permanecen inalteradas durante una operación de recubrimiento por inmersión en baño fundido, pero esta operación acelera el envejecimiento por deformación en los aceros efervescentes.

Para aplicaciones de gran tonelaje (comprendidas en CR 1 9 CR 4 de la Tabla 4), los procesos continuos de recocido se emplean motivando tamaños de grano más pequeños (ASTM 9-10) y carburos finamente dispersos. También en este proceso continuo se retiene [N] y [C] en solución y la textura cristalográfica (111) no se desarrolla. En algunas aplicaciones de consumo directo tales como bermas, techado o canales, es deseable cierta rigidez. Una resisten

cia a la tracción más alta permite el uso de --
calibres más ligeros, es decir de espesores menores
res (en otras palabras el envejecimiento por de-
formación puede ser en algunos caso beneficioso)

Otra línea de productos en donde el envejeci --
to por deformación es deseable⁹ es en la confec-
ción de paneles de carrocerías para automoteres
(mejora la resistencia a las rayaduras). El en-
vejecimiento por deformación ocurre en el proce-
samiento de paneles de carrocería durante el -
calentamiento a 200 °C que se realiza luego del
pintado.

d) La Corrosión es un fenómeno electroquímico.

Las discontinuidades en el recubrimiento que
exponen el metal base operan como focos para la
corrosión. En un recipiente cerrado (p.e. una
lata de conserva) el hidrógeno generado por la
corrosión tiende a ~~producir~~ una presión positiva
interna y eventualmente una fractura dúctil.
Sigue la descomposición del contenido.

La efectividad de protección en el caso del es-
tañado depende de la presencia (tal como se da
a la atmósfera) o de la ausencia (lata sellada
al vacío) de oxígeno.

El zinc es anódico con respecto al hierro (el primero se disuelve preferencialmente) en la atmósfera y extiende su protección a discontinuidades en el recubrimiento¹⁶. En latas estañadas la acción corrosiva de alimentos se catalogan como: (i) Fuerte, para fruta colorante cuyo pigmento reacciona con el estaño requiriendo del uso de lacas y la adición de ácidos naturales para amortizar la reacción (ii) moderada, para frutas cítricas y jugos (iii) débil, para carne y la mayoría de hortalizas.

3.0 FORMABILIDAD Y FRACTURA

3.1.0 MEDIOS DE MEDICIÓN DE LA FORMABILIDAD

A) PRUEBAS UNIAXIALES.

La embutilidad profunda está relacionada con la relación de anisotropía en la deformación (ver Tabla 5) mientras que la elongabilidad para la deformación -- por adelgazamiento dependerá del coeficiente de endurecimiento por deformación. La habilidad para sufrir alargamiento también se estima en términos de la elongación uniforme (Eu). Esta es la deformación previa a la aparición del cuello de una probeta de tensión en la región donde el exponente (n) de endurecimiento por deformación es constante. El desarrollo del "brejado", depende por otro lado de la anisotropía planar (ΔR)⁵⁹ (sec. 2.2.6).

Otro parámetro de evaluación es la elongación en arco circular⁶⁰ (e c a), medida en una probeta escalonada de tensión (fig. 4 D). Este parámetro e c a muestra una mejor correlación con la altura de copa crichsen que otros parámetros análogos⁶⁰. En este último caso, la sección reducida, que es 7 % más estrecha que la sección paralela, se endurece por deformación y se fractura dejando la región paralela elongada, y es en esta región elongado donde se mide la deformación. Eca es una medida de la ductilidad .

entre dos puntos de la sección uniforme donde n está operando) de la curva de flujo esfuerzos (ver fig. 39

Un intento de tener una prueba simplificada que podría estimar la formabilidad en una placa laminada en caliente (por decir, con una r baja, deformándose principalmente por elongación uniforme) así como placas laminadas en frío (donde por costumbre se emplea la altura de una copa de embutido) es la prueba de ductilidad con entalla ⁶¹. Una probeta de tracción es entallada (ver fig. 40) y estirada. La elongación hasta el punto de fractura se mide en la sección escalonada. Este valor se mide con probetas cuyo eje esté inclinado 90° a la DL (dirección de laminación) para placa de laminadas en caliente, detectándose cualquier influencia de la elongación de sulfuros. En el caso de lámina reducida en frío, se emplea el promedio de medidas sobre muestras tomadas a diferentes ángulos de la DL (ver tabla 5). Correlaciones de resultados de estas pruebas con resultados de pruebas más ortodoxas han establecido su utilidad combinado con su simplicidad (no es necesario medir deformaciones del espesor o valores de n de un gráfico log - log). Sin embargo es una prueba altamente empírica no pudiendo emplearse para comparar materiales de procedencia diversa para lotes de un mismo productor o como control de línea.

equiere chequeos con otras pruebas estándar para corregir desviaciones del material.

Todos estos parámetros evalúan la formabilidad uniaxialmente por medio de una prueba de tracción (ver Fig. 40) para una probeta paralela, seguido de copiosos análisis por medio de diagramas o cálculos (Fig. 39, 41). Aunque existen máquinas automáticas para procesar resultados de pruebas y métodos ingeniosos para acelerar los ensayos (p.e. calibrado indirecto del espesor por pesaje de discos circulares rebanados antes y después de la deformación), la preparación de probetas y la interpretación de resultados de pruebas de tracción de lámina es lenta generalmente.

B) PRUEBAS BIAXIALES

La susceptibilidad al formado en la forma específica de un componente dado puede ser evaluada efectivamente por el Diagrama de relaciones de deformación biaxial límite, conocido como las curvas de Goodwin y Keeler. (ver Fig. 35 y Fig. 42). Para obtener este diagrama se forman láminas que llevan impreso un patrón reticulado (ver sección 2.2.6). De esta manera se aíslan las regiones críticas⁵⁷ (cerca de la fractura). Los diagramas para un material dado pueden ser obtenidos por una serie de pruebas que producen diferentes condiciones de falla, se puede por

ejemplo: crear condiciones de embutido o de estirado variando la forma de la cabeza del punzón o aumentando el diámetro del reborde.

En condiciones industriales, se hace uso de ensayos de deformación biaxial que comprenden una variedad de pruebas de deformación biaxial que comprenden una variedad de pruebas de deformación de copa de embutido y otros ensayos empíricos. El valor característico o resultado depende de las condiciones específicas (e. g. lubricación, velocidad del ensayo, presión, etc.) aun más su correlación con los valores \bar{r} y n es compleja y válida solo en un rango de valores de r y n ⁵⁷. Sin embargo son de utilidad en el sentido de proveer de una prueba rápida que detecte cambios gruesos en las propiedades. A continuación se presenta: una breve descripción de las principales pruebas de ductilidad:

a) Pruebas de Copa:

El aparato generalmente comprende un punzón, un dado y un sujetador de objetos: Por ejemplo las dimensiones empleadas en el laboratorio de las usinas de Fukuyama⁶¹. se dan en la Tabla 6.

1.- Pruebas de Copa de Fondo Plano. (Ensayo Swift)

Esta es una prueba de embutido puro, la característica principal es que ya tiene una cabeza de punzón plana sin lubricación (ver Fig. 32).

2.- Pruebas de Copa de Fondo Hemisférico.⁵⁸ (Fig. 33)

Esta es una prueba de embutido/estirado ligero

con el objeto sostenido pero no fijo por mordazas. El efecto de la cabeza de punzón lubricada es producir la fractura ^{/ en} el tope del domo a una carga inferior que la que es necesaria para una prueba de copa de fondo plano donde la rotura ocurre en el borde del punzón. Las pruebas de copa dependen del tipo de prensa empleada.

3. Pruebas de Copa Cónica (CCV o Ensayo Fukui)⁶².

En esta prueba la lámina a ensayarse es embutida en un sujetador cónico de objeto (fig. 43) después de ser doblada hacia dentro dándole la forma de embudo. La ventaja principal de esta prueba es que no requiere mordaza de sujeción. Shawki⁶² ha mostrado que el uso de un punzón de punta redondeada permite una mejor sensibilidad a un valor dado de n en la evaluación de la embutilidad.

Las características medidas en los ensayos de copa mencionados son en general:

(i) Altura de copa (distancia recorrida por el punzón del plano de referencia al inicio de la fractura). Los planos de referencia en los primeros dos tipos de prueba mencionados son la posición de reposo de la placa objeto, mientras

en embutidos en sujetador cónico, este plano de referencia es el labio del cono.

(ii) Relación límite de embutido (RLE) para un diámetro dado de matriz, hay un diámetro máximo de objeto que puede ser embutido en cada prueba para un material y condiciones de lubricación dadas.

(iii) Reducción de flancos. Como la profundidad del embutido no puede medirse con mucha precisión, embutiendo una lámina Objeto circular de diámetro mayor que el permitido por el R.L.E., se tendrá una reducción del flanco hasta que ocurra la fractura, la medida característica en este caso es el porcentaje de reducción periférica (ver Tabla 6).

4. Ensayo Engelhardt⁶³.- Es una forma de ensayo de copa de embutido en el cual la lámina objeto es embutida hasta que se alcanza la carga máxima y luego firmemente amordazado. El recorrido del punzón se continua hasta fractura de la copa; el valor de Engelherdt $r = \frac{P_f - P_{final}}{R_f} \times 100$ donde P_f carga de fractura y P_{max} carga máxima de embutido.

La R.L.E. se determina en el punto de la carga de fractura.

b) Pruebas de Domo

1. Ensayo Erichsen o Olsen de indentabilidad.-

Está cubierto por la norma BS 3855: 1965 (ver Fig. 44. La fuerza de sujeción del objeto es $1000 \text{ Kg} \pm 100 \text{ Kg}$ y la medición característica es la profundidad del desplazamiento del penetrador empleando como plano de referencia el de la lámina-objeto y como punto final el de inicio de fractura. Este ensayo difiere de los previos ensayos de copa en que es un ensayo de estirado puro debido a que el objeto permanece sujeto por unos mordazas.

2. Ensayo Hidrostático de domo.- La lámina es sometida a condiciones de estirado puro. Un sistema de mordazas hermético sujeta a la lámina objeto en posición a la vez que se bombea agua a presión a través de la mordaza de sujeción. La altura del domo formado es la característica medida.

Mientras que todos estos ensayos se relacionan a la formabilidad por embutido o estirado, una proporción significativa del tonelaje de lámina se forma por doblado y estirado-rebordado.

La evaluación de la doblabilidad se relaciona más con ensayos de sensibilidad a la entalla

y Propiedades a través del espesor ⁶¹. Es en este sentido que la elongación de inclusión-- (ver sección 4.3.0) durante la laminación en caliente tiene un efecto profundo en la doblabilidad.

c) Ensayos de Doblabilidad y Habilidad para formación de rebordes por estirado.-

1. Ensayos de Doblado.-

Una lámina es doblada bajo acción de un plano doblador con su sección en V hasta que presenta un ángulo de 90° y se mide la longitud de las grietas generadas.

Otro ensayo de doblado consiste en disminuir el radio del cilindro doblador hasta que aparezca una grieta en un doblado de 180° . El radio al cual aparece la grieta es el radio crítico de doblado y es la propiedad característica.

Algunas variedades de ensayos de doblado se presentan en la Norma BS1639: 1964, se presenta también el ensayo de cono libre. (ver Fig. 4 5).

2. Ensayo de aumento de Area Perforada.-

Un penetrador cónico o hemisférico se pasa a través de una perforación hasta que aparecen grietas de fractura. La relación de aumento de diámetro al diámetro original es el valor obtenido. Este ensayo se correlaciona bien con la habilidad para formar rebordes por estirado⁶¹.

3. Ensayo Kahn de desgarramiento⁶⁴.

Una muestra de lamina con entalla que se muestra en la Fig. 51 es traccionada en una máquina de Ensayos Instron donde la energía requerida para propagar una grieta se computa de la curva carga-elongación. (ver fig. 46).

La resistencia al desgarramiento de la muestra se computa del componente de tensión más el momento de doblado de la carga aplicada para iniciar y propagar la grieta hasta la fractura tal como resulta de medida en el punto de máximo diferencial $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ negativo (diferencial esfuerzo deformación).

$$\text{Resistencia al Desgarramiento: } \frac{P}{A} + \frac{MC}{I} = \frac{P}{bt} + \frac{3P_0 + 4P}{bt^2}$$

P = carga aplicada (lb)

A = Sección transversal de la muestra (Fig. 46)(pulg)²

M = Momento (pulg. lb).

C = Distancia del centroide al extremo de la fibra de la grieta (pulg.)

b = Ancho de la raíz de la entalla (pulg)

t = Espesor (pulg)

I = Momento de Inercia (pulg⁴)

Esta prueba es útil como una herramienta de investigación así como para evaluar en forma práctica la habilidad para formar reborde por estiramiento pero requiere equipo costoso.

4. Ensayo de Dureza.

Puede proveer indicaciones rápidas y útiles si se emplea en conjunción con resultados de las otras pruebas, ya descritas, especialmente cuando se conoce la fuente del material.

3.2.0 FACTORES METALURGICOS QUE AFECTAN LA FRACTURA DURANTE EL FORMADO .--

3.2.1 FORMABILIDAD.

La habilidad para soportar deformación sin fractura depende principalmente en el inicio de inestabilidad plástica y de presentación de cuellos o reducción súbita del espesor; lo dicho se aplica en operaciones de embutido-rebordeado que presenta condiciones de deformación plana⁶⁵.

En el caso de esfuerzos biaxiales (pe. operacio-

nes de estirado complejo) la ocurrencia de fractura depende del desarrollo de condiciones de deformación plana por la existencia o activación de discontinuidades pre-existentes⁶⁵.

(p.e. inclusiones de óxidos, hileras de sulfuros, etc.).

La conducta en la fractura bajo condiciones de deformación plana se reproduce durante un ensayo de tracción, de aquí la aplicabilidad del concepto $\bar{\epsilon}$ a las operaciones de embutido - estirado. Durante la deformación plana, el esfuerzo de cedencia es 15.5 % mayor que bajo condiciones uniaxiales (de manera que para una deformación dada hay mayor endurecimiento). Las condiciones de esfuerzo biaxial son mejor reproducidos por ensayos hidrostáticos de domo. De acuerdo a Dillamore et al⁶⁵ la fractura dúctil nucleada por discontinuidades de algún tipo es el criterio limitante para operaciones de estiramiento biaxial y no inestabilidad plástica. Esto es así porque el cumplimiento del criterio de "cuellos" localizados requiere una deformación plana intermedia (ϵ_2) = 0 y $\frac{d\sigma_i}{\sigma_i} = E_3$ donde E_3 = Deformación del espesor, $\frac{d\sigma_i}{\sigma_i}$ = incremento proporcional en el esfuerzo de flujo), en una línea que divide la región en reposo. No es posible definir tal línea y por lo tanto el material no falla por inestabilidad local. Esta última inestabilidad puede o-

currir solo después que se desarrolle una discontinuidad. Esto significa en efecto que la fractura ocurre por inestabilidad en ambos tipos de deformación, pero en el caso del estirado Biaxial, la inestabilidad plástica no sigue al adelgazamiento porque los "cuellos" formados son difusos.

Sin embargo, tan luego como se crean condiciones de deformación plana, ya sea por una discontinuidad en el acero o por etapas subsecuentes en el conformado (c.e. reborde por estirado, embutido), la inestabilidad plástica se convertirá en el factor de control. Esto lleva a dos consideraciones importantes:

- a) El inicio de inestabilidad plástica en condiciones de deformación plana está controlado - por el esfuerzo de cedencia del material y por el valor de n (cuanto mayores n , es más difusa la deformación de cuello).
- b) El inicio de condiciones de deformación plana en una moda de deformación biaxial estará afectado por la presencia de discontinuidades (por inclusiones).

La resistencia a la tracción debería ser baja para tener más margen para la ocurrencia del endurecimiento por deformación y para retardar la activación de fuentes de falla (p.e. partículas de segunda fase).

Un valor alto de resistencia a la tracción aumenta la tendencia a las arrugas en los flancos en una operación de embutido profundo⁶⁶,

El exponente de endurecimiento por deformación debería ser alto a fin de distribuir en forma pareja el esfuerzo en una operación de formado. - Esto es de importancia en operaciones de estirado ligero⁵⁴ (e.g. el formado del reborde de una tapa de motor de un automovil) donde pueden ocurrir concentraciones de esfuerzos muy localizados dado a condiciones de lubricación o forma de la matriz.

El valor n es inversamente proporcional²¹ al esfuerzo de flujo que es a su vez inversamente proporcional al camino libre en la ferrita, por lo tanto n es proporcional al camino libre en la ferrita^{9, 67}. Debido al bajo contenido de carbono y otros elementos de aleación el camino libre en la ferrita en el acero dulce esta relacionada esencialmente al tamaño de grano⁶⁸ de manera que:

$$n = \frac{5}{10 + \bar{d}^{1/2}} \quad \text{donde } \bar{d} \text{ es el tamaño de}$$

grano en mm⁶⁸

Las adiciones de aleantes incrementa la resistencia al flujo y disminuyen el exponente de endu-

recimiento por deformación de la ferrita que esta libre de carbono y nitrógeno⁶⁷.

La Tabla 7, proporciona el efecto de un aumento en porcentaje del contenido de soluto en el valor de n . El elevado coeficiente para silicio (-0.06/% de aumento) y su alta solubilidad (15%) son notables. El efecto de los elementos intersticiales esta enmarcado por precipitación en forma de carburos, nitruros u óxidos así como por envejecimiento por deformación (ver sección 2.2.4.)

3.2.2 EFECTO DE LA VARIACION DE \bar{r} y n en el DIAGRAMA.

LIMITE DE FORMABILIDAD (Ver Sec. 3.1. (b).

En la Figura 47 podemos ver el efecto de aumentar o disminuir \bar{r} y n . Es claro que tienen efectos similares aunque difieren en escala y que r tiene un efecto en el lado de embutido (deformación negativa) y n en el lado de estirado del diagrama. En la sección 2.2.6 se mostró que⁵⁸ el estirado en procesos industriales de embutido profundo contribuye primero a la profundidad del embutido a medida que la carga del penetrador aumenta hasta un máximo. Después de esto no ocurre mayor estirado y el embutido comienza en forma efectiva y procede a medida que la carga gradualmente disminuye a cero. La Figura 48 muestra una progresión

de operación de formación de capas a diferentes relaciones LD/LS (relación de la carga para embutido y para estirado) y la profundidad del embutido. El diseño de una pieza requiere a menudo que una porción significativa de la placa objeto se retenga fuera de la abertura del dado. En este caso $LD/LS > 1$ y la pieza es formada mayormente por estiramiento biaxial. En el caso E de la Fig. 48 las variables de proceso tales como lubricación y fuerza del sujetador de objeto tienen men efecto en la operación que en el caso A y D. Sin embargo, un cambio muy brusco en la relación de formado que cause un desplazamiento al punto F podría causar fallas. En las regiones fronterizas (A y D) el desempeño de la prensa se determinará por el nivel de la curva límite de formabilidad tal como sea influenciada por la magnitud de las inclusiones, composición del material y sistema de deformaciones (ver próxima sección -- 5.2.0).

3.2.3 EFFECTO DE LAS INCLUSIONES EN LA FORMABILIDAD.

Las Figs. 55 y 56 muestran el efecto de las inclusiones alineadas con el eje principal de deformación (asumiendo que ellas son paralelas a la dirección de laminación) y cuando están perpendiculares, ^{al mismo} para aceros efervescentes y aceros calmados respectivamente⁶⁹. La fig. 51 tam-

bién muestra el efecto del tamaño de las macro-inclusiones como un porcentaje del grosor de la lámina⁷⁰. De estas cifras podemos ver que el efecto es de poca magnitud si las inclusiones se hallan alineadas con el eje de deformación en las condiciones de deformación plana, a menos que dichas inclusiones sean mayores que el 4.5 % del espesor de la lámina⁶⁹ (lado izquierdo del diagrama). En el lado derecho del diagrama se ve que los niveles del Diagrama límite de formabilidad son afectados fuertemente por la presencia de inclusiones.

Pasando de un valor $\frac{E1}{E2} > 0.5$, se desarrolla una caída repentina en la ductilidad correspondiente a una situación en la cual la fractura crece en dirección paralela a la deformación principal (punto W en los diagrama)⁶⁹. Esta situación se debe probablemente al inicio de fractura dúctil en una modalidad de corte. Una tendencia del efecto de la fracción volumétrica, de las inclusiones de fondo en la formabilidad se da en la Fig. 52. En este caso el valor de la altura de la copa Erichsen (Eh), para una resistencia a la tracción dada (YS) se observa que decrece en forma no uniforme con un mayor valor de la raíz cuadrada de la fracción volumétrica de inclusiones expresado en porcentaje⁶⁶

4.0 FACTORES QUE AFECTAN LAS DIFERENCIAS DE ESTRUCTURA, SEGREGACION Y FORMACION DE INCLUSIONES EN COLADA CONTINUA Y DE LINGOTE.

Las implicancias del título antecedente son vastos. Se presenta una discusión limitada, enfocada en el modo en el modo en el cual dichos factores generan diferencias metalúrgicas entre lingotes y planchones de colada continua.

4.1 ESTRUCTURA DE SOLIDIFICACION.

La solidificación de acero de bajo carbono ocurre por nucleación y crecimiento de cristales dendríticos bajo condiciones de sub-enfriamiento constitucional y térmico, en la presencia de corrientes de convección y nucleantes heterogéneos. La nucleación copiosa seguida de una solidificación rápida desarrolla una capa "congelada" (chill) contra la pared del molde, de donde el crecimiento de cristales columnares progresa hacia dentro por medio de la selección de aquellos cristales cuyos ejes tienden hacia la dirección del flujo de calor en el molde. En el intervalo de temperatura liquidus-solidus, el soluto rechazado por el sólido en crecimiento se difunde alejándose del frente de solidificación enriqueciendo aún más el líquido y bajando su punto de fusión (sub-enfriamiento constitucional). Este líquido enriquecido puede quedar atrapado entre los ramales secundarios de las dendritas resultando en microsegregación interdendrítica.

Durante y después de finalizada la solidificación, las constantes de difusión de los elementos en solución en la fase sólida determinan el grado de auto-homogenización que puede ocurrir durante el enfriamiento (è.g. esencialmente el carbono se difunde rápidamente:

$D = 1.2 \times 10^{-6}$ (1156°C), 6×10^{-6} (1440°C) pero otros elementos, tales como (Mn) $D = 10^{-7}$ (1400°C), (Si) $D = 1.6 \times 10^{-8}$ (1156°C), 2.3×10^{-8} (1400°C), (Al) $D = 4 \times 10^{-8}$ (1156°C), 1.5×10^{-7} (1400°C), prácticamente permanecen en su sitio. $D =$ coeficiente de auto difusión en cm^2/sec)⁷¹.

El espaciamiento entre los troncos primarios de las dendritas y entre brazos secundarios de dendritas (espaciamiento de los brazos dendríticos) será menor a mayores velocidades de enfriamiento durante la solidificación⁷².
(Fig. 53).

La extensión hasta la cual crecerán los cristales columnares dependerá del sobrecalentamiento del metal para una velocidad de extracción de calor dada. Al alcanzar el límite dado por el sub-enfriamiento necesario para la formación de las dendritas térmicas (principalmente en cola da continua) o cuando la deposición de dendritas sin orientación se sobrepone al empuje direccional del flujo de calor (principalmente en lingotes) la formación de cristales se convierte en equiaxial (ver fig. 54).

Estos cristales se forman ya sea por inucleación copiosa (cuando están presente nucleantes o cuando el líquido está sub-enfriado) o por la acción de dendritas desprendidas de las zonas "congelada" (chill) o columnar.

En el crecimiento equiaxial de granos por sub-enfriamiento constitucional, el líquido enriquecido tiende eventualmente a rodear el grano. Los niveles de enriquecimiento local son mayores porque la fuerza de empuje para remontar la barrera del calor latente es totalmente dependiente en el sub-enfriamiento constitucional (e.g. el crecimiento cristalino es más lento ocasionando mayor rechazo de soluto) debido a que el calor latente debe ser eliminado a través del líquido⁷³.

En la colada continua la zona columnar generalmente ocupa un área mayor de la sección transversal que en la colada por lingotes (ver fig. 55).

La zona "achilada" en colada continua es de 15 a 20 mm de espesor y corresponde a la costra inicial solidificada dentro del molde⁷⁴. La extensión de la zona equiaxial central se ve favorecida por un bajo sobrecalentamiento, lo mismo que el caso de lingotes. Dicha extensión se disminuye aumentando la velocidad de colada⁷⁴. con unas condiciones dadas de enfriamiento secundario.

Idealmente el sobrecalentamiento debería ser cero en el molde para minimizar el crecimiento columnar y para lograr la mas alta velocidad de producción posible.

Si el crecimiento columnar es excesivo, se asocia con un mayor enriquecimiento de la zona equiaxial central.

La condición de sobrecalentamiento cero se cumple solamente hacia el final de colada, de otra manera ocurre el congelamiento de metal en la tobera o buza. El espaciamiento de los brazos dendríticos en planchones de colada continua es menor que en lingotes (un estimado de 250 μm comparado con 1100 μm en lingotes) debido al tiempo total de solidificación más corto (e.g. 20 min. comparado con 20 hrs. para enfriarse de 1450 a 1200°C) (ver Fig.59) La macroestructura es refinada durante el trabajado mecánico y durante los recalentamientos subsecuentes se presenta algún grado de homogenización a un nivel dendrítico.

4.2. SEGREGACION

El término segregación significa el enriquecimiento del líquido durante la solidificación por el rechazo de los átomos de soluto a partir del sólido en formación. Por lo tanto las variaciones en la composición no causa

das por el enriquecimiento durante la solidificación se denominan deposición, colocación o simplemente variación.

Los flujos asociados tales como las corrientes de convección en los lingotes tienden a homogenizar el metal líquido. Pero pueden causar el transporte y el subsecuente atrapamiento de partículas sólidas tales como escoria, y inclusiones deoxidante sin reaccionar.

4 2.1 SEGREGACION EN LINGOTES

La correlación establecida de los parámetros del proceso con la segregación es con la relación de volumen al área superficial indicando que la raíz cuadrada del tiempo total de solidificación es el factor gobernante. El metal líquido se enriquece durante la solidificación con la mayoría de los elementos en solución.

El patrón general de segregación es tal como se muestra en las Figs. 56 y 57 p.e. la concentración normalmente aumenta del fondo hacia arriba y de la superficie al centro del lingote. En los aceros efervescente el grado de enriquecimiento del metal de la zona central es mayor que en aceros completamente calmados (ver figs. 9 y 58) porque la evolución de gas CO barre hacia adelante la mayor parte del líquido enriquecido. La capa externa o reborde retiene concentraciones más bajas-

de elementos disueltos que en el caso de aceros calma
mados, particularmente de carbono (perdido como CO)
y de azufre (forma una espuma de sulfuros o escoria
mientras dura la acción de hervido). Por lo tanto
una vez que termina la efervescencia, la solidificaci
ción procede como en el acero calmado, pero con ma-
yores contenidos de soluto.

En la etapas finales de solidificación el líquido
enriquecido es desplazado para llenar las cavidades
formadas por la contracción. Las capas sucesivas
de forma cónica conocidos como segregados en V (--
ver en fig. 59) se solidifican a lo largo del eje
central con segmentos alternados de metal menos en-
riquecido. Se piensa que es un proceso asistido
por esfuerzos de origen térmico. Otro tipo de en-
riquecimiento local, de menor frecuencia que el ante
rior es el conocido como segregación A que se
atribuye a la formación de canales en la pared de
cristales equiaxiales que se adhiere al frente co-
lumnar al comienzo de la solidificación de la zona
equiaxial. El líquido enriquecido pasa a través
de estas brechas para llenar el volumen intercristali
talino dejado por la contracción de solidificación
asociado con los cristales columnares⁷⁵. Los canales
que se asemejan a cuerdas trenzadas

aparecen posteriormente como una zona enriquecida
(ver fig.59) quedan solidificadas en el lugar
donde se formaron.

La pendiente de estas "cuerdas" depende del avance del frente de solidificación y el patrón de flujo de las corrientes de convección del lingote (Ver fig.60).

Se han realizado importantes trabajos experimentales en el efecto del espesor del lingote en el grado de segregación y sus implicancias en el metal para láminas; notablemente los realizados por Mayo et al⁷⁶ muestran que la distribución de azufre y carbono retiene el patrón original, generado en el proceso de solidificación, en el producto laminado final, pero elongado proporcionalmente a la reducción importi

4.2.2 SEGREGACION EN PLANCHONES DE COLADA CONTINUA DE ACERO DULCE.

Esta segregación es en general menos pronunciada que en lingotes y solamente ocurre a través de la sección transversal del planchón, p.e. hay una segregación longitudinal despreciable (hay sin embargo, variación longitudinal de $[Al]$, $[N]$, $[O]$ que no está relacionada con la solidificación.

La segregación en sección transversal es detectable en la línea central (ver fig. 55). Nuevamente el azufre es el principal elemento segregado con los otros elementos normalmente segregándose de acuerdo a sus coeficientes de partición

Tal como en lingotes, el grado de segregación se determina por el tiempo de solidificación (que es típicamente 1/60 del tiempo de solidificación del lingote). Este a su vez está gobernado por el sobrecalentamiento, velocidad de extracción de calor del molde, y la velocidad de salida de la barra para unas condiciones dadas de enfriamiento secundario. En fig. 55 y Tabla 8, se dan valores de segregación reportados para las condiciones de colada empleadas en las Usinas de Keihin.⁷⁴ Se ve que para todo propósito práctico la extensión de la segregación es descartable en acero dulce que tiene relativamente un rango corto liquidus-solidus.

4.3 VARIACION COMPOSICIONAL EN UNA MISMA COLADA

Tal como se muestra en la sección 4.2, la segregación resulta en heterogeneidad de composición sobre la sección transversal y del fondo al tope del lingote. Los planchones laminados a partir de lingotes generalmente tienen la heterogeneidad correspondiente a la sección original del lingote.

En colada continua la segregación longitudinal es descartable. Tomando el total de una colada convertida a planchón, y comparando su variación en composición con aquella encontrada en un lingote de composición similar (fig. (61)), se observa considerablemente menos variación en contenido de carbono, silicio, manganeso y azufre³⁰.

Sin embargo, para aluminio soluble, nitrógeno y oxígeno, especialmente en el caso de acero calmado por aluminio, hay notoria variación⁷⁷.

4.3.1 VARIACION EN EL CONTENIDO DE NITROGENO.

De la fig. 62 podemos ver que [N] disminuye continuamente en la colada continua contraria a la variación observada en colada en lingotes, la Fig. 62 no proporciona los valores del nitrógeno disuelto presente, pero para acero de colada continua son generalmente más altos (N = 0.6%) que para acero de lingotes (N = .04 %)⁴¹.

Esto se debe al tratamiento impartido en la cuchara (e.g. adición de deoxidante por alimentación de alambre mientras se burbujea gas inerte para fines de dispersión y homogenización de temperatura. El nitrógeno se disuelve en el acero de acuerdo a $N_2(g) \rightarrow [N]$ favorecido por las temperaturas generalmente más altas del acero de colada continua (1600°C en la cuchara) llevando a una sobresaturación que se disminuye gradualmente durante la colada.

El acero colado en lingotes por otro lado está por debajo del límite de saturación con respecto al Nitrógeno, y durante el vaceado el aire ambiental es atrapado permitiendo una incorporación mayor de

N_2 hacia el final de la colada debido al aumento de turbulencia asociado al estrangulamiento de la tobera.

Este fenómeno de incorporación no estacionaria de nitrógeno ocurre además de la segregación intrínseca dentro de cada lingote.

4.3.2 VARIACION EN ALUMINIO Y OXIGENO

Las Figs. 61, 62 y 63 (para aceros calmados por aluminio) indican que el contenido de aluminio soluble aumenta al principio de la colada para decaer en forma sostenida posteriormente. En la fig. 61 el término "inicio de planchón" se refiere al inicio de la colada mientras que la fig. 62 se refiere al porcentaje de colada y en la fig. 63 la leyenda se explica por si sola.

Estas figuras muestran que el $[Al]$ ya sea decae continuamente mientras que $[O]$ aumenta, o primero muestra un máximo. Este punto máximo se desarrolla después de que la acelerada oxidación del aluminio en el inicio de la colada debido a la alta turbulencia es consumado.

Correspondiendo a esta variación un nivel máximo de aluminio soluble alcanza el molde sin ser oxidado y de ahí en adelante ocurre una pérdida continua de $[Al]$

Esta pérdida del [Al] ocurre esencialmente en el chorro cuchara el tundish (entre 0.007 y 0.0014 % [Al] pueden perderse en chorros desprotegidos) y por reducción de sílice por el aluminio como es el caso cuando se emplea una buza sumergida de alto contenido de sílice.

En la colada de lingotes principalmente de acero calado la oxidación por el aire del [Al] es también significativa.

La importancia de la variación en el contenido de -- Aluminio, Nitrógeno y Oxígeno es bivalente.

1.- Las inclusiones de alumina son formadas por oxidación del aluminio y no son capaces de flotar parcialmente a un diámetro crítico de cúmulo aglomerado 100 μ como en el caso de lingotes, en vez de ello los cúmulos formados tienden quedar atrapados en la barra a menos que se tomen precauciones especiales (ver sección 2.1.3).

En el caso de colada de lingotes también son una fuente de posibles defectos superficiales⁷⁸.

2.- La relación aluminio/nitrogeno es alterada y la conducta de recristalización modificada. En lingotes, esto es complicado aún más por la segregación de manganeso y azufre (ver secciones (5.3.1) (5.1.3 b)).

El fenómeno de pérdida de (Al) es más importante cuanto mayor sea el porcentaje de aluminio disuelto que hay en el acero. La oxidación de aluminio durante la colada ocurre por atrapamiento de aire en las concavidades del chorro y oxidación subsecuente de (Al) por difusión de superficie a través de una capa límite en el chorro (criterio de atrapamiento de gas y transferencia de masa) y también en el centro líquido el aire atrapado es introducido por el chorro 7, 8.

La incorporación de oxígeno en el chorro se encuentra que es un orden de magnitud mayor que en el menisco del tundish, de acuerdo a cálculos hechos con el uso de números adimensionales. Un modelo de perturbaciones del chorro de metal ha sido desarrollado¹⁵ que justifica 80 % del aire atrapado que es arrastrado hacia el tundish y este 80 % de aire atrapado justifica 20-25 % de la incorporación de oxígeno. El 75 - 80 % restante de la oxidación ocurre primariamente en el chorro por transferencia masiva de oxígeno (e.g. admisión de oxígeno al metal por difusión externa). Una corriente de acero por una tobera desarrolla un grado de turbulencia debido al efecto de estrangulamiento producido por el tapón de fondo de la cuchara o debido al atrapamiento de aire en su sistema de compuerta deslizante, (pero se podría emplear argón en vez de aire para el sistema de enfriamiento de la

compuerta deslizante).

En un chorro turbulento una mayor area está expuesta a la difusión de gases. Cálculos ^{79, 80} realizados asumiendo flujo laminar en el chorro predicen una incorporación de oxígeno diez veces menor que aquella que se observa en la práctica industrial (17 ppm contra 170 ppm).

Se cree que donde las condiciones de flujo están cercanas a la condición laminar (chorro de configuración cilíndrica) el atrapamiento de gas por la capa limitante que rodea al cuerpo principal de metal será un factor determinante, porque se difunde. Por otro lado para un chorro turbulento la velocidad de incorporación estará controlada por la transferencia másica de oxígeno a través del área incrementada.

En cuanto a la oxidación del aluminio en la buza sumergida, esta se minimiza limitando en contenido de sílice en la composición del refractario a 1-2%⁴². Es también notable que a medida que la temperatura deviene más baja, más (O) sale de solución para precipitar sílice y otros óxidos que debido a la acción del (Al) son reducidos, generando alúmina.

4.4 INCLUSIONES:

En ambos procesos de colada, las inclusiones grandes de óxidos > 100 μ aparecen cerca a la superficie, causan imperfecciones de superficie que disminuyen ..-----

la aceptabilidad del producto y pueden dar lugar a una disminución en formabilidad.

Las inclusiones a que nos referimos comprenden una familia de óxidos que van de silicatos puros a alúmina.

En la fig. 84 se presenta un diagrama ternario de fase; en este la región de la espesartita (centro) corresponde a un eutéctico en un punto de fusión de 1200°C. Las inclusiones pueden clasificarse generalmente de acuerdo a su composición química como sigue:

- Tipo (a) inclusiones monofásicas que contiene 2.4 % FeO, 38-45% MnO, 30-38% SiO₂ y 15-20% Al₂O₃ como espesartita
- Tipo (b) inclusiones bifásicas con mayores proporciones de Al₂O₃ que el tipo (a). Estas consisten en inclusiones tipo (a) con depósitos de galaxita finamente cristalizada.
- Tipo (c) galaxitas depositadas en cúmulos. Su matriz consiste de 22-25 % Al₂O₃, 26-38% MnO, y 33-40 % SiO₂.
- Tipo (d) Cúmulos de corundum (alúmina) especialmente en aceros calmados por aluminio.
- Tipo (e) inclusiones polifásicas con fases finamente depositadas conteniendo mayores proporciones de

SiO_2 y MnO .

- Tipo (f) Inclusión contenido un porcentaje de CaO 10 % en la fase depositada o en la matriz. Las fuentes se consideran la escoria o el polvo para colada continua.
- Tipo (g) Inclusiones con contenido de ZrO_2TiO_2 , MgO en la fase de deposición o matriz. Se originan del desgaste de refractario.

La clasificación genética simplificada en inclusiones endógenas o exógenas ha probado ser un tanto impráctica dado que las inclusiones son típicamente mezclas de fases con diferentes fases precipitadas en una matriz vidriosa que no tienen parecido alguno con material de origen exógeno necesitando identificación química. Una excepción notable es el corundum ($\alpha \text{Al}_2\text{O}_3$) el cual normalmente no es de origen exógeno.

Además de lo ante dicho, existe una clasificación de las inclusiones por tamaños. Para comenzar existen alrededor de 10^{13} inclusiones/ cm^3 en cualquier acero, de tamaños menores a 2μ . Estas no son ofensivas a la condición de acabado de la superficie sino cumplen un rol en el comportamiento de los cristales (p.e. recristalización, módulo elástico)^{82,83}

Hay un tamaño intermedio hasta 30μ que tampoco son ofensivas al acabado superficial, pero se les atribuye

ye efecto en la velocidad de crecimiento de grano⁸³.

El rango de mayor preocupación es así de 50 μ hacia arriba. Aunque de acuerdo con la ley de Stokes toda inclusión por encima de los 100 μ debería flotar en unos cuantos segundos, el efecto de levitación está opuesto por una aceleración impartida por el momento del flujo que crea una región estacionaria, que conduce a la coalescencia de inclusiones de tamaño intermedio y al atrapamiento mecánico por efecto de las dendritas metálicas.

4.4.1 INCLUSIONES EN LINGOTES.

En la mayoría de ocasiones la acumulación de inclusiones ocurre en el tercio inferior de los lingotes (ver fig. 65) tomando la configuración de un cono invertido⁸⁴. El tipo de inclusión encontrado depende de la clase de desoxidación empleada, específicamente si se trata de desoxidación al aluminio o de desoxidación Si - Mn - Al. En el último caso, las inclusiones encontradas son principalmente del tipo espesartita (manganoaluminosilicatos) producidos por las siguientes reacciones:

$2\text{Mn} + \text{SiO}_2$ (a partir de refractarios o por oxidación del aire) \longrightarrow $\text{Si} + 2 \text{MnO}$ Manganosilicato + Al Manganoaluminosilicato.

La desoxidación por aluminio precedida por adiciones de Fe - Mn y Si-Mn resulta mayormente en partículas irregulares de alúmina (20 μ m) y cúmulos de alúmina. Cuando se emplean aleaciones portadoras de calcio, se forman cúmulos de alúmina conteniendo CaO^{85} .

La desoxidación por aleación de calcio produce composiciones de más bajo punto de fusión que la desoxidación por aluminio.

Las fuentes de inclusiones en lingotes son:

- a) Partículas de escoria atrapadas, productos de desoxidación, y óxidos debido a desgaste de refractario, que existen en el metal antes de la colada.
- b) Reoxidación del chorro de colada.
- c) Productos de erosión de la cabeza del tampón, tobera de descarga y ductos en refractarios empleados en colada indirecta.
- d) Atrapamiento del fundente que se agrega en el molde para cubrir la superficie del metal.

La explicación de la existencia del cono de inclusiones mencionado anteriormente es una o varias de las siguientes:

- i) Las inclusiones ascendentes son ahogadas por una lluvia de cristales dendríticos equiaxiales en crecimiento, y atrapados en la zona pastosa de alta viscosidad.

ii) Rápido desarrollo de una zona pastosa de alta viscosidad evita una mayor flotación de inclusiones originalmente activadas en la porción del fondo del lingote.

iii) La interfase baño/inclusión provee espacios para la nucleación de cristales equiaxiales que rodean y atrapan las inclusiones y se hunden para formar una zona pastosa.

También es necesario mencionar que la nucleación de cristales equiaxiales ocurre en:

iv) La superficie superior de un molde lleno, la cual debido a una elevada pérdida de radiación y transmisión subsecuente de calor hacia los polvos aislantes que se emplean, es fácilmente sobreenfriada y por:

v) Efecto del lavado del frente dendrítico columnar por la corriente descendente del acero. Los cristales equiaxiales son arrastrados por la corriente al canzando el fondo del lingote, cuando la corriente es reflejado hacia arriba los cristales permanecen en el fondo.

El mecanismo (iv) es el más dominante durante la primera etapa de la solidificación (e.g. el aumento de la temperatura de vaceado disminuye el área de inclusiones). El calentamiento del metal después del llenado es considerado un método satisfactorio

de retardar la formación de la zona pastosa. El calentamiento de la superficie del metal por polvos exotérmicos debe efectuarse antes de producirse el descenso de dendritas.

Las inclusiones extremadamente grandes (1-10 cm) son originadas por costras sumergidas.

En adición a este problema del cono inferior de inclusiones, hay un tipo sub-superficial de inclusión especialmente en aceros calmados al aluminio, que ocurre por atrapamiento de los cúmulos ascendentes - de alúmina por las dendritas columnares, en una modalidad semejante a la que ocurre en los sistemas de colada continua de molde curvo (sección 2.1.3 (d)). Esto puede evitarse por el uso de lingoteras con la base ancha hacia arriba (ver fig. 7).

4.4.2 INCLUSIONES EN COLADA CONTINUA

El tipo de inclusión encontrado depende tal como para la colada en lingotes en el tipo de desoxidación empleado. Un aumento de 2.5 a 5 veces en la cantidad de inclusiones grandes es encontrado en máquinas - de colada continua de molde curvo que emplean una buza de sílice fundida⁸⁶. Este aumento se refiere a la diferencia entre inclusiones en el metal del tundish y el del molde.⁸⁶

La oxidación del chorro por el aire también es importante porque consume aluminio al extremo de que dicha pérdida debe ser tomada en cuenta para conseguir la especificación. Pero se considera que la generación de inclusiones ocurre principalmente por reacción de la sílice de la buza por la reacción mencionada en la sección anterior 4.4.1. El empleo de buzas de alumina grafito (ver tabla 9) ha reducido la incorporación de inclusiones a un veintiavo del original. Una mejora mayor puede ser obtenida por el control del flujo en el molde (ver sección 2.1.3 (d)).

La distribución de inclusiones dependen del tipo de máquina: así, para una de tipo vertical (ver fig. 66) la distribución es mínima en la periferia y máxima en el centro. En el caso de máquinas curvas, las máximas concentraciones están más cercanas al lado cóncavo del planchón. De hecho la mayoría de las inclusiones dañinas de una máquina de molde curvo - tienden a ocurrir en la región 15-50 mm. de la superficie del lado cóncavo del planchón (ver fig. 66) A través del ancho las inclusiones tienden a acumularse hacia los extremos (ver fig. 66). El tamaño y la distribución de inclusiones dependen asimismo del tipo de máquina (ver fig. 66). En realidad la dependencia está en las condiciones de flujo. Como se ha mencionado en la sección 4.4, las regiones es

tanças, donde se reúnen partículas de alúmina de tamaño mediano (20 μ m) y otras partículas, generan la coalescencia de inclusiones en el caso de silicatos de bajo punto de fusión o aglomeración por sinterización en el caso de la alúmina.⁸⁷ Mientras que la coalescencia motiva un aumento en la fuerza de levitación, la aglomeración no necesariamente. Más bien un cúmulo rígido lleno de acero tiene tendencia a resultar atrapado en donde la región estanca esta cerca a la zona de crecimiento dendrítico o zona pastosa. Para condiciones de flujo muy desfavorables que dan atrapados hasta coagulos altamente móviles de inclusiones de tipo silicato.

4.4.3 EVALUACION DE INCLUSIONES EN PLANCHONES.

Ambos tipos principales de inclusiones (e.g. espesartila y alúmina) cuando son atrapadas cerca de la superficie de un lingote o planchón. mostrarán un defecto lineal después de la secuencia de trabajo (sección 5.2). En planchones los manganoaluminio--silicatos aparecen como puntos negros en una impresión de azufre (ver fig. 67), mientras los cúmulos de alumina son marcas tipo aglomerado (ver fig. 68) Si bien el primer tipo de inclusión generalmente se deformará plásticamente durante la laminación formando hilos delgados, los cúmulos de alúmina no se deformarán sino se fragmentarán, creando un problema

de reflectividad (líneas oscuras si se expone en la superficie)

La conducta de las inclusiones durante la deformación puede ser alterada por empleo de otros desoxidantes - tales como calcio o bario aleado con los desoxidantes usuales. El efecto es formar una inclusión esférica que resista la deformación⁸⁵. Si bien este efecto es deseable en bobina de gran espesor o plancha porque mejora las propiedades de impacto puede ser nocivo para la formabilidad (ver sección 3.2.3)

En Hoesch, Alemania Occidental, la práctica de evaluación de inclusiones consiste en cortar una sección de la porción media de cada línea o del planchón resultante del tercio inferior de un lingote representativo, tal como se muestra en la Fig. 69 se distinguen dos regiones separadas en la sección del planchón: - limpieza subsuperficial y limpieza interna. La primera denominación cubre la zona de 0 a 20 mm. de la superficie. Esta puede dividirse en cuatro zonas de 5 mm. de ancho cada una. El número de cúmulos de alúmina se cuenta y se relaciona a 100 cm^2 (Índice de alúmina). Juzgando la distribución de frecuencia en la región subsuperficial se establece la necesidad y grado de es carpado que debe realizarse. La limpieza interna (región 20-70 mm de la superficie) se evalúa con la ayuda de dos cartillas standard. Una de estas evalúa valores resultantes van de T0 (ningun in

clusión.

La segunda cartilla sirve para evaluar la frecuencia de partículas atrapadas de polvo de moldeo así como la frecuencia de sopladuras. Los valores resultantes van de G0 a G3⁴³.

Los cúmulos de alúmina (ver fig. 70) pueden distinguirse por su apariencia brillante y sus espacios abiertos ; mientras que las partículas de polvo de moldeo, las inclusiones de espesartita y las sopladuras son más gruesas, no acumuladas y más oscuras.

En Hoesch⁴³, los planchones se aceptan para aplicaciones de exigencia máxima si el índice de aluminio⁴⁵ en las primeras dos zonas (0-10 mm), menos que 15 en la zona de 11-20 mm y los valores $T < 2$, $G \leq 3$ ⁴⁵

En la solada continua los primeros dos planchones generalmente son separados o desviados a aplicaciones de menor rigurosidad debido a la mayor incidencia de inclusiones sub-superficiales y sopladuras⁸⁸. Este tipo de evaluación puede modificarse para adecuarlo a las exigencias y requisitos especiales o problemas de inclusiones de cualquier grado de acero o de cualquier usina en especial.

5.0 DIFERENCIAS EN PROPIEDADES MECANICAS Y CONDUCTA DURANTE EL PRENSADO, ORIGINADAS DEL PROCESO DE COLADA.

Las propiedades mecánicas de interés que han sido relacionadas más directamente a los procesos de colada son:

Límite de fluencia, resistencia a la tracción, elongación, coeficiente de anisotropía (\bar{r}), endurecimiento por deformación n y rendimiento bajo esfuerzos biaxiales preferiblemente estandarizados tal como la prueba de copa Erichssen, o si no hay disponibilidad, las pruebas Olsen Fukui. Los valores de dureza son discriminantes en aplicaciones de hojalata y son de valor restringido en una evaluación general del potencial de formabilidad. El significado de estas propiedades y la manera en que las variables composicionales y de procesamiento las afectan han sido tratado en las secciones 3.2.0 y 4.0.0 respectivamente. En esta sección se comparan productos de diferentes grados de acero y de diferentes procesos de colada basándose en la información disponible.

5.1.1 ACERO EN LINGOTES TIPO EFERVESCENTI COMPARANDO CON ACERO CALMADO.

Esta es una comparación básica. La tabla 10 muestra que la resistencia a la tracción es la misma para composición similar. El límite de fluencia en el acero efervescente es mayor (Tabla 10) pero es comparable siempre que no ocurra envejecimiento o maduración por deformación⁸⁹. El valor \bar{r} difiere grandemente (1.1 para acero eferves-

cente y hasta 1.8 para aceros CAL) esto se explica por el efecto de recristalización preferencial y crecimiento de grano de los granos orientados (sección 2.2.5). Los valores n y la elongación son más altos en aceros CAL D debido que las partículas de segunda fase que conforman el fondo de inclusiones (para diferenciarlo de las macro inclusiones) son típicamente un orden de magnitud mayor⁶⁹ en el acero efervescente, disminuyendo la longitud de la trayectoria de ferrita libre disponible^{9, 67}. El acero efervescente desarrolla envejecimiento por deformación a un nivel de 10 % de incremento en el límite de fluencia - después de estar sumergido a 100°C por 5 minutos, mientras que el acero CAL (calmado al aluminio, envejecerá por deformación sólo 1 % para el mismo conjunto de condiciones²². El acero CAL tiene que ser tratado apropiadamente para retener la mayor cantidad de nitrógenos en solución e.g. embobinando a bajas temperaturas (ver sección 2.2.2) y para desarrollar la textura 111 en el ciclo de recocido (ver sección 2.2.5). Mediante un enfriamiento lento, se produce la precipitación^{de} Al N liberando la matriz^{de} (N) a un nivel de 0.0001 % (N) convirtiéndolo en resistente el envejecimiento a temperatura ambiente. El acero efervescente, después de ocurrido el envejecimiento por deformación, requiere de mayores pases superficiales deviniendo menos dúctil. Para algunas aplicaciones, tales como hojalata (ver Tabla 21) que requieren una dureza específica, esto último no constituye desventaja.

5.1.2 ACERO EN LINGOTES TIPO EFERVESCENTE COMPARADO CON ACERO EFERVESCENTE DE COLADA CONTINUA.

En la tabla 12 se presentan las propiedades mecánicas de lámina reducida en frío (espesor de 1 mm.) hecha de acero lingotado o acero de colada continua.

Se observa para el caso de colada continua una notable uniformidad de propiedades. Del tope al fondo de planchón de colada continua y en las direcciones longitudinal y transversal relativa a la dirección de laminación. Se observa que los valores promedios de ductilidad son mas altos (45.25 % de elongación comparado con 42 % para acero efervescente) (Tabla 10) que puede deberse a niveles altos de inclusiones de fondo (ver sección 5.2.0).

Los valores de la prueba, Erichssen muestran una variación de 8.7 % (11.0 a 12.0 mm) del tope al fondo de la colada hecha de una sola cuchara. En el trabajo de Stubbles et al.⁹⁰ (Tabla 13), la variación de resultados de pruebas de copa Olsen es mayor para aceros efervescentes de C/C que para lingotes, pero el valor promedio de la propiedad es marginalmente mayor (p.e. 9.6 a 10.75 para lingoteado, promedio 10.1 / 11.3% de variación, y 9.7 a 11.33 para acero de colada continua, promedio 10.32, 15.5% de variación. La información sobre acero efervescente de colada continua es escasa pero de acuerdo a Itskovich⁶ la dispersión en propiedades de acero efervescente de colada continua se disminuye por la ausen -

cia de segregación longitudinal (ver Sección 4.2.2), --
contrariamente a lo que ocurre en acero lingoteado tipo
efervescente (ver tabla 12).

5.1.3 ACERO CALMADO POR ALUMINIO DE LINGOTES COMPARADO CON ACERO CALMADO POR ALUMINIO DE COLADA CONTINUA.

a) Efecto de la modalidad de vaciado.

De la Tabla II (Inland)⁹¹ se muestra que la dispersión
en propiedades de la lámina de colada continua es menor
que aquella de lingotes la ductilidad es mayor en térmi-
nos de menor límite de fluencia y mayor porcentaje de
elongación y los valores de r son más parejos pero los
valores de n son casi equivalentes.

La variación en propiedades para una colada dada es di-
ferente en acero de lingotes y de colada continua, así
en lingotes, los valores de ductilidad y del parámetro
 n aumentan hacia el fondo, mientras que el límite de
fluencia es mayor al medio del lingote. Esto puede es-
tar conectado con la localización del aluminio (prefe-
rencial al fondo y el tope. En acero calmado el alumi-
nio de colada continua, la variación es completamente
opuesta, resultando de la pérdida de aluminio soluble.

Otra comparación hecha en Linz, Aus-
tria con respecto a las propiedades de lámina reducida
en frío se presenta en la Fig. 71.

Dicha Fig. 71 muestra una tendencia similar a aquella reportada en Inland excepto por un valor significativamente mayor de valores de copa Erichssen para lámina reducida de planchones de colado continuo de poco espesor (170 mm) comparadas con láminas reducidas de planchones de 250mm de colada continua y lingotes respectivamente. Aunque no se presenta una explicación directa para este efecto, el mismo podría estar relacionado a la menor incorporación de inclusiones debido a mayores velocidades de colada para el planchón más delgado (ver sección 2.1.3 (d) y 5.2.0).

En la Tabla 10 una ulterior comparación es hecha para las propiedades de acero desgasificado por el método Ruhr-Heraus y no estabilizado conocido como calidad de embutido y acero estabilizado, calmado del aluminio ambos de colada continua contra los respectivos grados equivalentes de acero colado en lingotes.

Un conjunto de valores reportado por las instalaciones Mizushima muestran significativamente mayor ductilidad (Fig. 72). Esta figura 72 muestra la tendencia típica de variación para productos de colada continua. Los valores Erichssen no son directamente comparables con aquellos de Listhuber et al⁷⁷ debido a los diferentes espesores (0.7 mm comparado a 0.9 mm), pero el valor de la prueba Fuji para la parte media de la colada (totalmente embutida la copa) significa una elevada ductilidad con una $\bar{r} > 1.9^{22}$.

Un reporte hecho por Evteev⁹³ relacionando la segregación en la colada continua de acero estabilizado por aluminio a las propiedades mecánicas (ver sección 4.2.2) (Figs. 73 y 73) ha mostrado que se pueden detectar ligeras variaciones en las propiedades a lo alto y a lo ancho de la sección transversal de un planchón de colada continua, pero estas son menores que la observadas para lingotes calmados. El trabajo pionero de Stubbles et al⁹⁰ detectó mayores valores del parámetro \bar{r} en banda laminada en caliente conjuntamente con una mayor dispersión en material de colada continua. Para banda laminada en frío, los valores \bar{r} y valores de copa Olsen tenían aún mayor dispersión que para material proveniente de lingotes y menores valores promedio como resultado. se supone que la mayor variación en (Al) que se experimentaba entonces junto con el hecho de que los planchones de control de acero calmado fueran de calidad reconocida dió ocasión a resultados controvertidos.

b) Variación de [Al] durante la colada continua.

Este efecto discutido en la sección 4.3.2 merece mayor discusión desde un punto de vista de formabilidad. Existe un campo óptimo⁴¹ de valores de la relación (Al)/(N) tal como se puede apreciar de las Figs. 75 y 76. Un exceso de (N) puede ser dañino para el desarrollo de textura debido a la pre-precipitación de partículas de AlN⁹⁴ (ver fig. 77) antes de alcanzar la temperatura óptima de recristalización. Esto podría dictar tiempos de recoci

do mayores para minimizar el envejecimiento por deformación y para producir crecimiento de grano para balancear la pérdida de textura. Una interesante comparación de las cantidades relativas de componente de textura (111) se ofrece en la Fig. 78 para lámina de acero lingoteado y de colada continua respectivamente⁹². Esta se explica por la diferencia en (O), (Al), y(N). Análogamente en la fig. 79 se presenta una relación entre el aluminio soluble y el valor de F. De esta figura se deduce que los valores máximos alcanzables desonmenores para acero de lingotes que para acero de colada continua. La producción del mejor compromiso de Al soluble y (N), -- (cual es 68 ppm (N) para 0.025 % (Al) a 52 ppm (N) para 0.030 (Al) es difícil de obtener en la mayor parte del volumen del lingote, si no imposible del todo.

De la tabla 14 de composiciones empleado para hacer la comparación de texturas de la fig. 78, se ve que el nivel de (O) presente es mayor en la lámina del lingote. Este retarda la velocidad de recristalización (ver sección 2.2.6) y también inhibe la acción del (Al) presente. La fig. 80 muestra el cambio de (Al) y (O) a través de los diferentes etapas de procesamiento en la colada continua⁴⁰. Podemos asumir que un gráfico similar para colada en lingotes se nivelaría en un contenido --- de oxígeno más alto debido a que no se efectúa ningún tratamiento de burbujeo y que el (O) tiene que ser retenido para la acción de efervescencia que se promueve antes de la estabilización. Tal como se ha mencionado en la sección 4.3.0 a pesar de que las macroinclusiones pue

den eliminarse por mera flotación, hay una tendencia a retener oxígeno como microinclusiones (ver sección 4.3.1) y a acumular estas últimas hacia el fondo.

C) Rendimiento en el prensado.

La tabla 15 presenta una distribución de piezas de calidad FF (fully finished) ~~manufacturadas~~ con acero calmado el aluminio de colada continua tal como se suministra por la siderúrgica de Ravenscraig (Escocia) de la B.S.C a los usuarios finales.

La Tabla 16 presenta el rendimiento en el prensado y las notas de evaluación de los clientes. Se puede ver que - un acero CAL hecho ~~apropiadamente~~ y de colada continua - causa muchos rechazos debido (i) Menor dispersión de propiedades (ii) valores de ductilidad mas altos en general (iii) mayor limpieza de matriz con respecto a macro y micro inclusiones que afecta adversamente el diagrama de formabilidad límite (ver sección 3.1.0).

Un ejemplo de la complejidad de las piezas y del rendimiento del acero CAL de colada continua esta dado en la tabla 17 por ~~Wipac~~⁸⁹. Sin embargo no se efectúa en dicha tabla una comparación directa con lámina de lingote y se muestra que los rechazos debido a rendimiento del material son insignificantes.

5.1.4 ACERO EFERVESCENTE DE LINGOTES COMPARADO CON ACERO CALMADO AL SILICIO DE COLADA CONTINUA

A) COMPARACION DE PROPIEDADES.-

Las Tablas 18 y 19 resumen las propiedades mecánicas de acero calmado al silicio en la versión "RIBAND" (ver sección 2.1.4) para operaciones de embutido, laminado en frío. 96, 97.

Se puede ver que el acero calmado al silicio es generalmente más duro después de un recocido completo debido al efecto endurecedor del silicio en la ferrita.

El coeficiente n es también más bajo como podría esperarse debido a que el silicio en solución aumenta la tensión de fluencia (ver sección 3.2).

La altura de las capas Olsen se reportan como más altas que aquellas para acero efervescente debido posiblemente a la menor incidencia de microinclusiones (sección 5.2.) y laminaciones de sulfuros (sección 5.3.2).

La Tabla 19 proporciona una comparación entre acero efervescente de lingotes y acero calmado al silicio tipo "Riband"

Esta muestra que las propiedades del segundo tipo están menos dispersos. Los menores valores de \bar{r} con respecto al acero efervescente pueden explicarse por el hecho de que en el tapado de aceros efervescentes, algo de aluminio puede quedar atrapado en la región central dando lugar a un ligero desarrollo preferencial de textura (111).

En general, sin embargo, puede decirse que las propiedades de conformado del acero calmado al silicio "Riband" son equivalentes a aquellas del acero efervescente.

B) RENDIMIENTO EN LA PRENSA

La Tabla 19 muestra el rendimiento de acero efervescente calidad de embutido comparado con un acero calmado al silicio de colado continua. El último se comporta mejor debido probablemente (sección 5.2) a una menor limpieza intrínseca del acero calmado al silicio. Estos resultados son para operaciones de conformado de dos clases; una emplea una copa de 5 pulgadas embutida en reversa empleada como prueba de embutido profundo (aunque el embutido en etapas es menos exigente que una operación de un solo movimiento y; mientras que la otra clase consistió en un hemisferio de 15 pulgadas de diámetro para medir la formabilidad por estiramiento

C) RENDIMIENTO EN OPERACIONES DE LA HOJALATA DEL ACERO - CALMADO AL SILICIO DE COLADA CONTINUA COMPARADO CON EL ACERO EFERVESCENTE DE LINGOTES.

Las tablas 21 x 23 dan una comparación de propiedades requeridas para alcanzar la equivalencia con el acero efervescente para fabricación de hojalata. En estas tablas T - 3 y T 4 BA son recocidos en campaña T-3 CA significa recocido en forma continua y DR - 8, 10 es una hojalata con reducción doble tipo H o tipo N¹⁶. Los aceros convencionales efervescentes o tapados para estas aplicaciones contienen -- 0.08 a 0.11 % C con o sin adición de nitrógeno (H o N respectivamente). Para alcanzar los valores de dureza requeridos a los niveles de carbón empleados en el acero "Riband", son necesarias adiciones de nitrógeno. Estas pueden efectuarse en una estación de burbujeo de cuchara similar a la empleada en la colada continua de aceros CAL.

El rendimiento en la fabricación fue evaluado ⁹⁶ en cuerpos de latas de cerveza (e.g. una lata de 3 parte) hecha de hojalata de doble reducción y lámina electro cromada. (acero libre de estaño (T F S¹⁶)).

Normalmente, cuando se emplea hojalata de doble reducción severamente trabajada en frío hecha de lingotes, la dirección de laminación tiene que ser perpendicular a la costura lateral para prevenir flancos

rajados. La hojalata de acero calmado por silicio de colada continua, en cambio, puede ser formada también paralela, a la costura lateral aunque se requiere una operación de conformación de menor intensidad.

El material colado en lingotes no soporta la costura paralela a los sulfuros e inclusiones elongados.

5.1.5 ACERO CALMADO AL SILICIO COMPARADO A ACERO CALMADO AL ALUMINIO AMBAS DE COLADA CONTINUA.

Actualmente el acero calmado al silicio ha sido un sustituto adecuado para acero efervescente en aplicaciones tales como productos de calibre ligero ("productos de hojalata"). El desarrollo de la industria del enlatado ha conducido a la introducción de la lata de 2 partes, en la cual el cuerpo es hecho de una plancha circular embutida y una tapa. Este tipo de recipiente (ver fig. 34) se manufacturó inicialmente de lámina ^{de} aleación de aluminio pero el acero en lámina parece ser una prometedora solución para el futuro con algún progreso ya realizado.

El efecto de este desarrollo es reducir el peso de metal requerido por envase debido a que la operación de conformación endurece el material a un nivel en donde se pueden tolerar calibres muy ligeros (ver fig. 34).

Un factor operacional importante en la industria del enlatado es el número de pasos necesario para formar el cuerpo de la lata. Dado que para un material de un valor bajo de \bar{r} ("Ribani" por ejemplo, se requiere una operación de embutido por etapas, el acero CAL de colada continua con valores altos de \bar{r} aparecería especialmente adecuado para el desarrollo de la lata de 2 partes, en el aspecto mencionado.

El envejecimiento por deformación es despreciable en aceros CAL hasta los 400°C en donde se activa la precipitación de carburos) y se ha reportado²² que los aceros calmados al silicio pueden hacerse resistentes al envejecimiento mediante un recocido de precipitación prolongado de 24 hr a 1100°F. El regreso de la elongación por cedencia se limita al 2 % comparado con 1% para aceros CAL, después de 5 minutos a 100°C. Este hecho se atribuye a la precipitación de partículas de Si_3N_4 ²², el cual constituye un proceso más lento que la precipitación de Al N.

De la fig. 81 se puede observar que es posible obtener diferentes grados de envejecimiento por deformación en aceros calmados al silicio mediante recocidos de precipitación controlada. Esto puede constituir una ventaja donde se requiere rigidez en los productos finales (p.e. latas de 2 partes envejecidas por deformación).

También es interesante hacer notar que el efecto -- combinado de una desoxidación Al-Si retarda el envejecimiento por deformación más efectivamente que la desoxidación por aluminio. Una explicación de este efecto puede ser que el silicio de lenta difusión en la ferrita y/o las bandas de deslizamiento creadas por la presencia del mismo actúa como un sumidero, retardándose el movimiento de átomos de nitrógeno libres hacia las dislocaciones, en los bajos niveles de nitrógeno disuelto que son dejados por la desoxidación con aluminio.²² La otra forma de lograr un acero calmado al silicio completamente resistente al envejecimiento es por la adición de boro o cualquier otro elemento fuertemente formador de nitruros (ver sección 2.1.2 (c))

5.2.0 EFECTO DE LAS INCLUSIONES EN LA FORMABILIDAD SEGUN EL PROCESO DE COLADA Y EL GRADO DE ACERO.

De acuerdo a las figuras 62 x 63 y a la sección 3.2.3, el efecto de las inclusiones es bajar el nivel de los diagramas límites de formabilidad.

El efecto en el rendimiento en prensa, en general, es dependiente en el tamaño de las partículas para el caso de macro-inclusiones y en la fracción de volumen total para micro inclusiones ó inclusiones de fondo.

La fig. 62 muestra que la práctica de desoxidación de--

termina la fracción volumétrica y el nivel de inclusiones de fondo. Sin embargo, es el tamaño y la frecuencia de macro inclusiones, dependientes principalmente en la práctica de la planta (control de flujo, limpieza, ver secciones 2.1.3 (d) y 4.3.0), que tiene un efecto determinante en la relación límite de deformación. La tabla 24 resume la fracción volumétrica de inclusiones de varias fuentes en relación a los procesos de desoxidación y colada.

La relación 66 entre el valor de Erichssen y el parámetro $X = \text{lim. fluencia} \times \sqrt{\text{Fracción vol. de inclusiones}}$, aunque fue desarrollada para lámina en caliente $> 2.54 \text{ mm}$ y es válida cuando el contenido de inclusiones $< 0.1 \%$ ofrece una indicación en la conducta del acero en operaciones de prensado para grados difíciles de acero. De esta última relación el efecto compuesto de un mayor límite de fluencia y mayor nivel de inclusiones en acero Riband comparado con el acero CAL, resultaría en valores menores de la copa "Erichssen" que para aceros CAL de colada continua y para acero desgaseificado. La tendencia que se encuentra mediante el empleo de estas suposiciones extrapoladas es lógica y permite una indicación del efecto de limpieza y el efecto adverso de un mayor límite de fluencia en acero calmado al silicio.

Con relación a cual proceso de colada continua resulta en una mayor incidencia de inclusiones, no hay una re -

gla general, dependiente totalmente en el grado de control de flujo, ejercido en cada planta. Hay una incidencia inevitable y definitiva en productos de lingotes debido a la necesidad de un alto $[O]$, para la acción de efervescencia (ver tabla 24), mientras que en los procesos de colada continua es factible hacer cumplir con especificación de limpieza al acero.

El mérito de la colada continua en producir material parejo se convierte en una desventaja, cuando el sistema sale fuera de control (e.g. indebida frecuencia de bloqueos en la buza o tobera o de inspecciones de nivel del menisco resultando en la incorporación de partículas de escoria (ver fig. 2)).

5.3.0 EFECTO DE LA SEGREGACION Y HETEROGENEIDAD DE LOS LINGOTES CONVENCIONALES EN LA CALIDAD DE LA LAMINA DE ACERO.

5.3.1 VARIACION DE PROPIEDADES.

Como se observó en la sección 4.2.2, la lámina de acero de colada continua debería mostrar menos variación en sus propiedades debido a la reducida segregación. Las propiedades de mayor interés son los valores de \bar{r} y n . Como hemos visto estos tienen una dependencia en el tamaño de grano, el primero a través de un crecimiento de grano preferencia con textura (111) (sección 2.2.4) y el segundo mediante el recorrido libre medio en la ferrita (sección 3.2)

Un estudio⁵³ del efecto de la aceración LD y la práctica de vaceado, en acero efervescente de calidad de embutido el estado reducido en frío, mostró que para un ciclo de recocido dado, el tamaño de grano se controla por la presencia de (Mn), (S) y (O) en solución. La siguiente correlación (fig. 83) es válida para el 66 % de la variancia observada bajo condiciones controladas (710-727°C):

$$\begin{aligned} \text{N}^\circ \text{de granos/pulg.}^2 \text{ a } 100 \times \text{ aumentos} = \\ 191 + 0.235(\% \text{O} \times \% \text{S}) \times 10^6 \end{aligned}$$

Otra correlación que incluye el % de manganeso en solución, de la forma % S/ (% Mn - 3.45 % O) también ha sido reportada.

Para tamaños de grano menores que 400/pulg.² no es posible alcanzar efectividad en el embutido (tamaño de grano muy pequeño ASTM 8). Este umbral se alcanza en un valor de (% O x % S) = 9×10^{-5}

La segregación en el acero efervescente (sección 4.2.1) es tal que el parámetro % O x % S es más alto (e.g. granos más pequeños) en láminas provenientes de la mitad superior del lingote. Tomando en consideración que el cociente observado⁹⁶ de (S) y (O) de la parte superior entre el promedio es alrededor de 2.5, es factible establecer un límite composicional máximo.

Así los aceristas tienen que tratar que el máximo de azufre no sea más de 0.020 - 0.025% y un (0) de 0.040 - 0.045 % mediante una fusión y de-oxidación controlada. Los efectos mencionados que estriban sobre el crecimiento de granos se deben a la precipitación de partículas de Mn S durante el recocido. El efecto del oxígeno es retirar el manganeso de solución aumentando la solubilidad del azufre a las temperaturas de laminación en caliente. El azufre se precipita como Mn S desde una condición de saturación, durante el recocido.

5.3.2 EFFECTO DE LA ELONGACION DE SULFUROS.

Como se discutió en las secciones 3.2 y 3.2.3, las discontinuidades en la microestructura que alcanzan un valor crítico causan fractura durante las operaciones de formado. El efecto de las inclusiones en general en la formabilidad ha sido discutido (5.2.). Los sulfuros elongados ocurren

por deformación de las zonas altamente segregadas que aparecen principalmente en lingotes. En la etapa reducida en frío éstos se asemejan a filamentos dispersos (ver fig. 26, el grado de elongación depende de la naturaleza del sulfuro. Para Mn S depende además de la cantidad de [O] presente⁸⁵.

El efecto de los filamentos de sulfuro es impor--

tante en:

(i) Operaciones de doblado y estiramiento donde ocurre adelgazamiento.

(ii) Operaciones de cizallado y rebarbado donde pueden ocurrir deslaminaciones, (apertura de los cantos), afectando las tolerancias de los dados - estampadores.

(iii) Operaciones de formación de cantos y flancos por estirado, dado que los filamentos se comportan como grietas dúctiles.

(iv) Fabricación por soldadura.

El control de sulfuros puede hacerse efectivo induciendo la formación de sulfuros duros (control de forma) (p.e desoxidación Al - Ca) disminuyendo la relación de elongación de sulfuros o manteniendo niveles de azufre por debajo de 0.025 % (control de volumen de inclusiones sulfurosas).

El efecto de los sulfuros elongados es uno de los factores limitantes en la formabilidad de láminas de laminación en caliente, dado que afecta la ductilidad transversal medida por el ensayo de ductilidad con entalla bajo tensión (sección 3.1.).

5.3.3 APARICION DE LINEAS 'FANTASMA'

Un mecanismo similar a aquel de la formación de segregados A (sección 4.2.1) se dice⁹⁸ que atrapa

parte del aluminio (lámina o líquido) que se emplea para el tapado del acero efervescente. Este se piensa que es el origen de la aparición de líneas fantasma durante la operación de conformado bajo condiciones de estiramiento en la superficie de piezas estampadas. Esto requiere costosas operaciones de esmerilado (ver fig. 84) porque afecta la apariencia de productos pintados. Estas líneas son ondulaciones de la superficie (ver fig. 86) relacionadas con la presencia de una mezcla de óxidos de aluminio (hasta 5 % de contenido local de aluminio), asociada con una estructura sin recrystallizar de alrededor de 30 Rockwell C de dureza. De la fig. 85 se ve que las líneas fantasmas tienden a ocurrir en planchas laminadas de la porción correspondiente al 5 - 10 % de la altura del lingote. También tienen tendencia a ocurrir en los lingotes que son vaceados primero.

5.4.0 ACEPTABILIDAD DE SUPERFICIE DE ACERO LAMINADO.

La aceptabilidad parasuperficies expuestas se basa en ausencia de defectos de superficie evaluadas a la salida de la línea de decapado.⁹¹

Los defectos se clasifican como:

- 1) Laminaciones por daño mecánico.
- 2) Defectos de forma y perfil

- 3) Manchas de inclusiones y defectos lineales.
- 4) Grietas de solidificación y laminaciones relacionadas.

Los primeros dos tipos no se originan en la etapa de -- colada y no discuten aquí. El último tipo de defecto debido a grietas de solidificación es muy diferente en **apariencia** inicial en planchones de lingotes (costuras frías o plumas" por ejemplo) y planchones de colada continua (p.e. grietas longitudinales grietas transversales, grietas de esquinas) (ver fig.

Son generalmente visibles en la etapa planchón y pueden ser removidas por esculpado de inspección⁹¹ Si no son removidas y aparecen como defectos lineales asociados con "escamas" de óxido atrapada⁷⁸. Un diagrama de flujo de inspección empleado en las instalaciones de Inland⁹ se presenta en la fig. 87. Este diagrama incluye porcentajes de chatarra normales.

5.4.1 TIPOS DE DEFECTOS LINEALES CAUSADOS POR INCLUSIONES

Sabemos de la sección 4.3 que el tipo de inclusión depende de la práctica de desoxidación; la cantidad relativa de inclusiones depende más de la velocidad de eliminación o la velocidad de atrapamiento que de la velocidad de generación. Sección 2.1.3 y 4.2.1).

Papp et al⁷⁸ clasificó los defectos superficiales causados por macroinclusiones ($150 \pm 50 \mu\text{m}$) en:

A) Defectos lineales abiertos: en los cuales la superficie de la lámina está dañada por discontinuidades transversales en la huella de la línea o costras sueltas (casceras) o por depresiones visibles a simple vista.

B) Defectos lineales cerrados: Donde la superficie de la lámina puede estar ligeramente porosa en la trayectoria del defecto pero no está notablemente dañada.

También hay adicionalmente una subclasificación de acuerdo a los siguientes criterios (aún morfológicos):

- 1) Definición de límite entre lámina y defecto lineal.
- 2) Ancho de defecto.
- 3) Si su relación ancho / largo se acerca a la relación de reducción ó nó.

Siguiendo con la notación original puede haber defectos de tipo 1, 2, 3 y 5.

TIPO 1.

Defectos abiertos de borde áspero, bajo el micros

copio generalmente presentan una costra pero esta puede estar removida . . . Las condiciones accidentadas de las áreas expuestas indican - la estructura y la conducta de deformación de las inclusiones que las causan . . . Este tipo de inclusión tiene 1-20 cm de ancho y hasta varios metros de largo. La relación largo/ancho corresponde aproximadamente con la relación de reducción (espesor de planchón a espesor de lámina).

TIPO DOS

Tiene un borde de línea más suave y las áreas expuestas están menos socabadas esto es suficiente indicación que las inclusiones son diferentes de las del defecto tipo uno, en microestructura. Su ancho de línea es generalmente mayor de 1mm y tienen la elongación correspondiente a la relación de reducción. Este tipo de defecto es el único que puede presentarse como defecto lineal cerrado. En consecuencia cualquier tipo de inclusión elongada encerrado aparecerá con una de marcación difusa con el acero adyacente.

TIPO TRES.

Es similar ^{al} tipo 2 pero ≤ 4 mm, se observan en acero efervescente, pero no en acero calmado por aluminio. Consiste en defecto causado por una ligera oxidación de sopladuras .

TIPO CINCO.

Estos están asociados con una cáscara de acero que provee cobertura incompleta de lado a lado. Las depresiones y sobraduras están, como regla completamente abiertas. La relación largo/ancha es mucho menor que en los tipos 1, 2 y 3. Aparecen tanto en aceros efervescentes como en aceros calmados y están relacionadas con inclusiones conteniendo CaO.

La evaluación del tipo de defecto puede efectuarse mediante el uso de cartillas estándar como las mostradas en la fig. 88

5.4.2 DEFECTOS LINEALES EN ACERO COLADO EN LINGOTES.

El acero efervescente puede tener defectos de tipo 1,3 y 5. El acero calmado al aluminio puede tener 1,2 y 5⁷⁸.

Hay una tendencia para la acumulación de defectos tipo 1 y 2 en la zona correspondiente al tope y fondo del lingote en la lámina. Los tipos 1 y 3 son menos frecuentes que 2 y 5. En el acero calmado al aluminio, los cristales de corundum de aproximadamente $5 \mu m$ de tamaño se encuentran a menudo incrustados en una matriz de silicato

En el caso de acero efervescente por

otro lado, la masa silícosa puede ser químicamente alterada por reacción con la escoria del lingote.

En el caso de aceros calmados por aluminio a veces las depresiones expuestas están vacías porque las partículas de $Al_2O_3 < 5 \mu$ de tamaño han sido removidas. En estos aceros hay también ocurrencia Hercinita ($FeO \cdot Al_2O_3$) y magnetita (Fe_3O_4)

En el acero efervescente donde también pueden ocurrir defectos tipo 2, las espinelas pueden ser desplazadas por incorporación de manganeso de hercinita a galaxita ($MnO \cdot Al_2O_3$). En los aceros CAL, los defectos tipo 2 se originan de aglomeraciones de inclusiones de óxido de aluminio y macrohercinita.

En un acero efervescente, la cantidad de inclusiones que son atrapados cerca a la superficie es menor cuanto mayor es la acción efervescente⁹⁹.

La fig. 65 muestra la distribución de ~~macro~~ inclusiones a través de un lingote. Puede apreciarse que se localizan grandes cantidades en el tercio inferior. Estas inclusiones aparecen luego de la secuencia de trabajado dando lugar a los defectos mencionados.

La eliminación de la mayor parte de las inclusiones superficiales ocurre en los lingotes por flotación y los principales problemas de superficie son grietas del lingote y defectos de vaceado que no llegan a ser removidos por el escarpado. La operación desbastadora primaria para obtener planchones es otra fuente de imperfecciones superficiales debido al daño mecánico subsecuente que puede producirse durante el laminado.

Después de laminarse, las bobinas procesadas de los planchones del tercio inferior pueden mostrar gruesas inclusiones. Como una regla, los planchones del fondo no son aplicados, por lo tanto, para especificaciones de máxima exigencia.

La comparación con productos de colada continua tiene que hacerse por lo tanto con bobinas de primera calidad laminadas de planchones correspondientes a la mitad y al tope de los lingotes.

5.4.3 DEFECTOS LINEALES EN ACERO DE COLADA CONTINUA.

A diferencia de lo que ocurre en el acero lingoteado, las inclusiones tienen mas dificultad para escapar, por flotación simple según la ley de stokes (ver sección 4.3). Asumiendo un molde curvo en la máquina de colar (sección 2.1.3) la acu

Es interesante notar que la máquina de colar empleada en estas pruebas fue del tipo vertical con doblado la cual de acuerdo a la fig. 66 debería dar una incorporación muy baja de inclusiones. Por lo tanto la baja calidad resultante puede deberse a la exposición de sopladuras poco profundas en las cuales se ha escarpado para resanar defectos de solidificación en el planchón.

B) ACERO CALMADO AL ALUMINIO DE COLADA CONTINUA.

La importancia de la posibilidad de colar acero calmado al aluminio en colada continua, como se explicó en las secciones 2.1.4 y 2.2.4 es que es resistente al envejecimiento. Una condición complementaria es generalmente que también debería tener máxima calidad superficial. La explicación de la manera que las inclusiones son atrapadas en un molde curvo ha sido dada en la sección 2.1.3 (d). La generación de inclusiones en las secciones 4.2.2 y 4.2.3.

La ocurrencia de defectos está relacionada a defectos lineales tipo dos (sección 5.4.1). Un cúmulo de alúmina se fragmenta y dispersa (ver fig. 68) en la secuencia de tabajado. En la fig. 88 estos cúmulos serían clasificados como defectos tipo T.

Se ha intentado evaluar la ocurrencia de cúmulos de alúmina antes de la línea de decapado mediante el empleo de impresiones Bauermann (ver fig. 88), pero no tiene suficiente sensibilidad. En la fig. 89 se presenta una cartilla de evaluación de impresiones de azufre empleada en Rovenscraig⁹³ Un reactivo de ataque que muestre la alumina (por su asociación con sulfuros y por ataque leve)¹¹⁴ puede emplearse en una superficie pulida aunque esto último consume tiempo.

En Inland Steel⁹¹ se reporta que los defectos de alúmina pueden ser detectados por inspección en el escarpado por la aparición de chispas brillantes un poco adelante de la posición de la antorcha de ~~escarpado~~. Esto podría implicar que los cúmulos de alúmina contienen algo de aluminio no oxidado.

Una mejor comprensión de las consideraciones de flujo (sección 2.1.3 (d)) ha llevado a un rendimiento en calidad igual o mejor que la de lingotes.

En Inland Steel se reporta que el acero de colada continua se prefiere a aquel de lingotes para aplicaciones de máxima calidad de superficie.

El escarpado es generalmente llevado a cabo en

CAL como un medio efectivo de remoción de inclusiones sub-superficiales. En la Siderúrgica Fukuyama ³⁵, por ejemplo, se efectúa un escarpado 1.2 - 2.0 mm x 100% después de inspección visual.

Existe, por otro lado, alguna indicación que el escarpado por zonas puede ser perjudicial a la calidad de banda laminada en caliente⁹¹. Este es factible de producirse si los procesos de reducción no son suficientes para cerrar la cavidad. Con referencia al trabajo de Stubbles et al ⁹⁰, la práctica de escarpado no pareció significativa en la determinación de la aceptación de la bobina (ver Tabla 13).

Nuevamente una posible explicación para éste último efecto, es que no se observa acumulación sub superficial de inclusiones en moldes verticales. En la Tabla 22 se puede observar un efecto interesante de la práctica de escarpado y (Al) soluble en el porcentaje de bobina no adecuada para aplicaciones de máxima exigencia⁵⁷. Esto es un indicio, que en acero CAL, la reoxidación por el aire del chorro cuchara-distribuidor es importante en determinar la apariencia de defectos (ver sección 4.2.3).

En esta Tabla N° 22, los contenidos totales de Al

aluminio son casi iguales, los diferentes niveles de (Al) soluble se originan de la cantidad de reoxidación que ocurre en el vaceado de cuchara a distribuidor. También se puede deducir que el - escarpado a máquina que ocasiona una pérdida de material de 3.5 - 4.5 % equivalente a la remoción de 3 a 5 mm de piel) expone inclusiones bastas (principalmente escoria incorporada) que pueden ser entonces escarpadas en forma puntual.

En la fig. 90 se muestra claramente que en el escarpado a máquina es necesario para contrarrestar una mayor incidencia de inclusiones sub-superficiales. Las laminaciones gruesas están relacionadas al bloqueo de la buza sumergida y al cambio del distribuidor sin interrumpir la extracción de la barra (ver fig. 23).

Un desarrollo en la Siderúrgica Hirohata¹⁰⁰ de acero calmado al Al-Si-Mn de la composición siguiente: C : 0.01-0.08%, Si 0.03-0.08, Mn 0.2-0.6 y Al 0.015, ocasiona el desagregado de inclusiones mostrado en la tabla 23. El tipo A de inclusiones del complejo Mn O- SiO₂- Al₂O₃ ocasiona defectos que rara vez exceden 10 cm en longitud y están acompañados la mayor parte del tiempo por pequeños silicatos aluminosos o manganesos. Los de tipo B son > 10 cm de largo y están asociados con cúmulos de alúmina e inclu-

siones de silicato de manganeso que contienen alúmina. Los defectos mayores de superficie generalmente son causados por cúmulos de alúmina.

C) ACEROS CALMADOS AL SILICIO DE COLADA CONTINUA

Este acero (sección 2.1.4 (b)) es menos susceptible a la formación de cúmulos de alúmina (un tipo de inclusión que es tan perjudicial a la apariencia superficial). En las instalaciones siderúrgicas de Gary¹⁰¹ en 1970, solo 0.26 % de los planchones fueron declarados chatarra por defectos superficiales. Los planchones para aplicaciones de laminación en frío fueron tan solo escarpados en forma puntual con 8% del área total quemada comparada con 18.4% de área durante el escarpado puntual de acero efervescente colado en lingotes

Las inclusiones presentes en aceros calmados al silicio son principalmente silicatos de Mn-Al con algo de óxido ferroso. Una composición típica de inclusiones es 35 % (MnO + FeO), 6% Al₂O₃ y 37 % SiO₂ con FeO hasta 7 %. Estas inclusiones son plásticas a temperaturas de trabajado en caliente de tal manera que se forman hilos por elongación. Estos últimos pueden causar defectos ligeros tipo 2 o 3 (sección 4.3). Debido a una menor susceptibilidad a la incorporación de oxígeno, sin una buza sumergida siempre que (Al) se mantenga por

debajo de 0.007 %sección 2.1.4 (c)).

Como es deseable mantener el silicio y el manganeso tan bajo como sea posible para minimizar el endurecimiento de la ferrita, se tiene que lograr un balance muy delicado entre la ocurrencia de aluminomanganosilicatos (manchas negras), manchas de Al_2O_3 pequeñas porosidades, las figuras 91 y 92 ofrecen una relación entre el grado de desoxidación y la apariencia y tipo de discontinuidades observadas. En la siderurgia Oita³⁹ las inclusiones complejas de Al_2O_3 y $MnO-SiO_2$ han sido eliminadas y no se puede detectar como se hace generalmente a la salida de la línea de de capado en caliente.

El efecto del escarpado puede ser negativo en este tipo de acero. La fig. 93 muestra que puede inducir la exposición de defectos lineales que de otra manera se elongarían benignamente. En general se atribuye a este tipo de acero la posibilidad de lograr cualquier standard de calidad superficial y en ese sentido es comparable al acero efervescente convencional.

6.0 RESISTENCIA A LA CORROSION DE PRODUCTOS DE HOJALATA.

Anterior al advenimiento en 1970 de acero de colada continua calmado al silicio (versión "Riland") la composición del acero base era especificada en acuerdo con lo establecido por - Hartwell¹⁰² en la década de 1930 respecto a acero laminado - en caliente por la modalidad del paquete múltiple que era subsecuentemente estañado por inmersión en baño fundido.

En los ensayos realizados se encontró que el silicio por encima de $> 0.01 \%$ en conjunción con un alto contenido de -- fósforo producía falla del paquete. No se encontró significancia en la influencia del azufre y del carbono dentro de - los límites de la composición del acero en láminas.

Una serie de ensayos relativamente recientes (tabla 24) ha - mostrado sin embargo, que no existe una tendencia marcada de falla catastrófica para acero que contienen más de 0.20% Si colados en forma continua⁹⁷

La falla reportada en los años 30 más probablemente puede atribuirse a la ruptura de la superficie de la hojalata en el anillo rígido en los extremos de las latas o en el do -- ~~blez~~ de las costuras laterales. La posibilidad de una ruptu -- ra en el recubrimiento se origina de:

- 1) La existencia de hilos o laminación de inclusiones en la hojalata laminada en caliente que ocasionarían el desga -

rramiento del recubrimiento de rajarse el acero durante el conformado.

2) Laminaciones en la superficie que inhiben la adherencia - del recubrimiento.

Para llevar esta discusión más adelante, se hace referencia a las figuras 94 y 95 donde se presentan dos tipos de corrosión causados por dos tipos diferentes de categorías de alimentos.

En la fig. 94 para guindones, se observa que el desetañado ocurre hasta que se alcanza la superficie del metal base y entonces comienza la evaluación de hidrógeno. Para estos casos un aumento en el espesor del recubrimiento otorga una protección adicional.

La fig. 95 para jugo de toronja caracteriza el rango de alimentos en donde la corrosión procede a una velocidad más lenta generando hidrógeno correspondiente a la intensidad del desetañado. Se observa que la resistencia a la corrosión depende más en la fuente del acero que en caso de la moda de corrosión tipificada por guindones en lata.

La evolución del hidrógeno tiende a anular el vacío creado en la operación de sellado. Subsecuentemente genera una presión positiva en aumento hasta que un estallido dúctil ocurre en puntos severamente atacados posiblemente por propagación de grietas con asistencia de hidrógeno, si se emplea una base de acero muy dura. El proceso de fractura

también puede ser ayudado por inclusiones elongadas.

La tabla 25 presenta el rendimiento reportado -- 96, 97, 103 de la lámina de acero calmado al silicio de colada continua versus acero en lingotes de tipo efervescente mientras que la tabla 26 es comunmente al material colado en Weirton⁸⁹ que es un acero desgasificado por el método Ruhr Heraus y calmado por aluminio (desoxidación controlada). Por acero en lingotes, la composición óptima¹⁰⁴ de acero para hojalata para superior resistencia a la corrosión es en valores máximos, 0.13% C, 0.60 % Mn, 0.015 %P, 0.05% S, 0.010% Si y 0.06%Cu. Para algunos alimentos los contenidos de Cu y P pueden elevarse a 0.2 % y 0.02 %, respectivamente, Para bebidas gaseosas se añade un máximo de 0.02% de nitrógeno. Estos valores reflejan el consenso de 1930. Recientemente la hojalata electrolítica ha reemplazado en forma general a la hojalata de inmersión en caliente.

Los aceros calmados al silicio se reportan equivalentes a acero para hojalata de colado efervescente en rendimiento a la corrosión (Fig. 96 y 97 y Tabla 25), mientras que los aceros calmados por aluminio de colada continua y desgasificados, por el método R-H se reportan más duraderos que los grados lingoteados (tabla 26).

Sólo es posible hacer comentarios generales de éstos resultados dado que cada combinación de alimento, laca y recubrimiento presenta un sistema electroquímico diferente al acero base.

Se puede inferir, sin embargo, que un acero que es menos susceptible a generar microgrietas durante su manufactura (por poseer buena formabilidad) resistirá la presión generada por más tiempo. En este aspecto el acero CAL de colada continua debería ser superior al acero calmado al silicio de colada continua. Como se discute en la sección 2.2.5 (d) la naturaleza del par Fe - Sn depende en la presencia de oxígeno, siendo posible que diferencias en la cantidad de (O) disuelto en el acero para diferentes procesos de desoxidación y colada pueden ser la razón de algunas de las diferencias encontradas en resistencia a la corrosión.

Se pueden obtener aumentos substanciales en la vida de un lote de hojalata por mejoras en la preparación de la superficie - antes del electroestañado.

Un enfriamiento rápido después del recocido para reducir la incorporación de oxígeno en la superficie mejora la resistencia a la corrosión. Hay evidencia¹⁰³, asimismo, que una limpieza adicional previa al recocido en bobina abierta lleva - también a mejoras en resistencia a la corrosión. Los defectos superficiales adquieren una nueva dimensión en el recubrimiento electrolítico dando lugar a una deposición defectuosa asociada con efectos electroforéticos¹⁰⁵.

Para evaluar la resistencia a la corrosión del acero recubierto se emplean varios ensayos tales como el del par aleación-estaño, el ensayo de solución férrica, el del valor de decapado, el tamaño de grano de estaño y el rendimiento bajo defor-

mación (ver ref. 104).

Para galvanizado de láminas, el silicio tiende a disminuir el espesor de la capa de aleación cuando se emplean tiempos de inmersión cortos ¹⁰⁶ lo cual es beneficioso para la adherencia debido a la contribución de una fase quebradiza y a la disminución del espesor total de capa de zinc superpuesta.

7.0 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 CONCLUSIONES;

- 1) Debido a dificultades operacionales con la colada continua de acero efervescente y la falta de justificación técnica, ha llegado a ser la norma, el colado de variedades de acero totalmente calmadas. Por otro lado, la práctica establecida en el colado de lingotes es el colado de acero efervescente seguido por el tapado o estabilizado.
- 2) Hay una cantidad excesiva de oxígeno disuelto en el acero colado en lingotes, los valores representativos son 0.250 % para acero tapado y 0.125 para acero efervescente estabilizado. En colada continua la norma aceptada es un máximo de 0,04 %.
- 3) Debido a la heterogeneidad inherente de composición dentro de un lingote comparada a la composición relativamente homogénea de un acero colado continuo, se observan los siguientes efectos.
 - a) Los niveles generales de propiedades mecánicas tienen un rango más amplio de variación en los grados lingoteado.
 - b) El desarrollo de tenacidad que es tan dependiente de una relación crítica (Al)(N) se ve desfavorecida debido a la mayor dificultad en asegurar la relación óp-

tima.

c) Para un valor dado de (Al), los valores \bar{r} alcanzados son más bajos para acero en lingotes debido a una mayor cantidad de oxígeno presente y a la dificultad de mantener la relación óptima a través de todo el lingote.

d) Los niveles de azufre en el centro de la lámina resultante (medidos a lo ancho) son más altos que los de la composición en cuchara por lo menos en la mitad de la longitud total.

e) Debido a un efecto compuesto de (b) y 7.1.2 y (d) - como se explica en la sección 5.3.1, los valores de \bar{r} y \bar{n} alcanzables son, en general menores para calidades lingoteadas.

- 4) La calidad de superficie de material de colada continua puede alcanzar un nivel más alto que la de acero colado en lingotes. No está sin embargo, libre de defectos lineales, especialmente en el caso de aceros CAL debido a la aglomeración de inclusiones de alúmina y al acumulación indeseable que ocurre en los sistemas con molde curvo. Estos cúmulos de alúmina son subsecuentemente fragmentados durante la laminación.

La detección de predisposición a las laminaciones de superficie en la etapa planchón es difícil debido a la baja sensibilidad de las técnicas de impresiones de azufre. La evaluación por la aparición de chispas brillantes durante el escarpado de inspección tiene un inconveniente similar.

- 5) Los niveles de inclusiones de fondo son más altos para grados lingoteados que para grados de colada continua. Esto afecta la ductilidad adversamente y disminuye el nivel de los diagramas de formabilidad límite.
- 6) Mientras que en la colada de lingotes para lámina sólo se emplea el calmado por aluminio, en colada continua el calmado puede efectuarse por silicio, aluminio, Ca Al, Si-Ca o Si-Mn-Al dado que no hay necesidad para -- una acción efervescente. Esto provee un rango de operación más amplio para la producción de acero en lámina con óptimas propiedades de laminado en caliente.
- 7) La lámina de acero calmado al silicio es menos dúctil que la lámina calmada al aluminio cuando los dos son -- proveniente de colada continua. Esto es debido al efecto endurecedor ~~del~~ silicio en la ferrita. Es también menos formable debido a la falta de desarrollo de textura (111) durante el recocido y debido al menor valor de n causado por el alto nivel de silicio.
- 8) Las diferencias en conducta en la corrosión, en un medio de alimento enlatado, entre hojalata de lingote y de colada continua son generadas principalmente por diferencias en el contenido de oxígeno disuelto, pero esencialmente se detectan solo efectos ligeros salvo para el caso de acero desgasificado por el método R-H
- 9) El acero de colada continua especialmente de la varie-

dad calmada al aluminio tiene valores alcanzables más altos de propiedades definidas por el usuario final -- ípropiedades intrínsecas. En la práctica el rendimiento alcanzado es tan solo marginalmente superior al acero en lámina de lingotes debido a macroinclusiones y defectos lineales que descalifican la superficie.

- 10) El acero de colada continua no es afectado por líneas fantasma, hilos de sulfuro elongado, o cualquier de los problemas segregacionales que ocurren con frecuencia en lámina de acero lingoteado.
- 11) El colado continuo de acero calmado por aluminio (CAL) es de mayor dificultad que el del calmado por silicio -- debido a la posibilidad de bloqueo de la buza y la tendencia del (Al) de oxidarse en contacto con el aire.
- 12) La colada continua requiere un control más fino y mayor grado de organización que el caso de colada en lingotes. Es mayor también más sensible a las alteraciones de la práctica de planta. Las propiedades alcanzables en la lámina por el ejercicio de este control lo avalan completamente.
- 13) La evaluación de las propiedades de formabilidad es -- realizada de la mejor forma por medición de \bar{r} (embutibilidad), n % de elongación y límite de fluencia (para el estirado ligero) por medio de una serie de ensayos de tracción.

Los ensayos de deformación por esguerzos biaxiales - tales como el estirado hidrostático pruebas Erichssen o pruebas de indentación Olsen son más relevantes a operaciones de estiramiento severo.

14) La formabilidad para operaciones donde la sensibilidad a la entalla es importante tales como formación de flancos por estiramiento, doblez aguda y flanqueado de perforaciones es evaluada por ensayos empíricos de los cuales los más simples son el ensayo de ductilidad con entalla y el ensayo de doblado.

15) El acero en lámina para la mayoría de las operaciones de estirado ligero y operaciones de conformado puede ser suficientemente evaluado por el valor de la elongación dúctil.

7.2 RECOMENDACIONES.

7.2.1 COLADA DE LINGOTES

El contenido de oxígeno debería disminuirse al mínimo requerido para desarrollar el marco dúctil requerido por medio de desgasificación controlada

, protección del chorro de colada por gas inerte y uso de una tobera de boca ancha diseñada para desarrollar la mínima turbulencia. El empleo de una estación de burbujeo de gas en la cuchara podría ser otra manera de implementar algún grado de control de limpieza. En dicha etapa se podría efectuar una ulterior desulfurización por inyección de CaO para minimizar niveles de azufre en zonas segregadas y para el desarrollo de inclusiones duras.

7.2.1 COLADA CONTINUA

Similarmen~~t~~te la oxidación del chorro debería ser -- mantenida a un mínimo por el uso de cortina protectora de la cuchara al tundish. El control de calidad de material refractario para asegurar niveles bajos de sílice debería ser estrechado. El empleo de desgasificación (por ejemplo R-H) previa a la estabilización por aluminio, debe proveer de un acero más limpio a un costo razonable.

Se debería ejercer control del flujo en la parte líquida del molde, tomando como guía el estudio de mo-

delos matemáticos y físicos para optimizar el diseño de toberas y la eliminación de inclusiones, y tal vez introducir un sistema de control automático mediante modelos para computadora. Otras medidas que se están empleando en la actualidad para disminuir la influencia del flujo inducido por la tobera son el aumento de la velocidad de colada y el burbujeo de argon a través de la buza sumergida (ver fig. 98). Una técnica prometedora es el uso de agitación electromagnética.

7.2.3 EVALUACION DE PROPIEDADES DE LA LAMINA.

La calificación del acero por el valor de sus propiedades definidas por el usuario final debería permitir alcanzar el mejor compromiso entre el usuario de acero y el trabajador siderúrgico en términos de costo y simplicidad de operaciones.

La evaluación del nivel de propiedades (r , n etc.) requeridas para formar un producto o parte dada debería ser una alternativa al criterio de "adecuación al fin" que se emplea normalmente en conexión con un "nivel de rechazos permisible" tal como lo se define en el Standar ASTM N° A586 Apéndice 44.

7.2.4 DESARROLLO DE NUEVOS GRADOS

Los aceros de baja aleación y gran resistencia con

facilidad de conformado deberían ser desarrollados para colada continua. Hay una tendencia aparente en este sentido en el desarrollo de aceros conteniendo Niobio empleados en paneles de automotes. El empleo de éstos aceros trae dos efectos: (i) Disminuye el tonelaje total de acero requerido; y (ii) No requiere ~~ciclos de recocido~~ y etapas de laminado en frío, por ser suministrados laminados en caliente. El resultado neto es menor costo y nuevas posibilidades de mercado.

7.2.5 REEMPLAZO DE CAPACIDAD INSTALADA.

El proceso de colada continua ahorra el 80 % de la energía empleada durante la secuencia de trabajado de un lingote y la mejora en rendimiento llega hasta el 15 %. La capacidad instalada de lingoteamiento debería por lo tanto, ser congelada en su nivel actual y se debían erigir plantas de colada continua para cubrir las expansiones. Gradualmente ocurrirá la sustitución de equipos antiguos.

Otra ventaja de la colada continua es que permite la erección de unidades modulares de producción a bajos costos de capital.

REFERENCIAS

1. ASTM standard No. 568-74.
2. Iron & Steel Trade Federation Statistics 1925-1950.
3. Continuous Casting of Steel, I.S.I. Sp. Report No. 89 1965.
4. I. Earnshaw, J.M. Young and B.G. Baldwin, "Continuous Casting at the Steel Company of Wales." AIMME Soc. Conf. Vol 49. "Continuous Processing & Process Control" Pub. por Gordon & Breach N.Y. 1968.
5. K.O. Zimmer, Production of Continuously Cast Slabs in an S type bending machine at Dillingen.
Continuous Casting of Steel. I.S.I. Sp. Report No. 89 pp 78-82.
6. G.M. Itskovich, Continuous Casting of Rimming Steel for Production of Cold Rolled Sheet. 'Stal' in English. July 1967 (7).
7. Malcor. Continuous Casting of Steel. I.S.I. Sp. Report No. 89
Discusión en pp 90-91.
8. T.B. Winkler, J.W. Halley, Joint Development of the Strand Casting Process for Quality Sheet and Tin Mill Products. AISI, Chicago Regional Technical Meeting de octubre 14 1971.
9. D. Blickwede, New Knowledge About Sheet Steel. Metal Progress, Dec. 1968, Jan, Feb, Apr, May, June, July, Sept, Nov, Dec. 1969, Jan. 1970 (11 publicaciones)
10. ASTM Standards. ASTM 568-74, A 366-72, A 569, A 570, A 619-68 hasta 626 - 68.
11. British Standard No. 1449 1972
12. British Steel Corporation. Especificación interna para acero dulce - publicación de 1976.

13. D.R. Thornton, Ingot Technology. - Steel Times Regional de Artículos publicados de Dic. 1969 a Octubre 1972.
14. B.P. Barnsley, Rolling and Metallurgical Studies of Large Ingots Used for Flat Products Manufacture. - International Conference of the Science and Technology of Iron and Steel, Tokyo 1971, (ICSTIS) 624-628.
15. Yu.N. Yakovlev, The Effect of Hydrodynamic Processes of the Secondary Oxidation of Steel During Teeming. - Steel in the USSR. June 1973, 3, (6) 480-483.
16. United States Steel. The Making, Shaping and Treating of Steel. Novena edición.
17. V.I. Yavoisky, V.P. Luzguin, V.I. Mikhalev and A.G. Frolov. Effect of Manganese on the Structure and Quality of a Rimming Steel Ingot. Steel in the USSR. Jan 1973; 3, (1) 17-18.
MA 73-11-12-1303. (Metal Abstract).
18. J. Leclerc, R. Martin and D. Amory. Comments on Steelmaking Practice for a Continuous Casting of Slabs for Plates and Sheets. Open Hearth Proceedings 1973, 56, 218-235, discusión 236-237.
19. J. Beech. A New look at Blowhole Formation. The Metallurgist and the Material Technologist pp 129-132 April 1974.
20. D. Burns and J. Beech. Blowhole Formation During Solidification of Iron Alloys. Ironmaking and Steelmaking (trimestral) 1974 (4) 239-250

21. B.M. Kostyanoi et al. - Quality of Chemically Capped Rimming Steel. Steel in the USSR. Nov 1974, 4 (11) 887-890.
22. W.C Leslie, R.L. Rickett. - Influence of Aluminium and Silicon Deoxidation on the Strain Ageing of Low Carbon Steels. Journal of Metals Vol. 5 No. 8 August 1953. pp 1021-1031. también Trans. AIME August 1953. pp 1021-1031.
23. J. Forand Jr. Bethlehem, Pa. - Deep Drawing Steel and Method of Manufacture. - US Patent 3607456 registrada en Abril 15 19021st, 1971.
24. D. Dulieu and I.G. Davies. - Development of Directionality in the Processing of Steels. Metals Technology, abril 1975, 2, (4). pp 178-194.
25. H. Alworth, S. Kalin. - US Steel. US Patent 3725143 Abril 3, 1973.
26. M. Lloyd, F. Dings and D. Peterwichtl. - Continuous Casting of Quality Steel. Allis Chalmers Engineering Review. 1971, 36, 1, 27-31.
27. K. Heck. - "Conclusion" 4th Concast Convention of Licencees 1975 Zürich.
28. W.R. Irving and A. Perkins. Basic Parameters affecting the Quality of Concast Slabs.. Continuous Casting Biarritz Preprints Volume II 1976.
29. Yasuhiro Habu. - Effect of the Penetration Depth of casting Streams in Crater on the Accumulation of Large Oxide Inclusions in Continuously Cast Slab. Trans. Iron & Steel Inst. Japan, 1975, 15, (5). pp 246-251.

30. H.Nemoto and T. Kawawa. - Operation and Technical Development of Wide Slabs Continuous Caster at Nippon Kokan. Jnl. Metals, 1969, 22, (8), pp 62-67 (13 figs, 3 Tablas 2 rep.)
31. US Patent 3617726 - Inland Steel Co.
32. US Patent 3578064 - Inland Steel Co.
33. S. Asai and J.Szekeley. - Turbulent Flow and its Effects in Continuous Casting. Ironmaking and Steelmaking, 2, (3), pp 205-213.
34. F.E. Listhuber, K. Ecker and T. Fastner. - Sheets and Plates of High Quality Made from Continuously Cast Slabs. Iron & Steel Engineer, Abril 1971, 51, (4), pp 92-98.
35. T. Matsumoto. - Continuous Casting at Fukuyama Works. Nippon Kokau Technical Report Overseas. Diciembre 1972 pp 23-41.
36. Katushi Saito and Masahira Tate. Solidification and Strand Guidance of Slab at High Casting Speeds. Nippon Kokan KK.
37. US Patent 3411897. - Method of Making C/C Rimming Steel.
38. Richards. - US Patent 27447R (Riband1) 1972.
39. H. Nakawaga, Shiuzo Harada, Saeki Yosushige Uchice NKKK Continuous Casting Conference Biar 1976 Preprint Surface Quality of Slabs for Hot Strip Mills.
40. H. Nemoto, T. Kawawa, E. Sakamoto. - Continuous Casting of Steel for Sheet and Coiled Strip. H.B. No. 8756 (ex Tetsu to Hagame, Vol. 58, 1972, 3, pp 387-394.)
41. NKKK - Method of Manufacture of a Low Carbon Aluminium Killed

- Steel. UK Patent 1223937 12 Aug 1968.
42. B.S.C. - Tundish Nozzle Blockage in C/C - A Review of the Literature. EX/68/1/75/C 30 Jan 1975.
43. N. Grosskurth and B. Redenz, Hoesch Huttenwerke AG, Dortmund. 4th Concast Convention. Metallurgical Seminar on Slab Casting in Zurich on April 17th 1975. Clean-ess of C/C DD Steels.
44. J.N. Hornak. USS Corp. - Continuously Cast Steel Slabs and Methods of Making Same. UK Patent 1205791 16 Sept. 1970.
45. S.R. Goodman and Hu Hsun - Method for Producing Low Carbon Steel with exceptionally high drawability. UK Patent 1339458 29 feb 1970 Pub. 5 Die 1973.
46. R. Sevrin Mathematical Study of the Thermal Evolution of Steel Ingots. Mathematical Models in Metallurgical Process Development. - Iron & Steel Inst. 1969.
47. I.D. Massey and A.T. Sheridan. - Theoretical Predictions of earliest rolling times and solidification times of ingots. Journal of the I.S.I. 1971 Mayo
48. H.W. Den Hartog, J.M. Rabenberg and J. Willemsse. - Application of a Mathematical Model in the Study of the Ingot Solidification Process. Ironmaking and Steelmaking, 1975, 2. (2) pp 134-144.
49. F. Fitzgerald. Mathematical Modelling of Furnaces and Primary Rolling. Mathematical Process Models in Iron and Steelmaking - The Metals Society. Amsterdam 1973.
50. I. Earnshaw. a) Hot Rolling of Sheet and Strip: Steel. Met. Technology. Julio Aopt 1975. 2, (7/8). pp 306-312,

b) Cold Rolling of Sheet and Strip: Steel, pp 339-345.

51. T. Yanazawa. Hot Rolling Practice of Thin Strip. ICSTIS Tokyo, 1971. pp 755-757.
52. T. Okamoto, et al. Properties of Thinner Hot Rolled Strips ICTIS. pp 926-930.
53. D.E.Dorney, C.E. Houck, W.T. Miller. - The Effect of BOF Steelmaking and Pit Practice on CRDQ Rimmed Steel Sheet Quality. NOH Proc. Vol. 53, Detroit, 1970, TMS-AIME.
54. R.D. Butler, et al. Metallurgical Aspects of Sheet Steel for ICTIS. pp 848-855.
55. Hsun Hu. - USS Corp. Research Lab., Marroville Penn. 15146 U.S.A. Texture of Metals. Texture, 1974, Vol. 1. pp 233-258.
56. J.F. Held. - The Relationship Between R Values and Structure Properties of Steel Sheets. Metallurgical Soc. Conf. Vol. 44, Pittsburgh, Penn. Nov. 29 - Dic. 3, 1965.
57. I.L. Dillamore, E.F. Walker, M.I. May. - Materials Response to Fabrication - its Assessment and its effect on Service Performance. Articul.No. 614.
58. D.L. Harper, R.L. Whiteley. - Bethlehem Steel. Evaluation of Drawability. Met. Soc. Conf. Penn. Dec. 5-9, 1966. Mech. Working and Steel Processing V. 107-132.

59. G.J. Davies, D.J. Goodwill, J.S. Kallend. [The Effect of Texture on] Earing in Deep-Drawing Steels. Texture, Mar. 1974, Vol. 1, (3). pp 173-182.
60. R.H. Heyer, J.R. Newby. - ARMC0. Measurement of Ductility of Low Carbon Steel Sheets. Met. Soc. Conf. Penn. Dic 5-9. 1966. Mech. Working and Steel Processing, V. 107-132.
61. Y.Uchidā etal -Relationship Between Press Formability and Notch Tensile Elongation of Steel Sheet. Nippon Kokan Techn. Rep. 1973 (61), pp333-344 [In Japanese].
62. G.S.A. Shawki. - Analysis of the Conical Cup Test for the Assessment of Deep Drawability. ICSTIS 944-950.
63. W.F. Barclay and K.M.Frommann. - A New Test for the Assessment of Normal Anisotropy in Sheet Steel. ICSTIS 954-957.
64. S.A. Levy, ci. Baker. - The effect of Homogeneity of the Formability of 7000 series Aluminium Alloys for Cartridge Cases. AIMM Ohio Symposium 1970.
65. I.L. Dillamore and R.A. Maynard. Failure in Sheet Forming. Brit. Steel Corp. Rep. Ene.1975 (CDL/MT/9/74), 33pp.
66. R.E. Dewsnap et al. - Factors Affecting the Formability of Hot-Rolled Strip Steels. The Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel. Proc. Conf. held at Scarborough.
67. M. Gensamer. - Strength and Ductility. 1945 Campbell Memorial

Lecture .Transactions of the ASM. Vol. 36, 1946. page 30.

68. W.B. Morrison. - Effect of Grain Size on the Stress-Strain Relationship in Low Carbon Steel. ASM Transactions, Vol. 59, page 824.
69. A.B. Haberfield and M.W. Boyles. - The Role of Macro-Inclusions on Sheet-Metal Formability. Inclusions and their Effects on Steel Properties. BSC. Conf, Ledds, Sept. 1974, 15pp.
70. G. Patrick and P. Campbell. - BSC - Notas de una reunión sostenida en 7-4-75. rendimiento de acero de bajo carbono de colada continua para laminas
71. Geiger-Poirier. - Transport Phenomena in Metallurgy. pp 447-448. Addison Wesley, 1973.
72. Merton Flemings. Solidification Processing. pp 149. McGraw-Hill, 1974.
73. Solidification of Metals. ISI Sp. Rep. No. 110, Brighton Conf. 1967.
74. T. Kawawa, H. Sato, S. Miyahara, T. Koyano and H. Nemoto. Macrostructure and Microstructure of Continuously Cast Slab. tetsu to Hagane (J.I.S.I.J.)Abr. 1974, 60 (5), pp 486-500
En Japonés HB 9292

75. A. Hultgren. - A and V Segregation in Killed Steel Ingots.
Scand. J. Metallurgy, 1973, 2 (5), pp 217-227.
76. W.H. Mayo, et al. Effect of Ingot Thickness on the Quality
of Rimmed Steel. NOH 1956, 39, pp 146.
77. F.E. Listhuber. - Experience & Results on Continuous Cast Slabs.
artículo ICSTIS Tokyo, 1970, Sept.
78. G. Papp and H. Trenkler. - Line Shaped Surface Defects on Cold-
Rolled Wide Strip and their Causes. Berg - u. Huttenmaun. -
Monatsh., Nov. 1974, 114, (11), pp 454-463. En Alemán
79. M.C. Turner. - BSC. An Investigation Using a Theoretical
Approach into Reoxidation of Ladle to Tundish Teeming Streams
During Continuous Casting of Aluminium Killed Steels. Technical
Note No. B/2001, Jan 1975.
80. J. Szekeley and N.J. Themelis. - Rate Phenomena in Process
Metallurgy. Wiley Interscience.
81. F. Ohno, T. Ohashi, et al. Study on Large Nonmetallic Inclusions
in Continuously Cast Al-Si Killed Steel. Trans. Iron & Steel
Inst. Jap. 1975, 15 (8), pp 407-416.
82. R.B. Nicholson. - Strengthening of Steels by Second Phase
Particles. Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical

Properties of Steel. Proc. Conf. Corp. Lab. of BSC and ISI,
Starborough, March 1971.

83. C.M. Sellars, F.I.M & J.A. Whiteman, A Look at the
Metallurgy of the Hot Rolling of Steel. The Metallurgist and
Materials Technologist, octubre 1974.
84. J.R. Blank and F.B. Pickering. Effect of Solidification
in Large Ingots on Segregation of Non-Metallic Inclusions.
ISI Sp. Report 110, p. 370.
85. D.G. Hilty and J.W. Farrell. - Modification of Inclusions
by Calcium. - Iron & Steelmaker, May 1975, 2 (5), pp 17-22.

D.C. Hilty and J.W. Farrell. - Modifications of Inclusions
by Calcium - II. Iron & Steelmaker, June 1975, 2 (6), pp 20-27.
86. K. Kumai, H. Maturaga, et al. - The Production of the Slab
for Steel Sheet by Bow-Type Continuous Casting Facilities.
Trans. Iron & Steel Inst. Jap., 1975, 15 (5), pp 252-261.
87. H. Ooi, T. Sekine, et al. - On the Mechanisms of Alumina
Cluster Formation in Molten Iron. Trans. Iron & Steel Inst.
Jap. 1975, 15 (7), 371-379.
88. P. Campbell, R. Hudder, et al. BSC. Notas de una reunión
sostenida para discutir el progreso realizado y los problemas
encontrados en suministrar material de primera calidad de cola-
da continua 3-12-75.
89. R.S. Mitenberger. - Customer Acceptance of Continuously Cast
Steel Product from the Slab Caster at Weirton Steel. Blast
Furnace and Steel Plant de Setiembre 1970, 58 9.
90. R.A. Walsh, J.R. Stubbles, et al. - Youngstown Sheet and Tube

Company. A comparison of Carbon Steel Sheet Rolled from Directly Cast and Conventional Slabs. Metallurgical Society Conferences. Mechanical Working and Steel Processing IV. Pittsburgh, Penn., Vol. 44, 1965, Nov. 29 - Dic. 3, pp 157-181.

91. G. van Asperen, R. O'Neil. - Evaluation of Inland's Strand Cast Product for Cold Rolled Sheet Applications. AIME. Mech. Working and Steel Processing XIII. Proc. of 17th Mech. Working and Steel Proc. Conf. Pittsburgh, 1975.
92. T. Iwasaki et al. - Quality of Continuously Cast Cold-Rolled Al-Killed Low Carbon Steel Sheet of Mizushima Works. En Japónés Kaw saki Steel Tech. Report, 1975, 5 (2), Abril pp. 235-241.
93. L.P. Evteev, A.I. Manokhin, et al. Quality of Continuously Cast Steel Ingots Stabilized with Aluminium. Steel in the USSR Junio 1972 (6), pp 445-447.
94. T. Gladman, I.D. McIvor, et al. - Effect of Carbide and Nitride Particles on the Recrystallization of Ferrite. J.I.S.I., May 1971, pp 380-390.
95. Op. cit. ref. 88 Tablas II y III
96. A. Lesney and A.N. Laubscher. - Mechanical Properties and Fabricating Characteristics of Tin Mill Products Processed from Continuously Cast Steel. Mechanical Working and Steel Processing VIII. AIME 12th Mech. Working and Steel Processing Cong. Chicago, Illinois, Enero 22, 1970.

97. S.H. Kalin, et al. - Continuously Cast Steel for Sheet and Tin Mill Products. AISI, Pittsburgh Regional Technical Meeting of AISI, Noviembre 1969. pp 257-280.
98. C.F. Schrader and M. Logan. - Metallurgical Aspects of Ghost Lines in Rimmed Steel. *ibid.* Ref (58), pp 156-173.
99. Ichinoe et al. - Production of Clean Steel at Yawata Works. Production and Application of Clean Steels. pp 137-166. ISI Sp. Rep. 134. Junio 1970.
100. H. Kumai et al. - Continuous Casting of Cold-Rolling [Steel] Slabs Tetsu to Hagané Vol. 59, 1973 No. 4. HB 9107.
101. M.W. Lightner and D.J. Carney. - Strand-Cast Slabs for Sheet and Tinsplate Applications. OH Proceedings 1970, 53, pp 21-27.
102. R.R. Hartwell. - Corrosion Resistance of Tinsplate - influence of Steel Base Composition on Service Life of Tinsplate Containers. Am. Soc. for Metals. pp 69-107. Cleveland, The Society, 1941.
103. A.N. Laubscher and G.N. Weyandt. - Paper, Inst. Food Technologists Ann. Mtg. 1970, pp. 12 (3 figs., 5 Tablas
104. M.G. Alderson and Lim Toh Hay. - Tinsplate Requirements for Food Packaging. SEASIS Q. Ene. 1975, 4, (1). pp 12-18.
105. W. Weimann and R. Werner. - Interaction of Surface. Chemical Treatment Materials and Organic Coating in Corrosion-Protected Steel Sheet. Stahl u. Eisen. 31 Julio 1975. 95 (16) pp 750-758.
106. T. Gladman, et al. - Some Effects of Steel Composition on the Formation and Adherence of Galvanized Coatings. JISI November 1973, 211 (11), pp 765-777.

107. J.T. Michalski. - "Weiston's Six Years of Strand Casting for Flat Rolled Products" by 13th Mechanical Working and Steel Processing Conf. en Pittsburgh 23 Ene. 1975. and Iron Steel Maker, Dic. - 33-35.
108. E.G. Malder. - The D & I [Drawn and Ironed Can]: How and Why it Does More with Less Metal. Mod. Met. Agosto 1975, 31 (7), pp 55-56, 59-60.
109. R. Whiteley - Anisotropy in relation to Sheet Processing Proceedings of the Ninth Sagamore Army Materials Research Conf.
110. L. Renard et al - An analog computer used to evaluate the Tensile Properties of Drawing Quality Sheets ICTIS 940-943
111. W.E. Johnson - How GEC optimizes steel usage in Sheet Metal Forming Metal Progress Junio 1976
112. H.W. den Hartog et al - Models for Macroseggregation in Rimmed and semikilled steel ingots Op. Cit. Ref.49 Pag. 200-212
113. F.E. Listhuber et al - Qualitätserfahrungen mit Blechen aus Strangguss - Berg- und Hüttenmänn. Monatsh. 11 1970
114. Metals Handbook Vol. 8 Metallography

TABLA 1

RANGOS DE COMPOSICION QUIMICA Y LIMITES (1)

ELEMENTO SOLAMENTE ACEROS AL CARBONO. ANALISIS DE COLADA

ELEMENTO	MINIMO DE ELEMENTO ESPECIFICADO	RANGO	MAXIMO INFERIOR
CARBONO	Hasta .15 inclusive	.05	.08
	Sobre .15 Hasta .30 Inc.	.06	
ManganESO	Hasta .50 Inc.	.20	.40
FOSFORO	Hasta .08 Inc.	.03	.04a
	Sobre .08 hasta .15 Inc.	.05	
AZUFRE	Hasta .08 Inc.	.03	.05a
	Sobre .08 hasta .15 Inc.	.05	
	Sobre .15 hasta .23 Inc.	.07	
SILICIO c	Hasta .15 Inc.	.08	.10
	Sobre .15 hasta .30 Inc.	.15	
	Sobre .30 hasta .60 Inc.	.30	
COBRE	Quando se requiera cobre se especifica un mínimo de		.20

a Cifras especificaciones individuales proveen para límites de norma más bajos para fósforo y azufre.

TABLA 2

COMPOSICION QUIMICA (11, 12)

Grado	CONDICION	CALIDAD	C % Máx.	Mn % Máx.	S %Máx.	P %Max.%	N %	Al Sol
HR,HS		Acero de embutibilidad extra, calmado al aluminio.	.08	.45	.030	.025	.007	.03/
	CR,CS	Acero de embutibilidad extra estabilizado	.08	.45	.030	.025		
HR,HS	CR,CS	Acero de embutibilidad extra	.08	.45	.035	.030		
HR,HS	CR,CS	Embutido profundo	.10	.50	.040	.040		
HR,HS	CR,CS	Embutido o formado	.12	.60	.050	.050		
HR,HS		PLANQUEADO	.15	.60	.050	.050		
		Comercial	.20	.90	.060	.060		

(Laminado en caliente); CR (Laminado en frio), HS (estabilizado y HR, CS (Esta y CR).

1.- CRI y CSI son aceros estabilizados al aluminio (solo por acuerdo especial entre fabricante y comprador, puede estabilizarse los grados CR3, CS3, CS3, CR4 y CR 4).

... e en e res ma res de 3mm.

TABLA 3

APLICACIONES TÍPICAS DE ACERO EN LÁMINA

OPERACION DE CONFORMADO	ARTICULO
DOBLADO POR GOLPE	Paneles de pared para mayoría de aplicaciones domésticas
DOBLADO EN RODILLOS	Ductos de agua, bebenes des seguridad, techado galvanizado, marcos de apoyo de construcciones.
ESTIRADO LEVE	Puertas y tapas de automotores. Parrillas, poleas de generador Miembros laterales de chasis.
EMBUTIDO PROFUNDO	Bañeras, lavatorios, tapas, ollas, extremos de latas, latas embutidas y planchas, tanques de combustible.
MODALIDAD MIXTA ESTIRADO - EMBUTIDO	Piezas de forma complicada, paneles de piso e instrumentos de automotores, carcasa de ventiladores, rebortas estiradas hidrostáticamente.

TABLA 4

CLASIFICACION POR SEVERIDAD DE BANDA LAMINADA EN FRIO

E *	TIPO DE OPERACION DE CONFORMADO.	SEVERIDAD DE CONFORMADO.	DUREZA MAXIMA, Rb.
1 - CR	Doblado 90 °	Doblado mínimo Radio = espesor (IT)	80
2 - CR	Doblado 180° Embutido	Radio 0,01 pulgadas Doblado mínimo, 10 % Estirado	65
3 - CR	Embutido	10-20% Estirado	55
4 - CR	Embutido	20-30% Estirado	50
BR - CR	Embutido	30-35% Estirado	45
BR - CR	Embutidos con posible arrugado	30-35 % Estirado	47
-CR	Embutido con posible arrugado	35-40% Estirado	42

MATERIAL: Acero 1008 en lámina hasta de .062 pulg. de espesor.

TABLA 5

SUMARIO DE PARAMETROS DE FORMABILIDAD OBTENIDOS DE
ENSAYOS DE TRACCIÓN EN LAMINA (Lados paralelos o modi-
ficados).

SIMBOLO	DESCRIPCION
RT/LF	Resistencia a la tracción/límite de fluencia
r	Relación de deformación anisotrópica (R.D.A)
\bar{r}	Valor promedio de la D.R.A. $F = (r_{0+90} + 2r_{45})/3$
n	Pendiente de $\text{Log } \sigma - \text{log } \epsilon$ (Esfuerzo-Deformación)(posterior a la elongación por adencia si esta presente y previa a la inestabilidad por fractura) Ver fig. N° 39.
et	Elongación total %
Eu	Elongación uniforme (calculada de n) %
eca	Elongación de arco circular %.
X	Elongación de la entallaductil (90° a la dirección de laminación)
\bar{x}	Elongación promedio de la entalla dúctil $x = (X_0 + X_{90} + 2x_{45})/4$

METODOS Y CONDICIONES DE ENSAYO DE FORMABILIDAD EN ACERO LAMINADO EN CALIENTE

FORMABILIDAD	METODO DE ENSAYO	VALOR CARACTERISTICO	METODO DE CALCULO	ESPESOR DE MUESTRA (mm)	CONDICIONES DE ENSAYO							EQUIPO DE PRUEBAS
					PUNZON (mm)	DADO (mm)	PRESION (ton)	BLANCO (mm)	CONDICION DE LUBRICACION	VELOCIDAD DE ENSAYO mm/seg	FABRICACION DE BLANCO	
Embutibilidad Profunda	Embutido	Contracción Periférica(%)	$((D-D_0)/D_0) \times 100$ D: Diam. inicial D ₀ : Diam. en la fractura	3.2	50φ -4R	17φ-18R	1.5	110φ	Película de Polietileno (0.03 mm)	3 4	Maquinado	Presna pa embatido de 50 ton
	Punzón de fondo plano Ensayo de embutido	Altura de Estirado(mm)	---	3.2	50φ -5R	160φ-6R 180φ	100	200mm ²	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.3 0.5	Cizallado	
Estirabilidad	Punzón redondeado Ensayo de estirado	Altura de Estirado(mm)	---	3.2	150φ-75R	160φ-6R 180φ	100	200mm ²	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.3 0.5	Cizallado	Presna de Expansión
	Ensayo de Expansión	Límite de expansión de perforación	$((D-D_0)/D_0) \times 100$ D ₀ : Diam. inicial de perforación D: Diam. en la fractura	2.3 3.2	100φ-10R	160φ-6R	100	200mm ² Diam. perf. 25mm	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.3 0.5	Maquinado y sacabocado para perf. de 25 mm	
Doblado	Ensayo JIS de doblado a 190°	Radio crítico de doblado	---	3.2	---	---	---	30x200xe orientado 90° a la D.L.	---	10	Maquinado	Presna de doblado d 100 ton
	Ensayo con cuña V a 90°	Extensión de grieta (mm)	---	6.0	Angulo de doblado 90°, radio: 3 mm	---	---	50x200xe 90° a la D.L.	---	10	Cizallado	Presna de doblado d 50 ton.
Embutido profundo y estirado combinados	Ensayo de Copa Cónica	Valor de copa cónica (mm)	---	3.2	50φ -25R	22.2φ-19R	---	145φ	Aceite de Máquina Nº1	3 4	Maquinado	Presna pa embatido 50 ton

TABLA 6B (61)

MÉTODOS Y CONDICIONES DE ENSAYO DE FORMABILIDAD EN ACERO LAMINADO EN FRÍO

FORMABILIDAD	MÉTODO DE ENSAYO	VALOR CARACTERÍSTICO	MÉTODO DE CÁLCULO	ESPESOR DE MUESTRA (mm)	CONDICIONES DE ENSAYO						EQUIPO DE PRUEBAS	
					PUNZÓN (mm)	DADO (mm)	PRESIÓN DEL RETEN (ton)	BLANCO (mm)	CONDICIÓN DE LUBRICACIÓN	VELOCIDAD DE ENSAYO mm/seg		FABRICACIÓN DE BLANCO
Formabilidad Profunda	Punzón de fondo plano Ensayo de embutido cilíndrico	Contracción periférica(%)	$\frac{(D-D_0)}{D_0} \times 100$ D ₀ : Diam. inicial D: Diam. en la fractura	0.8	50 φ - 4R	53φ - 5R	1.5	130 φ	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.2 0.3	Sacabocado	Prensa para embutido de 10 ton
		Relación Límite de embutido	Diam. max. de blanco/ Diam. de punzón	0.8	50 φ/- 5R	53φ - 5R	1.0	---	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.2 0.3	Sacabocado	
Retirabilidad	Punzón de fondo plano Ensayo de estirado	Altura de estirado(mm)	-)-	0.8	50 φ - 5R	160φ - 6R (Reten: 180φ)	100	200mm ²	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.6 0.8	Cizallado	Prensa con de 50 ton
	Punzón de fondo redondeado Ensayo de estirado	Altura de estirado(mm)	---	---	150 φ - 7.5R	160φ - 6R (Reten: 180φ)	100	200mm ²	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.6 0.8	Cizallado	
Retirado de bordes	Ensayo de Expansion	Límite de expansión de perforación	$\frac{(D-D_0)}{D_0} \times 100$ D ₀ : Diam. inicial de perforación D: Diam. en la fractura	0.8 2.3 3.2	100 φ - 10R	160φ - 6R	100	200mm ² Diam. perf. 25mm	Película de Polietileno (0.03 mm)	0.6 0.8	Sacabocado	
Embutido profundo y estirado combinados	Ensayo de Copa Cónica	Valor de copa cónica (mm)	---	0.8	17.46φ - 8.73R	19.95φ - 4R	---	50 φ	Aceite de Máquina N° 1	3 4	Sacabocado	Prensa para embutido de 50 ton

TABLA 7

EFFECTO DEL AUMENTO EN % SOBRE EL VALOR DE n (9)

ALEANTE	CAMBIO PROMEDIO EN EL VALOR DE n POR 1 % EN PESO.	SOLUBILIDAD APROXIMADA EN LA FERRITA, % EN PESO.
Cu	- 0.06	1
Si	- 0.06	15
Mo	- 0.05	3
Mn	- 0.04	8
Ni	- 0.04	10
Co	- 0.04	75
Cr	- 0.02	100

TABLA 8

CONDICIONES DE C/C EN KEIHIN (74)

CONDICIONES DE COLADA EN PLANCHONES DE MUESTRA.

COLADA A ALTA TEMPERAT.

COLADA A BAJA TEMPERATURA.

COLADA	COLADA A ALTA TEMPERAT.						COLADA A BAJA TEMPERATURA.					
	A			B			C			D		
ANALISIS	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si	Mn
	.14	.24	.71	.15	.23	.76	.13	.21	.68	.13	.22	.62
EN EL UI-	1525°C			1545°C			1515°C			1521°C		
CALENTA	17°C			28°C			4°C			1°C		
VELOCIDAD DE COLADA	0.5m/min			0.6m/min			0.5m/min			0.65m/min		
SERIEGA - CIÓN CEN- TRAL	Ligera			Fuerte			Ligera			Fuerte.		

TABLA 9
EFFECTO DE LA CONFIGURACION DE LA BUZA EN LAS
INCLUSTONES (86)

<u>ATRILAL</u>	<u>ANGULO DEL CHORRO</u>	<u>Nº DE INCLUSTIONES</u> (Nº/100cm ²)
Sílice fundida	43	1.01
Sílice fundida	15	0.21
Alúmina grafitada	43	0.05

TABLA 10

ACERO COLADO EN LINGOTES EFERVESCENTE Y CAL Y ACERO DE C/C CAL Y DES
GASIFICADO POR EL METODO RUHR - HERACES EX - WEISTON (89, 107).

CONDICION LAMINADO EN CALIENTE

<u>PROPIEDA FISICA</u>	<u>ACERO C/C</u>	<u>ACERO EFERVESCENTE</u>
Dureza, RB	57	54
Punto de fluencia psi	35,500	34,500
Resistencia a la tracción psi	51,500	49,500
Elongación en 2"	39%	42 %

CONDICION LAMINADO EN FRIO

<u>PROPIEDAD FISICA</u>	<u>CALIDAD DE EMBUTIDO</u>		<u>CALMADO AL ALUMINIO</u>	
	<u>Efervescente</u> <u>Lingoteado</u>	<u>G/C</u>	<u>Lingotes</u>	<u>C/C</u>
Punto de fluencia psi	27000	26000	25000	25000
Resistencia de la tracción psi	42500	43500	42500	43500
Elongación total en 2"	42 %	43 %	44 %	45 %
Elongación uni - forme E u	24 %	24 %	25 %	26 %
Relación de anisotropía pro, r	1.15	1.35	1.60	1.65
Exponente de endurecimiento por deformación, n	0.21	0.22	0.23	0.24

TABLA 11 (91)

**PROPIEDADES MECANICAS TÍPICOS Y COMPOSICIONES QUÍMICAS DE
ACERO TOTALMENTE CALMADO AL ALUMINIO, LAMINADO EN FRÍO. °**

Porción en el Planchón	Punto de Fluencia x 100 psi 0.2 %.	Resistencia a la Tracción x 100 psi.	Elongación %	Composición Química							
				r	n	C	Mn	P	S	Al	Nc
				VACIADO EN LINGOTES							
Tope	25.7	46.2	40.7	1.57	.22	.06	.34	.009	.021	.048	.007
Medio	26.4	47.1	40.7	1.61	.22	.06	.32	.009	.022	.026	.006
Fondo	24.5	44.5	42.0	1.66	.21	.07	.32	.009	.021	.028	.006
				VACIADO EN C/C							
Tope	24.8	46.9	44.0	1.67	.22	.06	.31	.007	.017	.040	.007
Medio	23.8	44.1	42.2	1.64	.21	.06	.29	.010	.017	.042	.008
Fondo	24.0	43.8	42.9	1.55	.21	.06	.33	.010	.077	.040	.007

TABLA 12

ACERO DE C/C Y DE ACERP EFERVESCENTE (6)

Propiedades mecánicas de acero laminado en frío (1.0mm) de varias zonas del tope al fondo de planchones de colada continua en direcciones transversales y longitudinales respecto de la dirección de laminación.

Planchón	Punto de Fluencia longitudinal	Kg/mm ² Transversal	Resistencia a la tracción transv.	Kg/mm ² Transversal	h ₁ mm	h ₂ mm
Nº1	20.5	22.0	33.0	34.5	11.2	11.0
Nº3	21.0	21.0	33.0	33.5	11.2	12.0
Nº4	19.0	20.5	29.5	30.5	11.9	11.8
Nº6	22.0	20.5	31.5	33.0	11.4	11.9

Valores típicos para aceros efervescente del SAE J 877

Punto de fluencia Kg mm² Resistencia a la tracción 1/2 h₁ - 2

TABLA 13 (90)

RESULTADOS DE INSPECCION ACERO DE C/C Y ACERO COLADO EN FORMA CONVENCIONAL

	NUMERO DE BOBINAS	TIPO DE MATERIAL INSPECTADO	ACEPATADO	RECHAZADO
CAL C/C	6	Lam. caliente	6	0
CAL Lingotes				
Terceros	2	Lam. Caliente	2	0
CAL (Lingotes)				
YoungstownYST	4	Lam. Caliente	4	0
CAL C/C	19	Lam. Frío	13	6
CAL Lingotes	5	Lam. Frío	5	0
Terceros				
CAL Lingotes (Youngstron)	12	Lam Frío	12	0
C/C efervescente	4	Lam. Caliente	4	0
Lingote efervescente (YST)	3	Lam Caliente	3	0
C/C Efervescente	10	Lam. Frío	4	6
Lingote Efervescente (YST)	4	Lam. Frío	4	0

TABLA 14 (92)

COMPOSICION DE LAS MUESTRAS DE MIZUSHIMA

	C	Mn	P	S	Al	N	O
Acero C/C	.04	.29	.010	.014	.030	.0060	.0021
Acero Lingotes de	.04	.30	.010	.012	.031	.0045	.0035

TABLA 15 (88)

DESAGREGADO DE PIEZAS FF SUMINISTRADAS CON ACERO DE COLADA CONTINUA

Cliente	PIEZA N°	PIEZA	GRADO	TONELAJE	
				Pedido	Prensado
Chrysler	10	Tapabarro delantero	CR1FF4	15	15
	23	Marco de parabrisas	CR2FF6	170	170
	1	Panel de techo 1	CR3FF2	180	180
	14	Panel de techo 2	CR3FF4	300	150 ⁺
	15	Panel trasero	CR3FF4	100	100
	24	Parte fija de tapa de motor	CR3FF4	200	200
Ford H/!	4	Exterior Puerta 1	CR2FF4	36	36*
" "	21	Exterior puerta 2	CR2FF4	30	20 ⁺
Ford DAG	27	Interior puerta	CR2FF4	30	Cancelado
Ford S/H	22	Interior puerta	CR2FF2	60	Desconocido
Vauxhall E/P	36	Parachoque Pared delantera	CR1FF2	100	40 ⁺
TOTAL				1221	911

+ Procesado pero no hay datos

* En prensa en la actualidad.

TABLA 16 (88)

RENDIMIENTO EN LA PRENSA Y EVALUACION DEL CLIENTE

	PIEZA	RECHAZOS		REPARACIONES	COMENTARIOS
		Ductilidad	Superficie	REHABILITACION	
ler	Ala frontal	3 % (8.6)	.2 % (0)	0 % (100)	50% Ductilidad causado por macroinclusiones. Superficie buena.
	Mano de parabrisas	.3 % (.5)	.1 %	.7 % (2.2)	No hay comentarios - desfavorables.
	Techo	0 % (0) 0 % (0)	3.2 % 8.4 % (4.3)	14 % (0)	Superficie generalmente buena. Laminaciones de riel y defectos lineales principales causas de rechazo.
	Panel trasero	0 % (0)	0 % (0)	0 % (0)	Se observaron defectos lineales pero no se realizaron comentarios adversos.
	Panel delantero	0 % (0)	0.2 % (0)	0 % (0)	
H/W	Exterior Puerta	No se proporcionaron resultaron de primera prueba			Se promueve satisfactorio una bobina o -- dos con problema de líneas abiertas.

* Cifras en parentesis denotan rendimiento de grados equivalentes de lingotes.

TABLA 17 (89)

PRUEBAS DE RENDIMIENTO CON DIENTES EFECTUADAS CON ACERO WEISTON DE
COJLADA CONTINUA

PIEZA	CALIBRE		Nº DE PIEZAS	RECHAZOS
Armazón del compresor de un refrigerador	0.130 pulg.	Laminado en caliente.	18,500	3
Tapa fuente de automovil	0.036 pulg.	Laminado en frío	3,530	0
Panel oscilante de automovil	0.055 pulg.	Galvanizado	4,450	0

TABLA 18 (97)

PROPIEDADES MECANICAS TÍPICAS DE BANDA LAMINADA EN FRIO PRODUCTA
PARA PARTES EXPUESTAS FABRICADAS POR EMBUTIDO.

	Acero DQ Riband 1	Acero Efervescente	Típico DQ*
Punto de fluencia, psi	27,000	30,000	
Resistencia tracción, psi	46,300	45,000	
Elongación en 2", %	38.5	39.0	
Valor promedio de la relación de deformación plástica R **	1.1	1.1	
Valor promedio de coeficiente de endurecimiento por deformación,	0.22	0.22	
Valor promedio de la "Elongación uniforme" EU (calculado del valor n)	24.6	24.6	

* SAF J 877

** $R = \frac{R_0 + 2 R_{45} + R_{90}}{4}$

R_0, R_{45} y R_{90} son los valores de la anisotropía de deformación 20, 45 y 90 de la dirección de laminación.

TABLA 19 (101)

PROPIEDADES MECANICAS TÍPICAS DE PLACA LAMINADA EN FRIO DQ

Nº de Bobinas	Punto de Fluencia (Ksi)	Resist. a la tracción (Ksi)	Elongación en (2") %	Dureza Rockwell B	\bar{R}	(mi)
---------------	-------------------------	-----------------------------	----------------------	-------------------	-----------	------

R I B A N D I (calibre 20)

134	25.5 \pm 3.3	46.0 \pm 3.3	39.0 \pm 2.9	44.7 \pm 5.9	1.07 \pm .09	.222 \pm .01 472
-----	----------------	----------------	----------------	----------------	----------------	--------------------

ACERO EFERVESCENTE (calibre 20)

18	26.0 \pm 4.8	44.6 \pm 3.2	39.8 \pm 4.0	40.7 \pm 7.9	1.14 \pm .16	.224 \pm .02 465
----	----------------	----------------	----------------	----------------	----------------	--------------------

LAMINA DE ACERO EFERVESCENTE DQ TÍPICO *

20 a 34	38a 50	34a 46	32a 52
---------	--------	--------	--------

* SAE J 877

TABLA 20 (97)

SUMARIO EN RENDIMIENTO EN PRENSADO

Nº DE BOBINAS Prensadas.	COPA Embutida	DOMO FORMADO por Estirado
156	1.03	1.02

* Relación de profundidad para 10 % de rotura de acero Riband 1 a la profundidad respectiva del acero efervescente.

TABLA 21 (97)

PROPIEDADES MECANICAS DE HOJALATA HECHA DE ACERO RIBAND 1
Y DE ACERO LINGOTEADO

<u>ACERO</u>	<u>TEMPLE</u>	<u>PTO. DE FLU- ENCIA KSI</u>	<u>RESISTEN. A LA TRACCION, KSI</u>	<u>ELONG. % EN 2"</u>	<u>DUREZA R30-T</u>
RIBAND 1	T-3	48.6	54.7	30.8	56.5
LINGOTEADO		49.0	55.0	30.5	56.0
RIBAND 1	T-5	62.4	64.5	17.0	63.5
LINGOTEADO		62.0	67.2	18.5	65.5
RIBAND 1	DR-8	90.3	90.3	1.0	74.5
LINGOTEADO		96.1	96.1	1.0	75.0

TABLA 22 (70)

EFECTO DE LA PRACTICA DE ESCARPADO Y DEL CONTENIDO DE ALUMINIO
SOLUBLE EN EL PORCENTAJE DE BOBINAS INADECUADAS PARA APLICACIONES
CRITICAS DE SUPERFICIE (BASADAS EN OBSERVACIONES EN LA LINEA DE
DECAPADO)

<u>PRACTICA DE ESCARPADO</u>	<u>Nº DE BOBINAS</u>		<u>Aluminio soluble en Tundish</u>				
			<u><.035</u>	<u>.035/.049</u>	<u>.049/.064</u>	<u>.065/.079</u>	<u>>.080</u>
Escarpado Puntual	278	% Bobinas inadecuadas para aplicaciones críticas.	6.9	2.6	3.0	8.3	12.5
Escarpado a maquina en frío	243		11.8	3.3	0.0	0.0	0.0

TABLA 23 (100)

TIPO Y FRECUENCIA DE OXIDO EN INCLUSIONES

<u>TIPO</u>	<u>FRECUENCIA</u>
Serie	
(A) MnO - Al ₂ O ₃ - SiO ₂	53.8% (45/86)
(B) Al ₂ O ₃	42.8% (37/86)
(C) FeO δ (FeMn)O	3.4% (3/86)

TABLA 24 (97)

EFEECTO DEL CONTENIDO DE SILICIO EN LA RESISTENCIA A LA CORROSION DE HOJALATA DE RECUBRIMIENTO GRUESO HECHA DE ACEROS DE COLADA CONTINUA Y LINGOTES RESPECTIVAMENTE.

<u>PRODUCTO ALIMENTICIO</u>	<u>"VIDA DE PAQUETE" SEMANAS</u>		
	<u>ACERO DE C/C</u>	<u>ACERO DE LINGOTES</u>	<u>ACERO DE LINGOTES</u>
	<u>0.20%Si</u>	<u>0.02%Si</u>	<u>0.01%maxSi</u>
Salsa col y vinagre	41-45	40-44	33-34
Guindones	111-112	130-147	125-154
Jugo de Toronja	86-102	84-109	89-135
Cerezas Rojas	107-114	106-109	86-122

TABLA 25 (97)

RESISTENCIA A LA CORROSION DE HOJALATA DE RECUBRIMIENTO GRUESO HECHA DE ACERO "RIBAND 1" Y ACERO LINGOTEADO RESPECTIVAMENTE.

<u>PRODUCTO ALIMENTICIO</u>	<u>VIDA DE PAQUETE, SEMANAS</u>	
	<u>ACERO RIBAND 1</u>	<u>ACERO DE LINGOTES</u>
Jugo de Toronja	116	107
Esparragos	>97	>97
Cocktail de frutas	75	78
Peras	66	67
Jugo de Naranja	114	114
Guindones	130	131
Salsa de Col y vinagre	36	35

TABLA 26 (89)

RESISTENCIA A LA CORROSION DE ACERO WEIRTON CAL Y DESGASIFICADO POR EL METODO RUHR-HERAUS VS. ACERO LINGOTEADO.

PRUEBA A = ENVASE DE HOJALATA DR-10 CUBIERTA Nº 25, MONOLAQUEADA.

AMBIENTE BEBIDAS GASEOSAS CON SABOR LIMA-LIMON Y COLA.

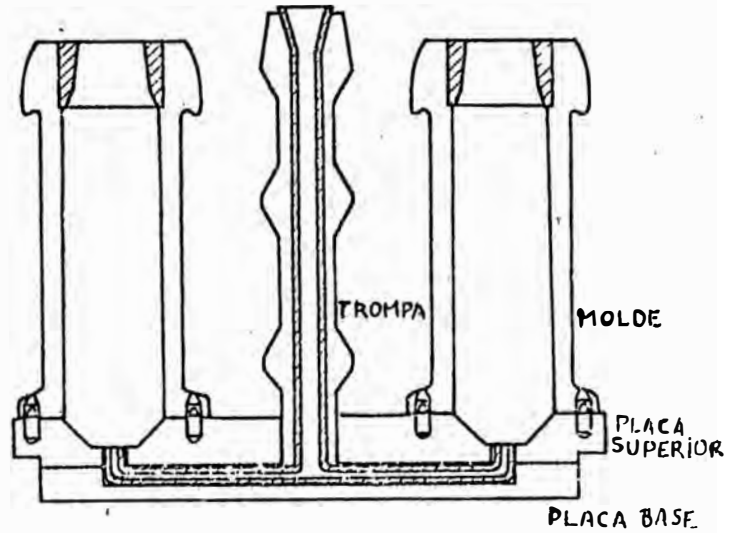
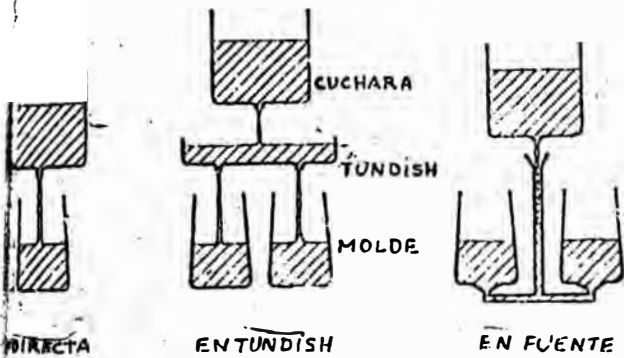
<u>CODIGO</u>	<u>TIEMPO DE MEDIA VIDA (PERFORACIONES A TEMPERAT. AMBIENTE)</u>
1. Acero c/c	8.9 meses
2. Acero c/c	13.0 meses
3. Acero c/c	13.0 meses
4. Acero c/c	14.5 meses
5. Acero de Lingotes	3.7 meses

PRUEBA B = ENVASE DE HOJALATA DR-10 CUBIERTA Nº 25, MONOLAQUEADA AMBIENTE BEBIDAS GASEOSAS CON SABOR A LIMA-LIMON Y COLA.

<u>CODIGO</u>	<u>% FALLAS DESPUES DE 11 MESES ALMACENAMIENTO TEMP. AMBIENTE</u>	
	<u>LIMA-LIMON</u>	<u>COLA</u>
1. Acero c/c	0	0
2. Acero c/c	2	0
3. Acero c/c	2	0
4. Acero c/c	0	0
5. Acero de Lingotes 18		26

Fig. 1 (13)

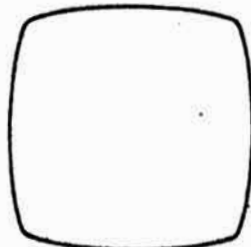
Modos de Colada



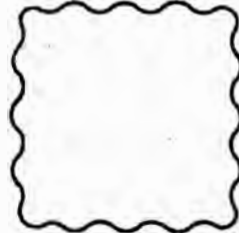
Disposición para Colada en Fuente



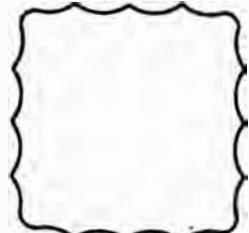
cara plana



convéx



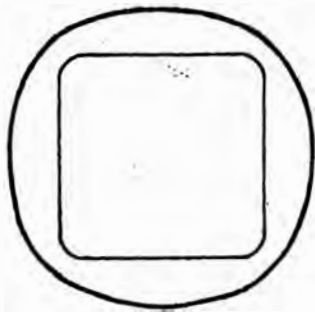
cara corrugada



estriado

Fig. 2

(16) ^{Unical cross} Sección transversal típica de lingoteras



Lingotera de hierro nodular de diseño modificado

Fig. 3 (13)

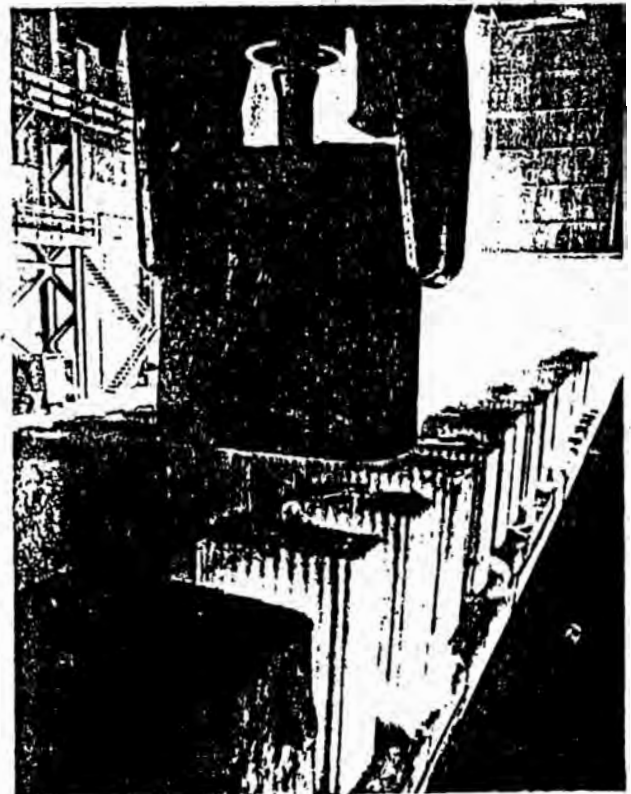
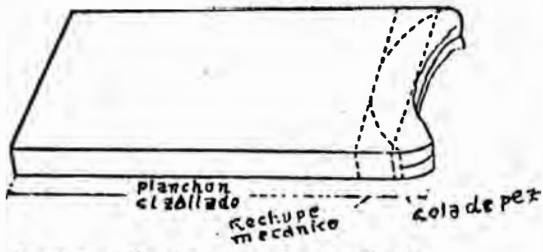
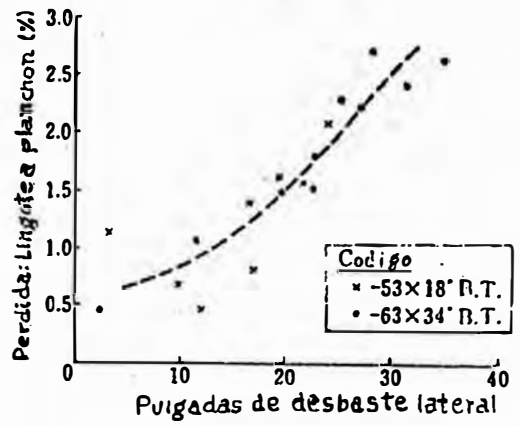


Fig. 4 (16)

Lingotera suspendida por acción de grúa pinza, sobre un lingote de planchón.



Esquema de planchón desbastado mostrando el descarte
Fig. 5 (14)



Influencia del desbaste en la formación de "cola de pez".
Fig. 6 (14)

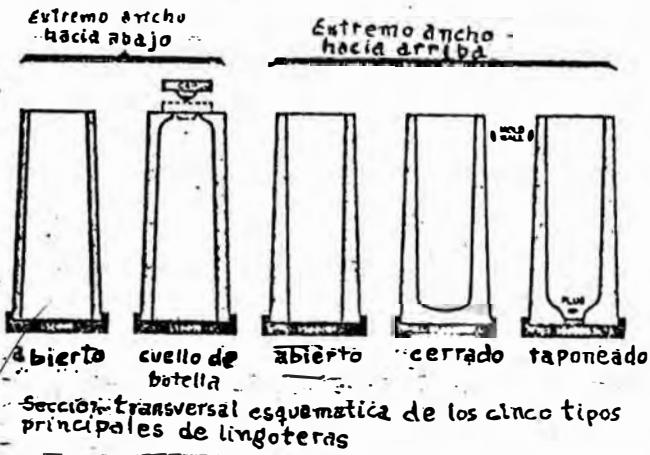
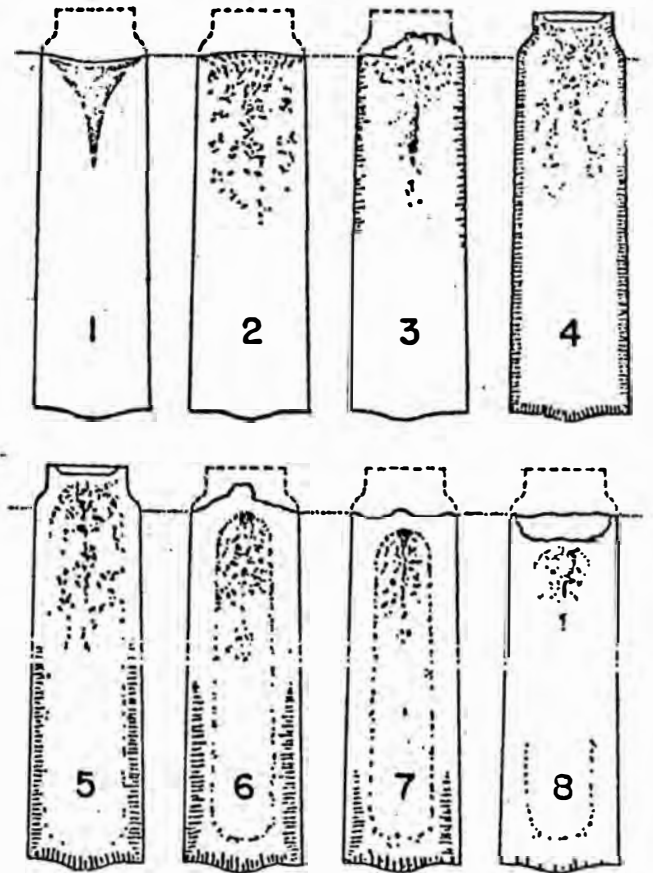


Fig. 7 (16)



Serie de estructuras de lingotes

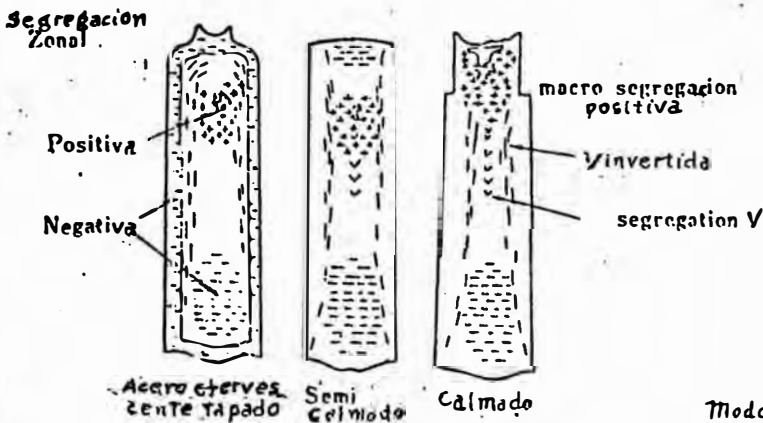


Fig. 9 (14)

Modelos de segregación de los tipos principales de lingotes

Fig. 8 (16)

Fig. 10 . (44)

Curvas CO en baños fundidos de diferentes composiciones

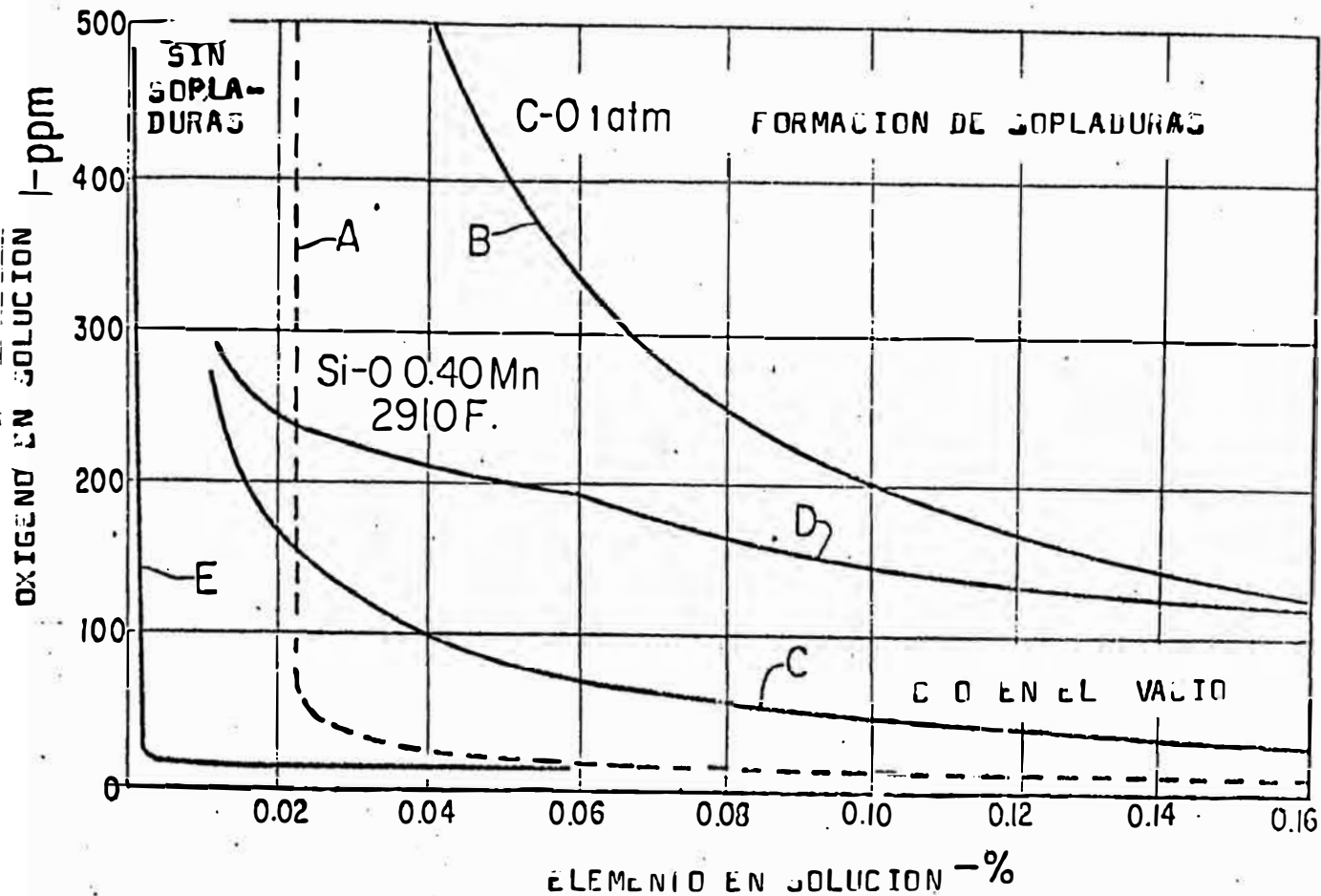
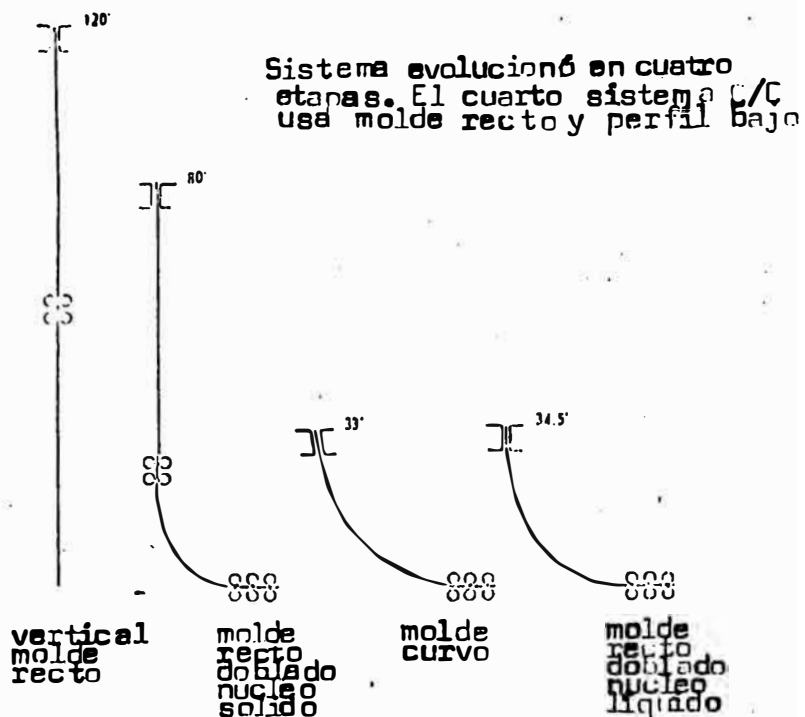
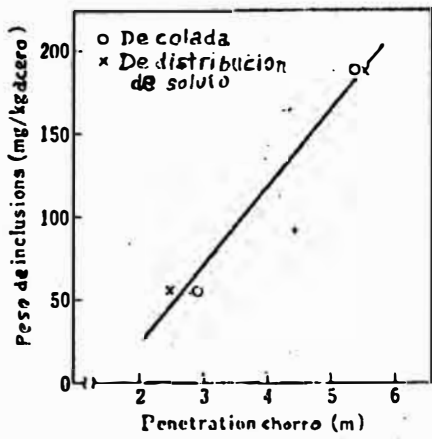


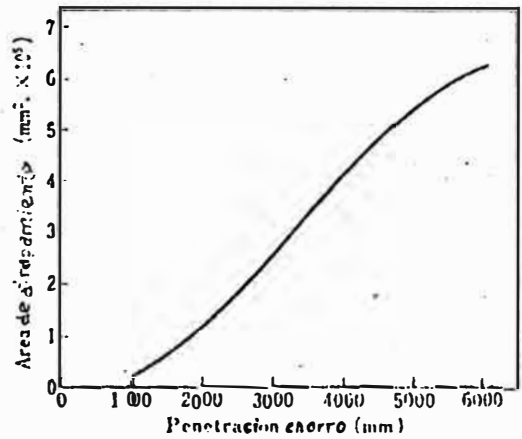
Fig. 11 (26)

Evolución cronológica de sistemas de C/C.



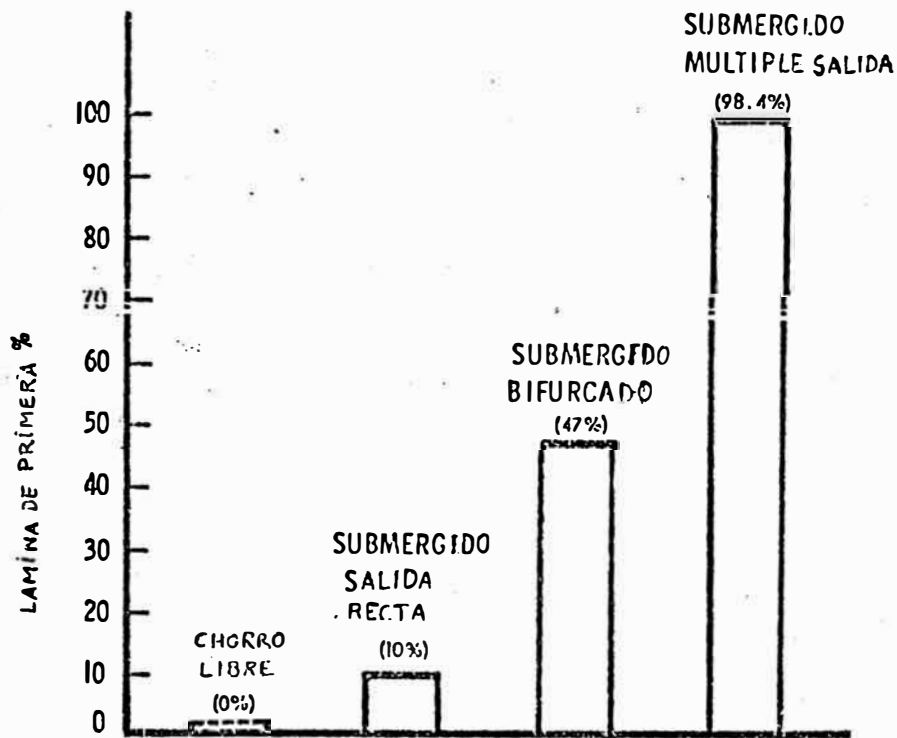


Relación entre el contenido de macroinclusiones ($\geq 50 \mu$) extraídas de zona concava y profundidad del chorro en el crater.

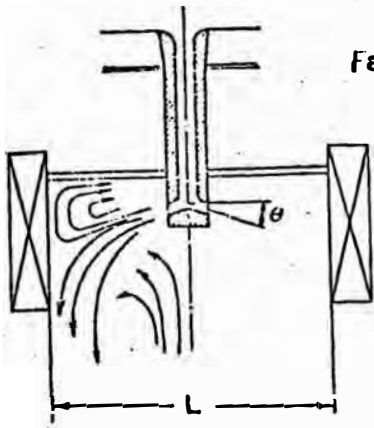


Relación entre el área de zona de atrapamiento y profundidad del chorro en el crater.

WINKLER & HALLEY: JOINT STRAND CASTING PROJECT



EFFECTO DEL TIPO DE TOBERA TUNDISH-CHORRO EN LA CALIDAD DE SUPERFICIE DE LAMINADOS PLANOS.

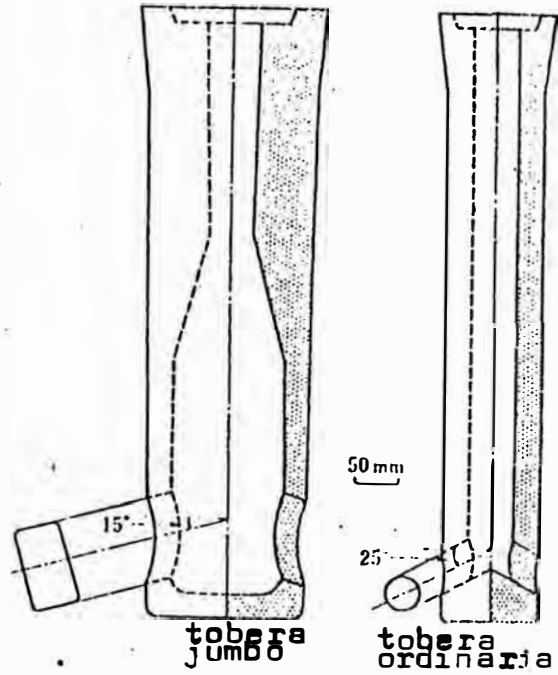


Factor de simulación :

$$Fr = \frac{V^2}{L \cdot G}$$

- V: Velocidad del chorro
- L: Longitud
- G: Aceleración gravedad

Modelamiento del flujo influenciado por el ángulo de salida de la tobera



Perfil de toberas sumergidas

Distribución de inclusiones en planchon de C/C - tobera bifurcada con salidas hacia abajo

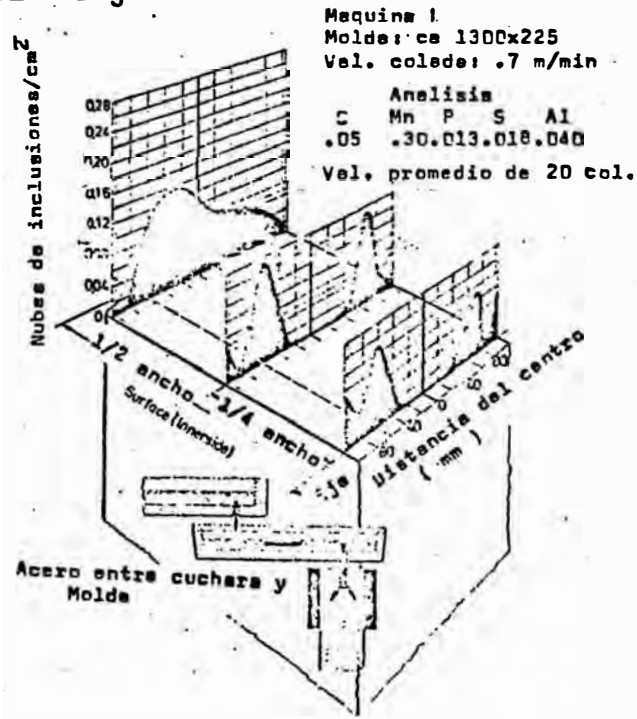
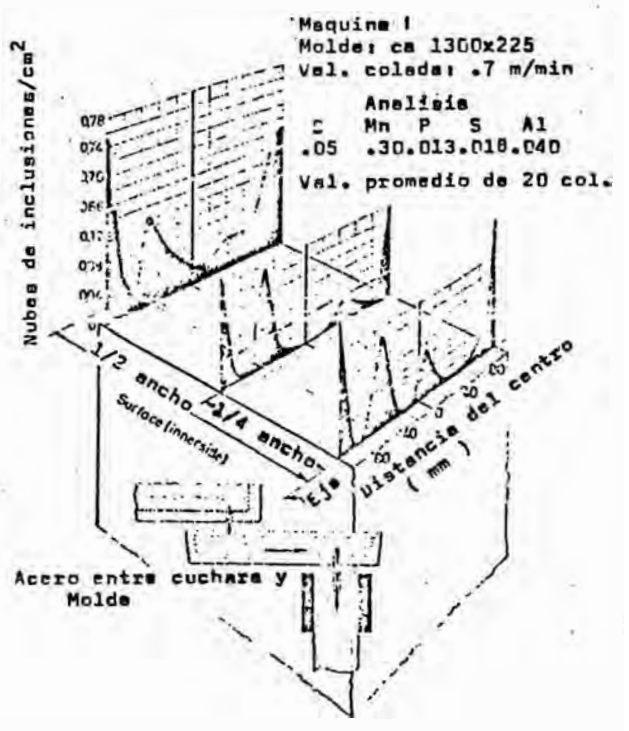


Fig. 18 (34)



Distribución de inclusiones en planchones de C/C - tobera con salida vertical hacia abajo

Fig. 19 (34)

Fig. 20.- Distribución de inclusiones en planchones de C/C - trampa en el tundish (34)

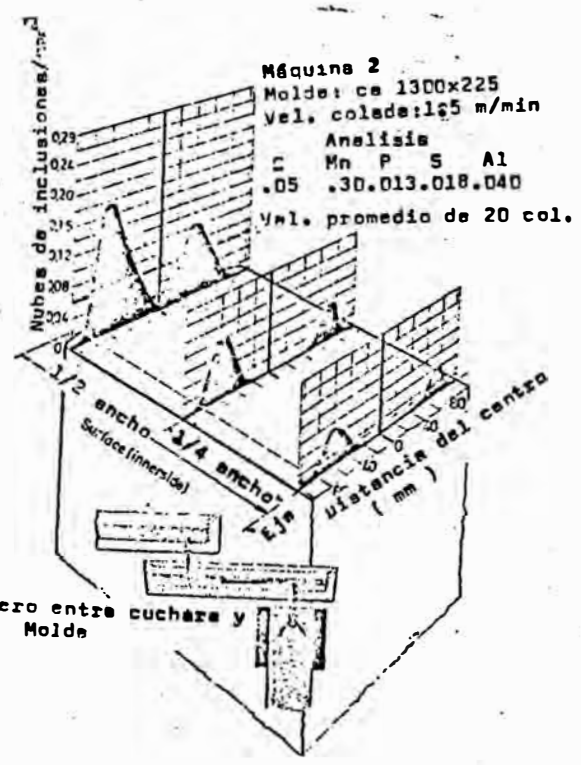
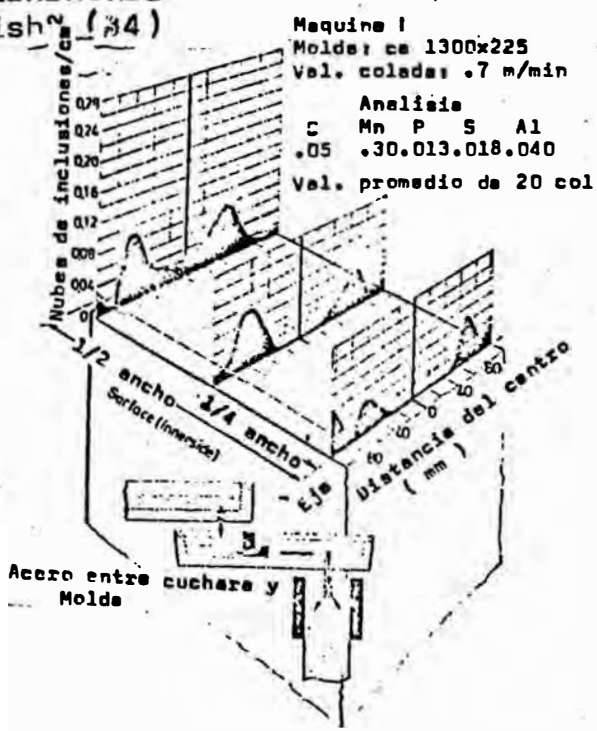


Fig. 21.- Distribución de inclusiones en planchones -colada de alta velocidad- (34)

Fig. 22.- Distribución de inclusiones en planchones de C/C -tobera bifurcada en salidas hacia arriba- (34)

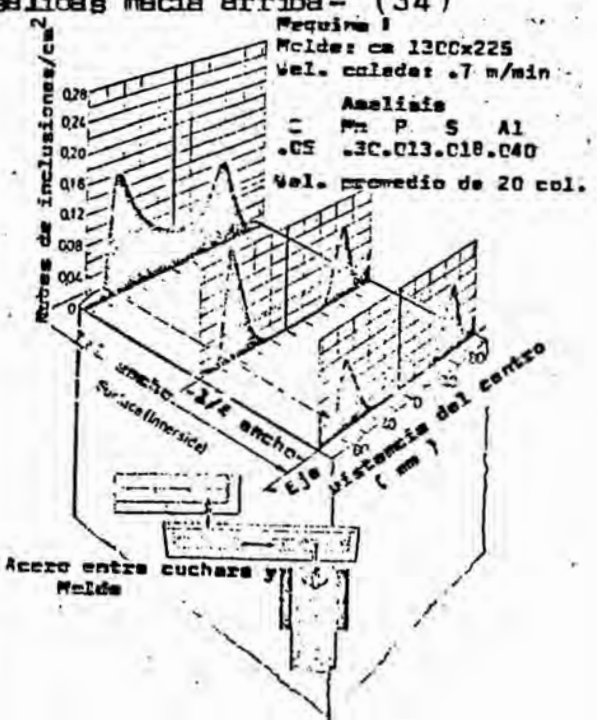
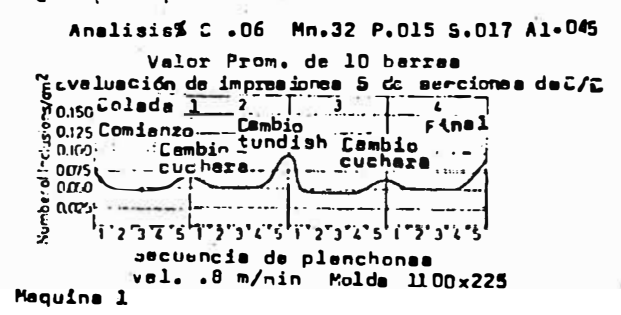
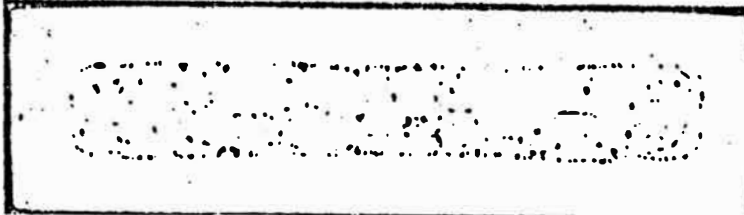


Fig. 23.- Distribución de inclusiones a lo largo del planchón de C/C (34)

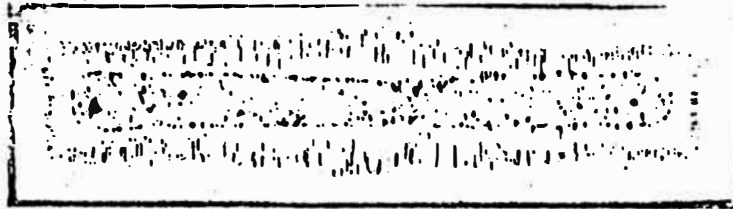




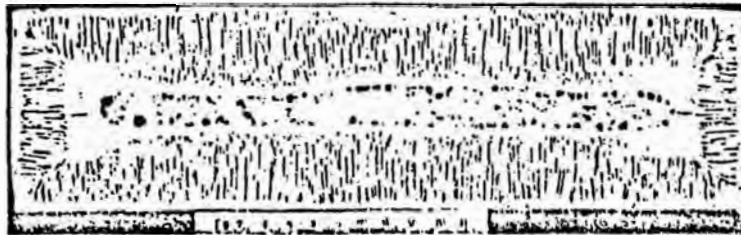
(a) Análisis de colada: C .06%, S .023%, P .025%, Mn .25%, N₂ .0012%
Adiciones de Aluminio 3 oza/ton



(b) Análisis de colada: C .055%, S .021%, P .024%, Mn .25%, N₂ .0016%
Adiciones de Aluminio 7 oza/ton



(c) Análisis de colada: C .065%, S .021%, P .023%, Mn .28%, N₂ .0014%
Adiciones de Aluminio 13 oza/ton



(d) Análisis de colada: C .055%, S .016%, P .028%, Mn .28%, N₂ .0016%
Adiciones de aluminio 20 oza/ton

Fig. 24 Efecto del Aluminio en las estructuras de planchones de acero efervescente de colada continua (4)

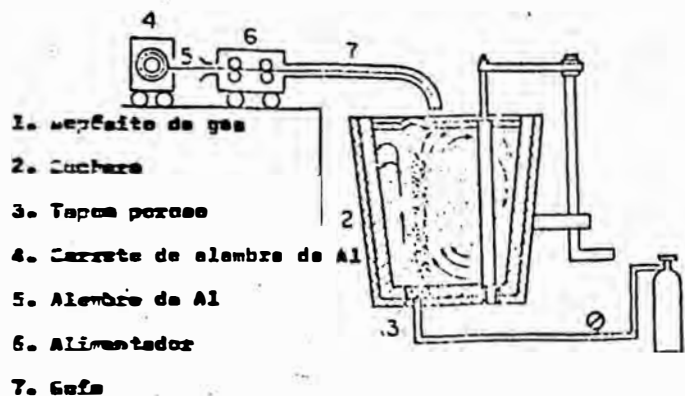
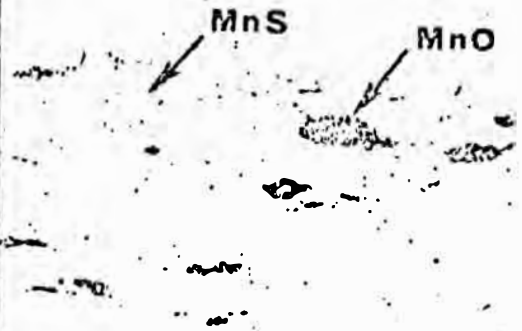


Fig. 25 Nuevo proceso de adición de aluminio (40)

Fig. 26 (9)

Bandas de grano fino asociadas con sulfuros de manganeso y óxidos en acero efervescente

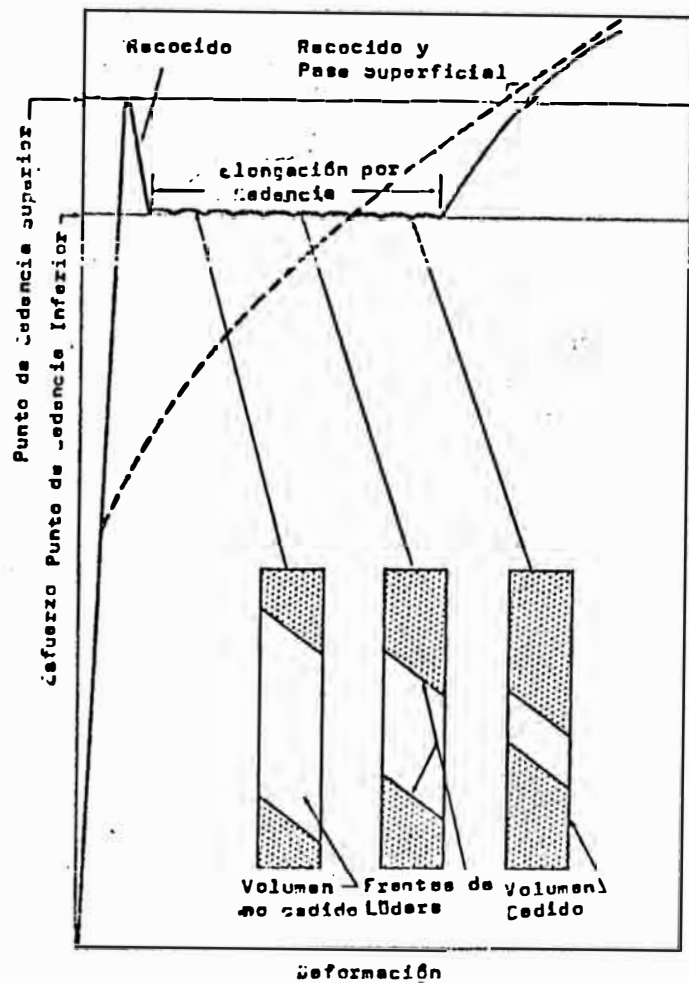


Bandas de grano fino
Nital 100X

Sulfuros de Mn y óxidos
Picral 500X

Fig. 27 (9)

A menos que tenga una pasada superficial de laminación, la lámina recocida presenta puntos de cedencia marcados.



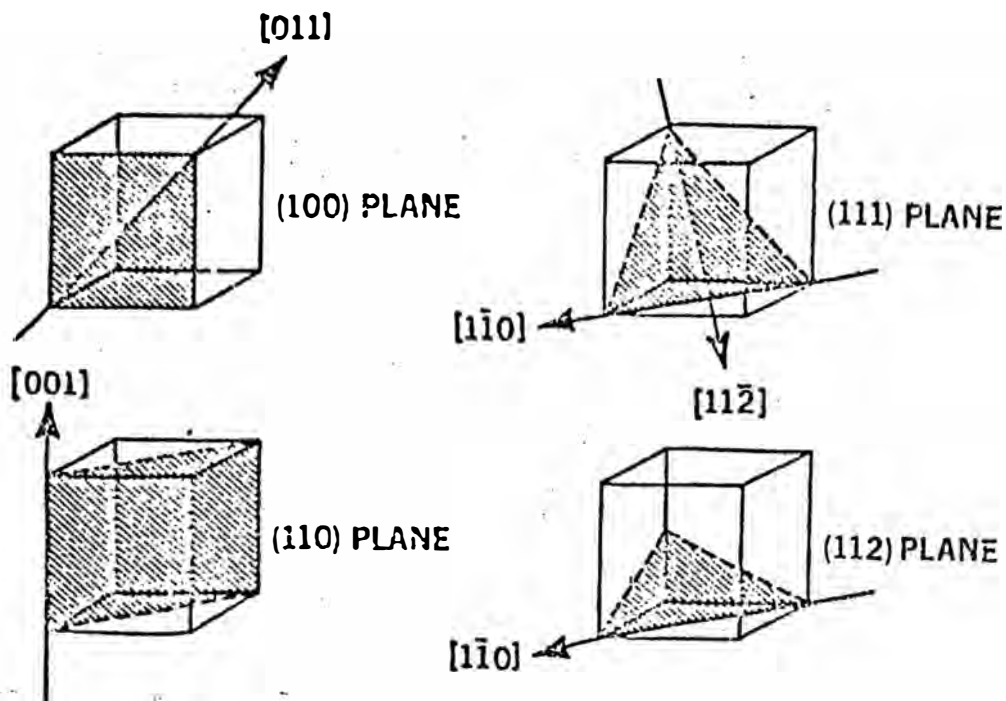


Fig. 28 Componentes de la textura de recristalización en hierro. El plano es paralelo a la superficie de la lámina, y las direcciones indicadas son paralelas a la dirección de laminación. (56)

Los cuadros siguientes ilustran la progresión del desarrollo de textura; y el efecto nocivo de la precipitación prematura de AlN (Acero Mark A). (41)

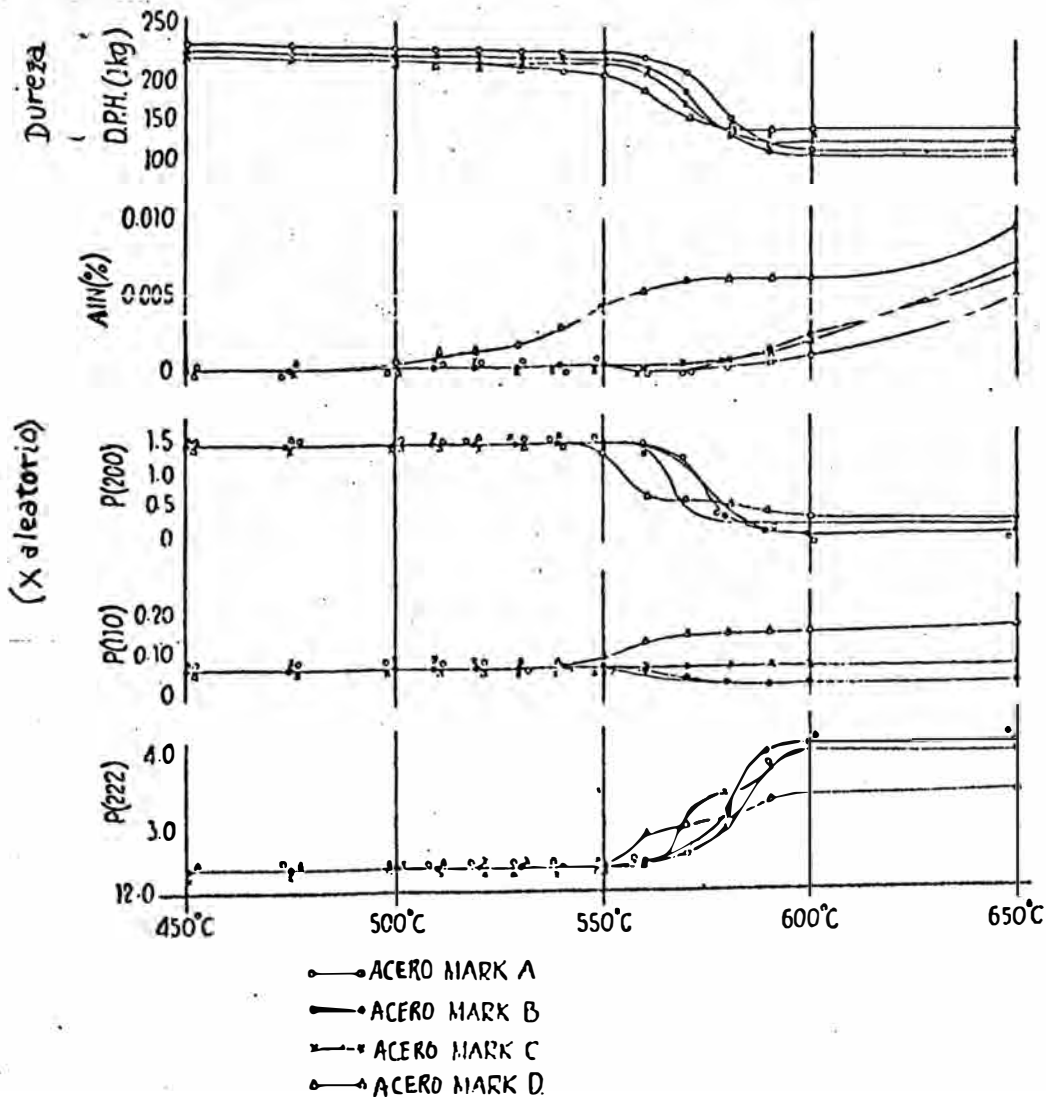
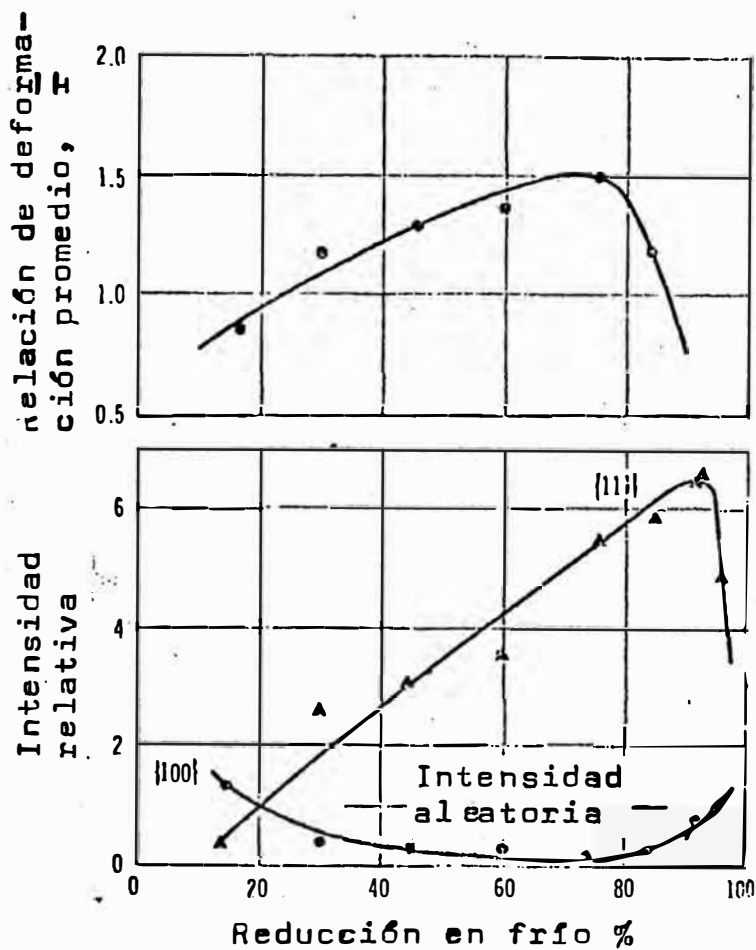


Fig. 29.- La relación de deformación promedio se incrementa con el componente 111 en la lámina recocida. Sin embargo, $\bar{\epsilon}$ decae para reducciones en frío mayores de 75%, mientras que la intensidad de 111 sigue en ascenso. (9)



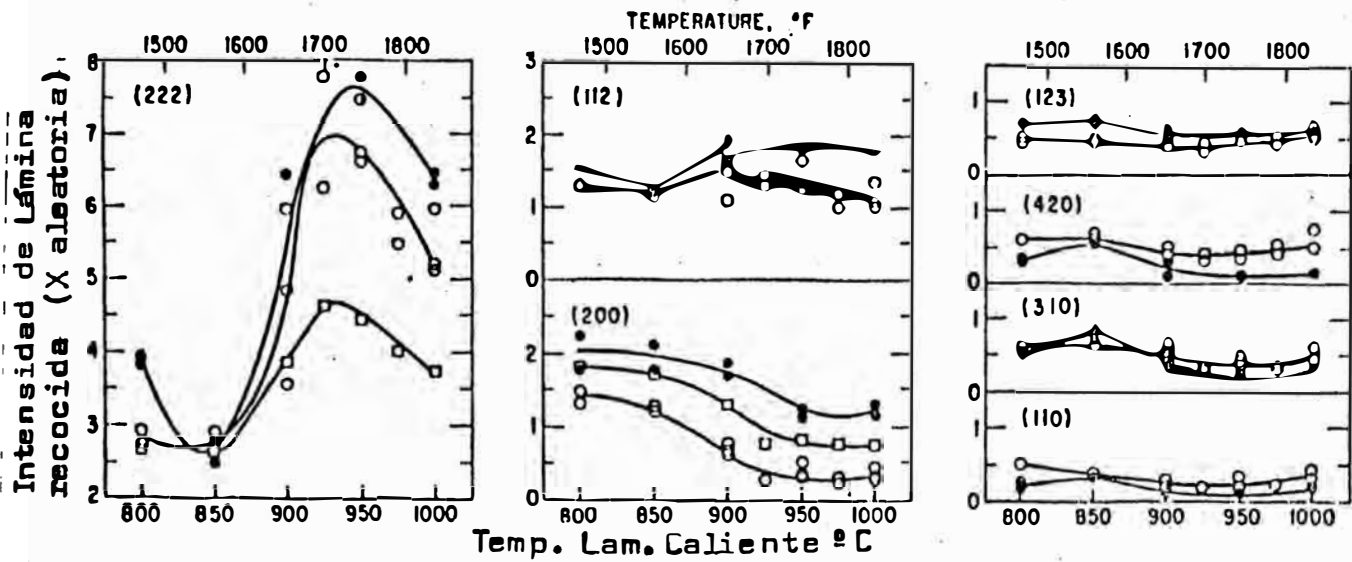


Fig. 30.- Efecto de las temperaturas de laminación en caliente en las texturas de recocido de un acero de colada caliente (símbolos vacíos), y una aleación Fe-C de contenido de carbono análogo (símbolos llenos). Las muestras fueron laminadas en caliente laminadas en frío 70%, luego recocidas en H₂ seco
 Círculos: 30 hr a 710°C, Cuadrados, 29 hr a 695°C (55)

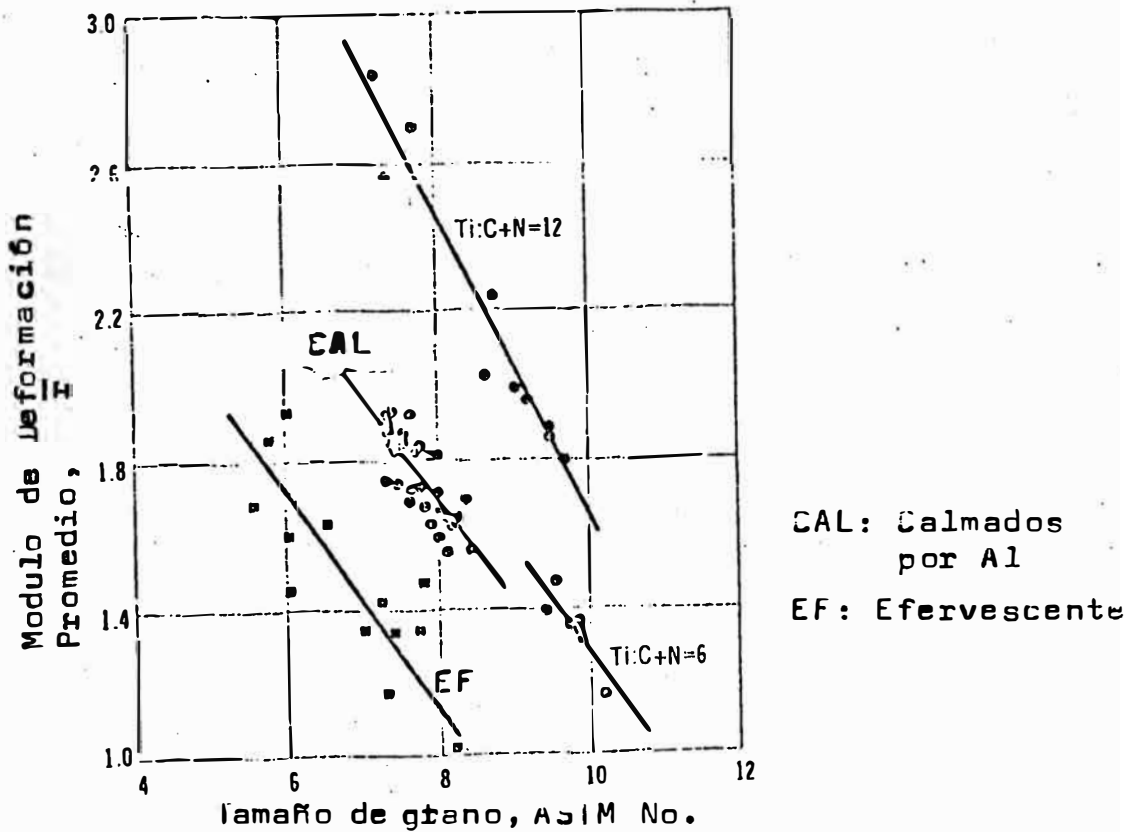


Fig. 31.- Efecto del tamaño de grano en el módulo de deformación promedio. Se observa que las pendientes de las rectas son casi las mismas. (9)

Fig. 32.- Estirado-caso ideal. (58)

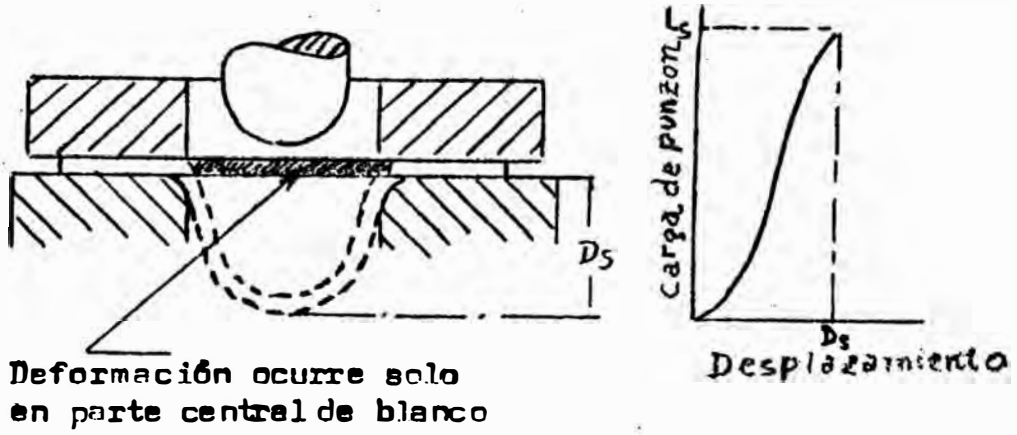


Fig. 33.- Embutido - caso ideal. (58)

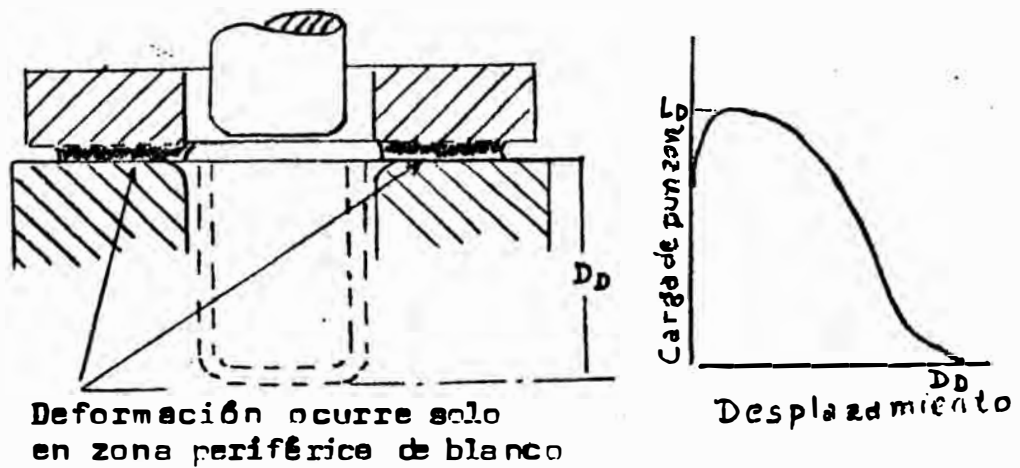


Fig. 34.- Etapas en la manufactura de envases de
hojalata -embutido y planchado-

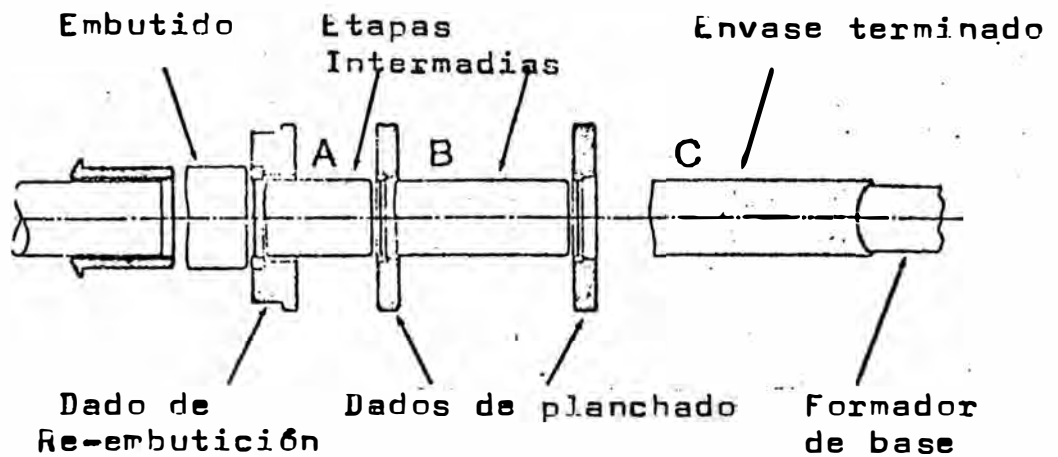
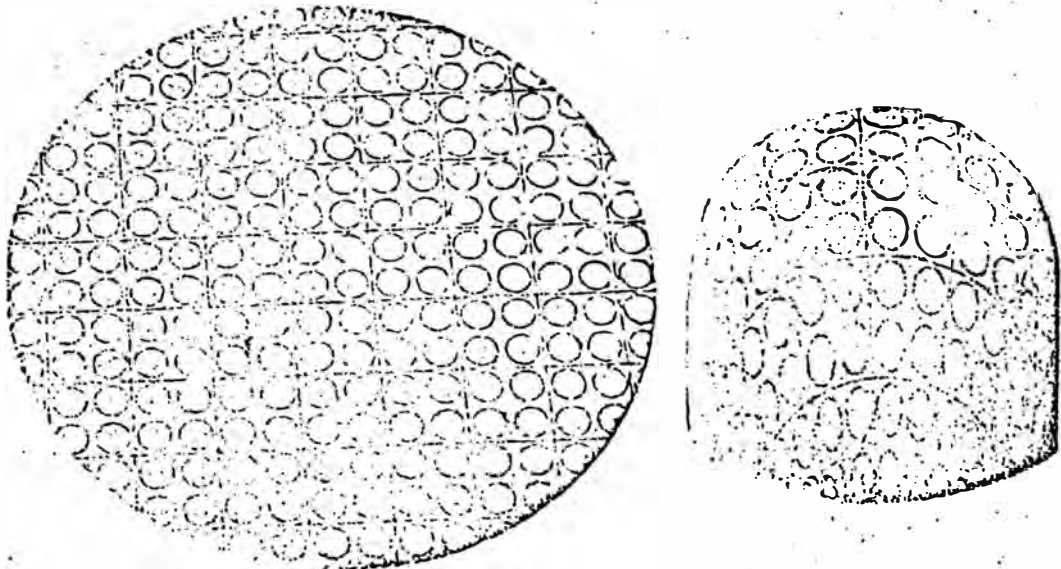
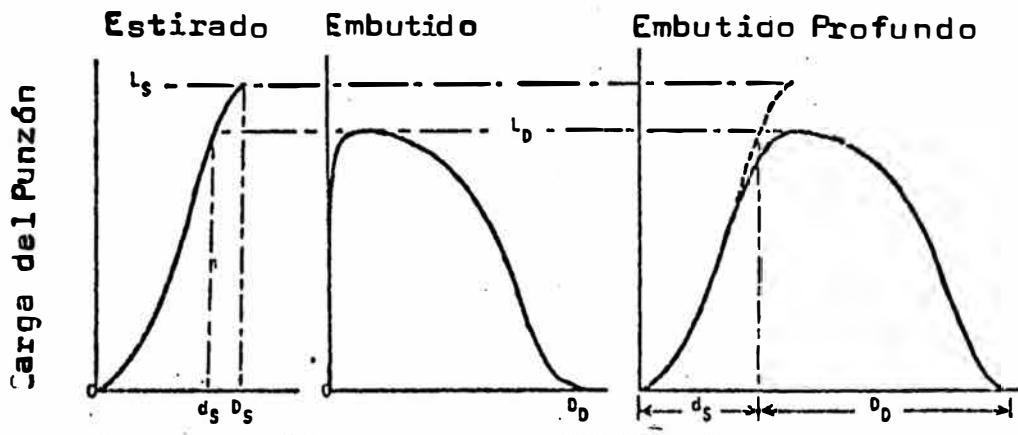


Fig. 35.- Evaluación de los efectos del estampado

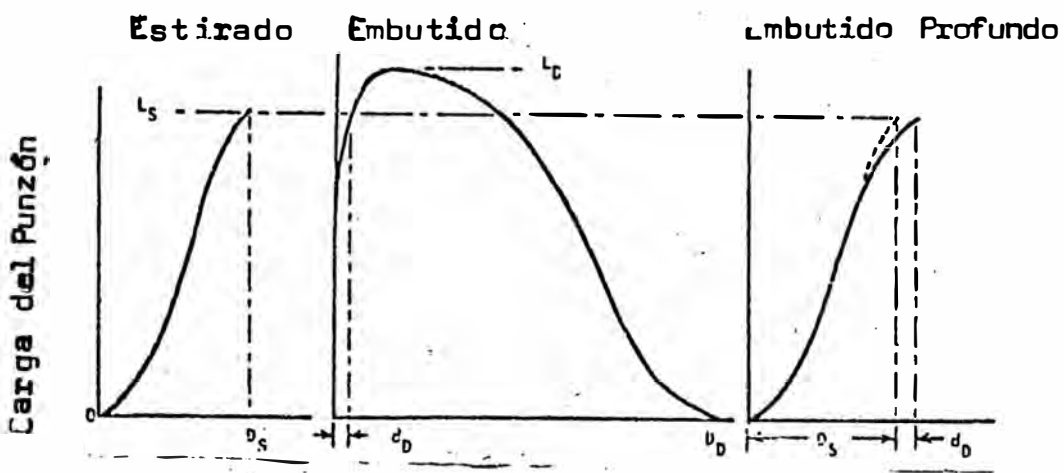


- El grado de distorsión de los círculos impresos, define las áreas de estirado y embutido-



$L_d/L_s < 1.0$ Predominio del Embutido
 Construcción del diagrama carga-desplazamiento de punzón para una operación de embutido profundo con un coeficiente de conformación menor que la unidad.

Fig. 36 (58)

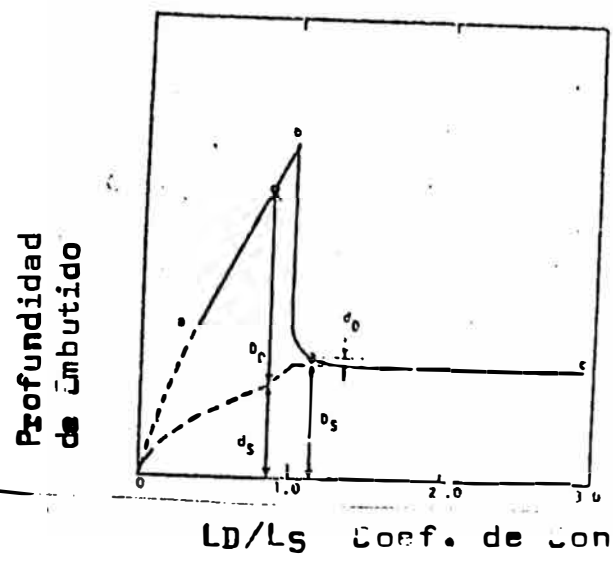


$L_d/L_s > 1.0$ Predominio del Estirado
 Coeficiente de conformación mayor que la unidad.

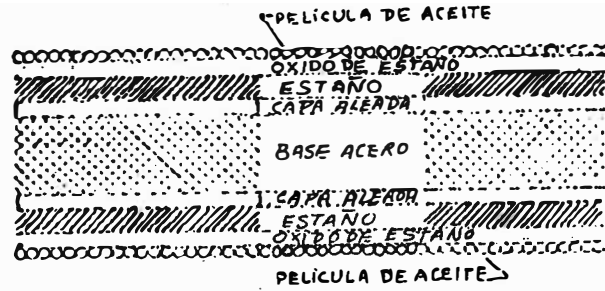
Fig. 37 (58)

Diagrama Límite de conformación por estampado. La línea abc define la profundidad máxima del embutido para todos los coeficientes de conformación entre 0 y 3.

$D_D, d_s,$ y d_D, d_b corresponden a la proporción de embutido y estirado para las graficas anteriores, respectivamente.



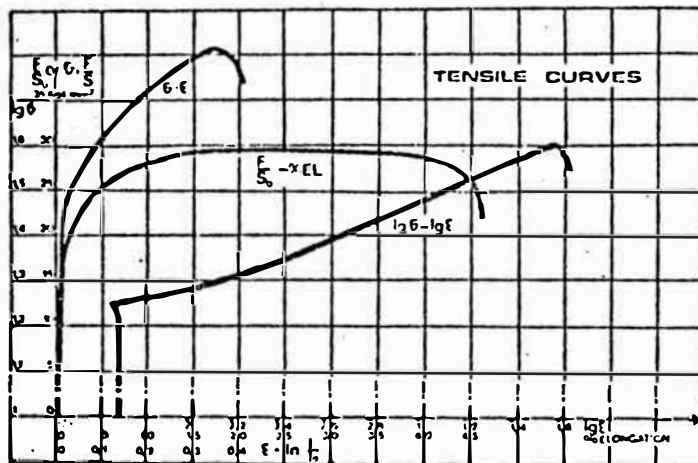
LD/L_s Coef. de Conformación



Esquema de sección transversal de hojalata, mostrando espesores relativos de las "capas".

Fig. 38 (16)

Capa	Espesor, Pulg.
Aceite	.0000001
Oxido estaño	.0000001
Capa aleada	.000001
Estaño	.00001
Base Acero	.01



Curvas de tracción (tensile curves⁴) en tres sistemas de coordenadas

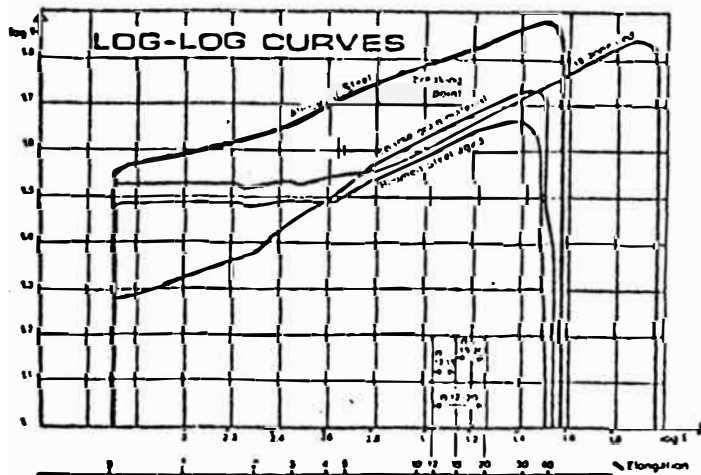
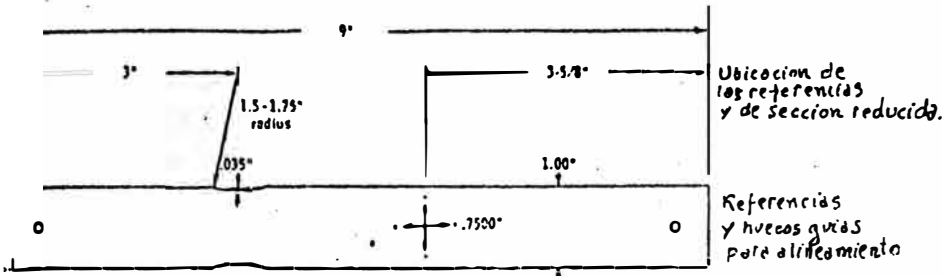


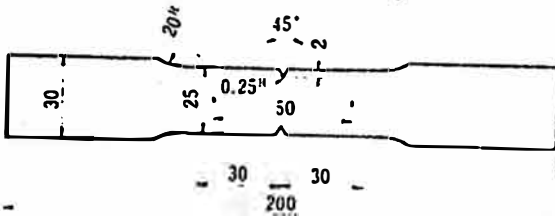
Fig. 39 (1.10)

Medición de n en curvas log-log para lámina de embutición

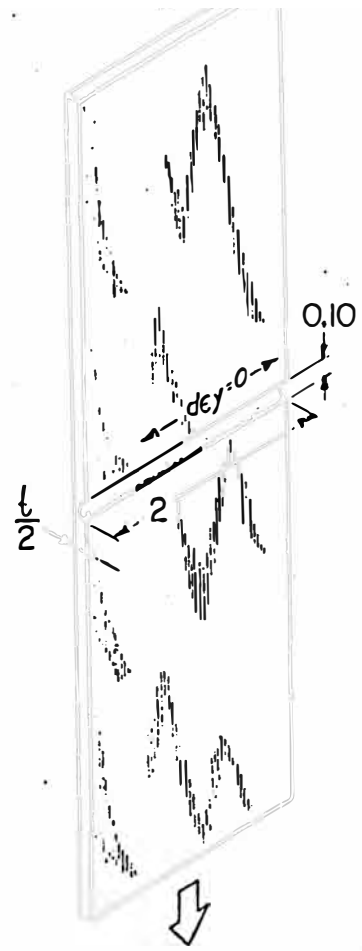
Fig. 40 Diferentes probetas para ensayo de tracción en lámina



Probeta para ensayo de tracción en arco circular, para determinar elongación en acritud, e_{ca} , y el coeficiente de deformación plástica, n . (60)



Dimensiones de probeta de tracción entallada (61)



Probeta empleada para obtener un estado de deformación plana $d\epsilon_y = 0$ (109)

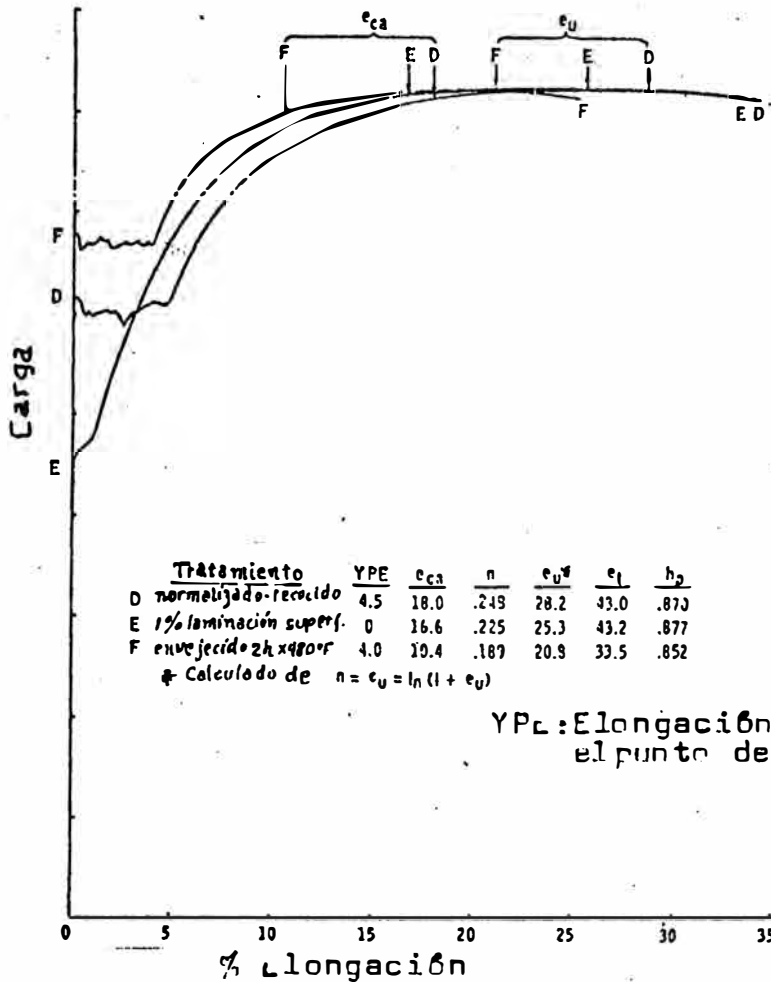


Fig. 41.- Curvas carga-elongación para acero efervescente en tres condiciones (60)

Fig. 42 (111)
 Diagrama de Goodwin-Keeler

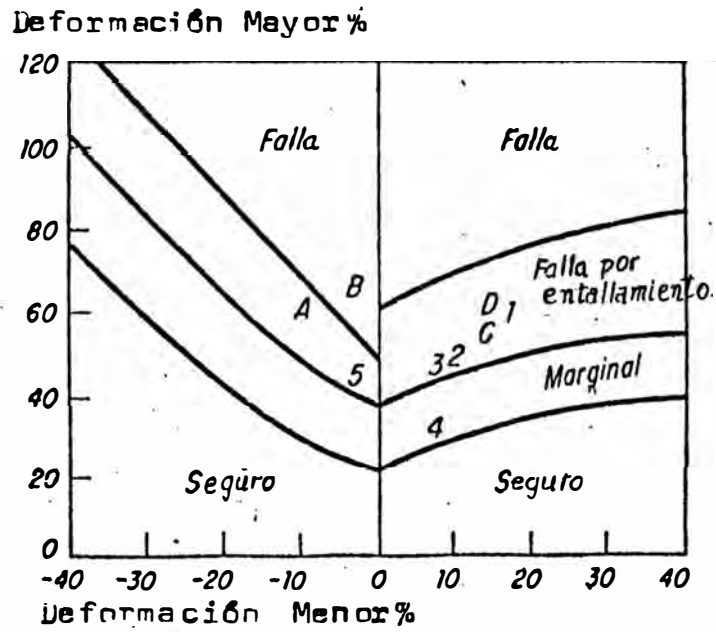
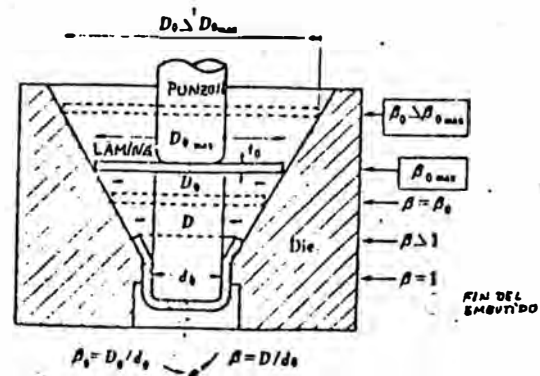
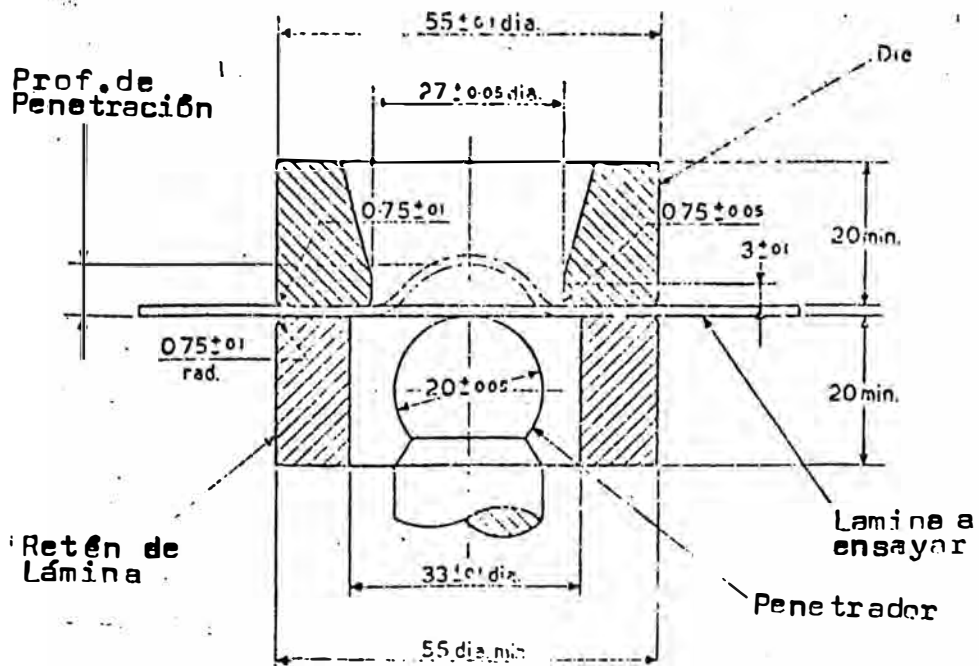


Fig. 43 (62)
 Ensayo de Tapa Cónica
 o Ensayo Fukui.



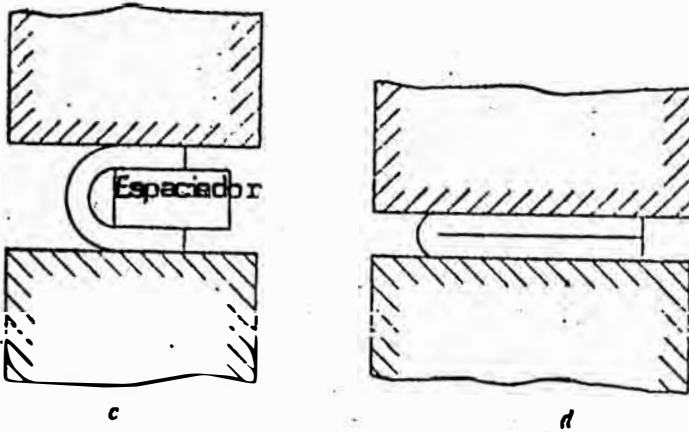
Embutido Profundo en dado cónico sin retención del blanco



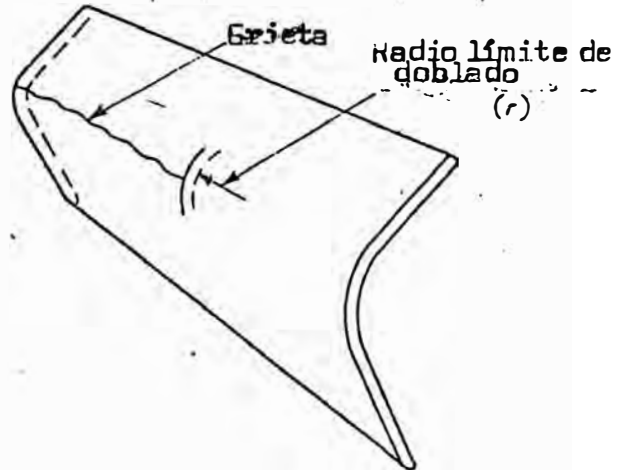
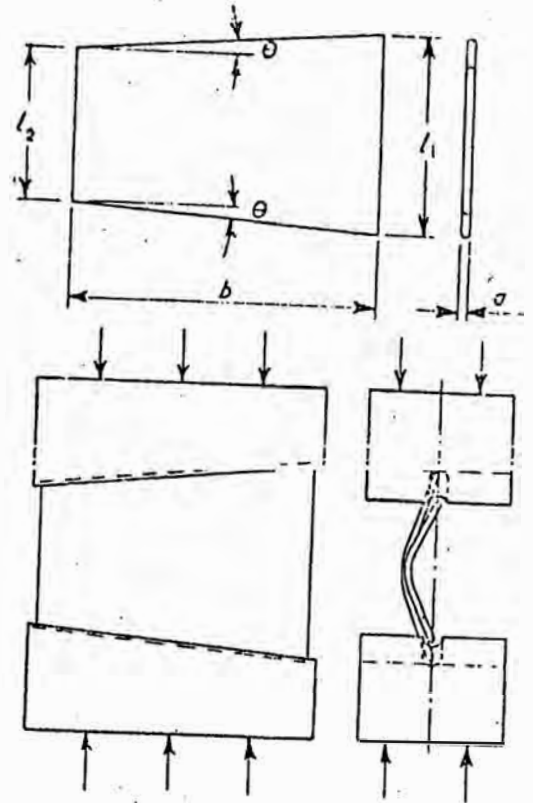
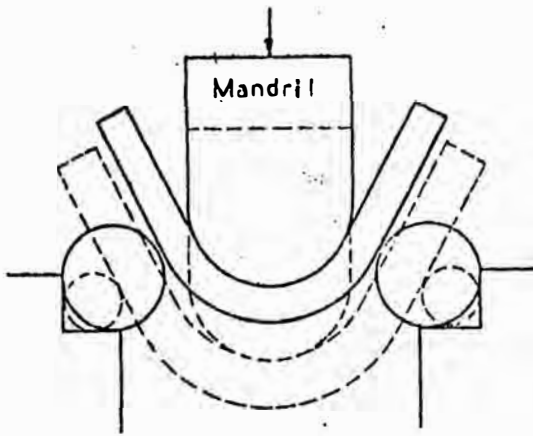
Dimensiones en mm del penetrador, dado y retén de lámina.

Fig. 45 (BS 1659)

Ensayos de doblado

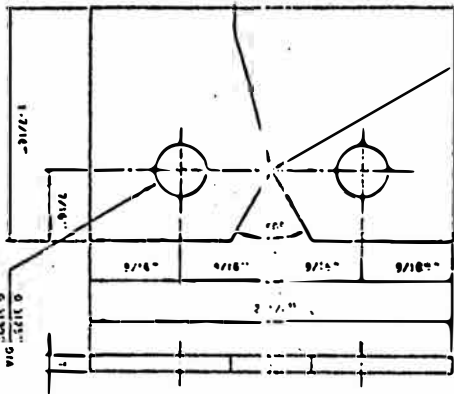


Variantes de ensayo de doblado a presión

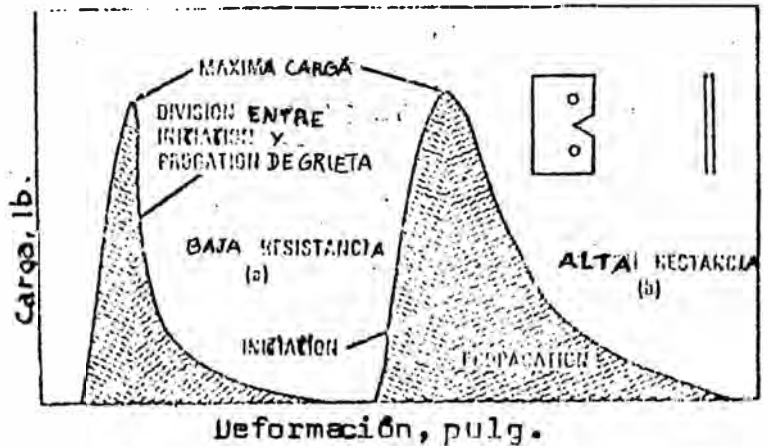


Cono de doblado

Fig. 16 ensayo Kahn de desgarramiento (64)



Probeta Kahn



EMBUTIDO PROFUNDO: Influencia del diseño del dado y otras variables en el coef. de conformación

<u>Aumenta</u> L_D/L_S	<u>Disminuye</u> L_D/L_S
<u>Estirado</u>	<u>Embutido</u>
Dimensión de trabajo grande	Dimensión de trabajo pequeña
Diam. dado: pequeño	Diam. dado: grande
Con fijadores	sin fijadores
Alta presión de ret.	Baja presión de retención
Lubricación pobre en el dado	Lubricación buena en el dado
Lubricación buena en el punzón	Lubricación pobre en el punzón

Fig. 47.- (58)

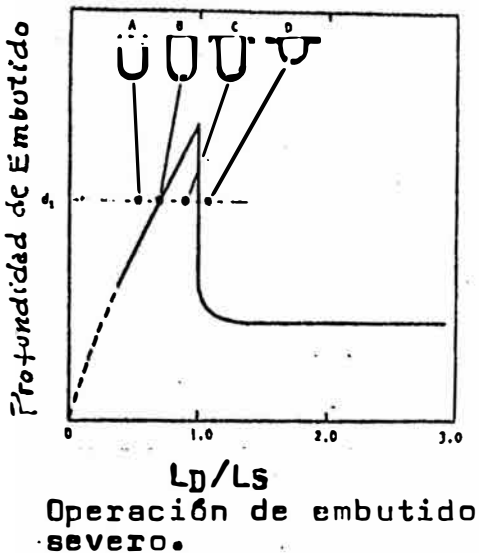
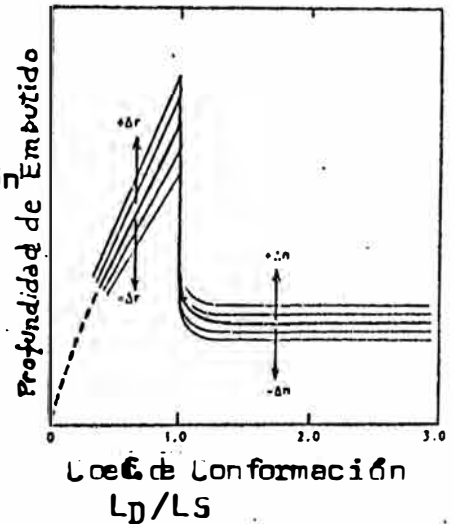
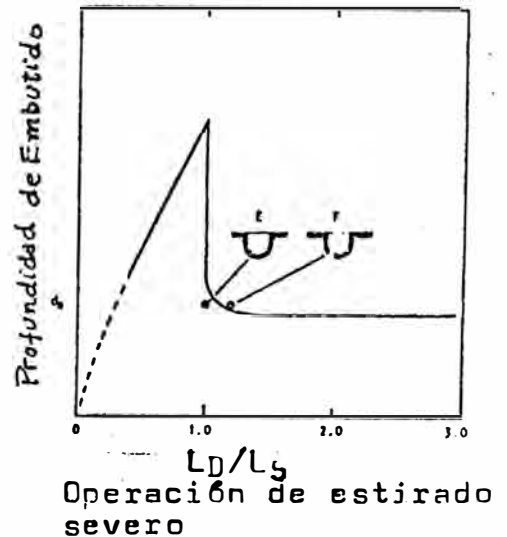


Fig. 48 (58)



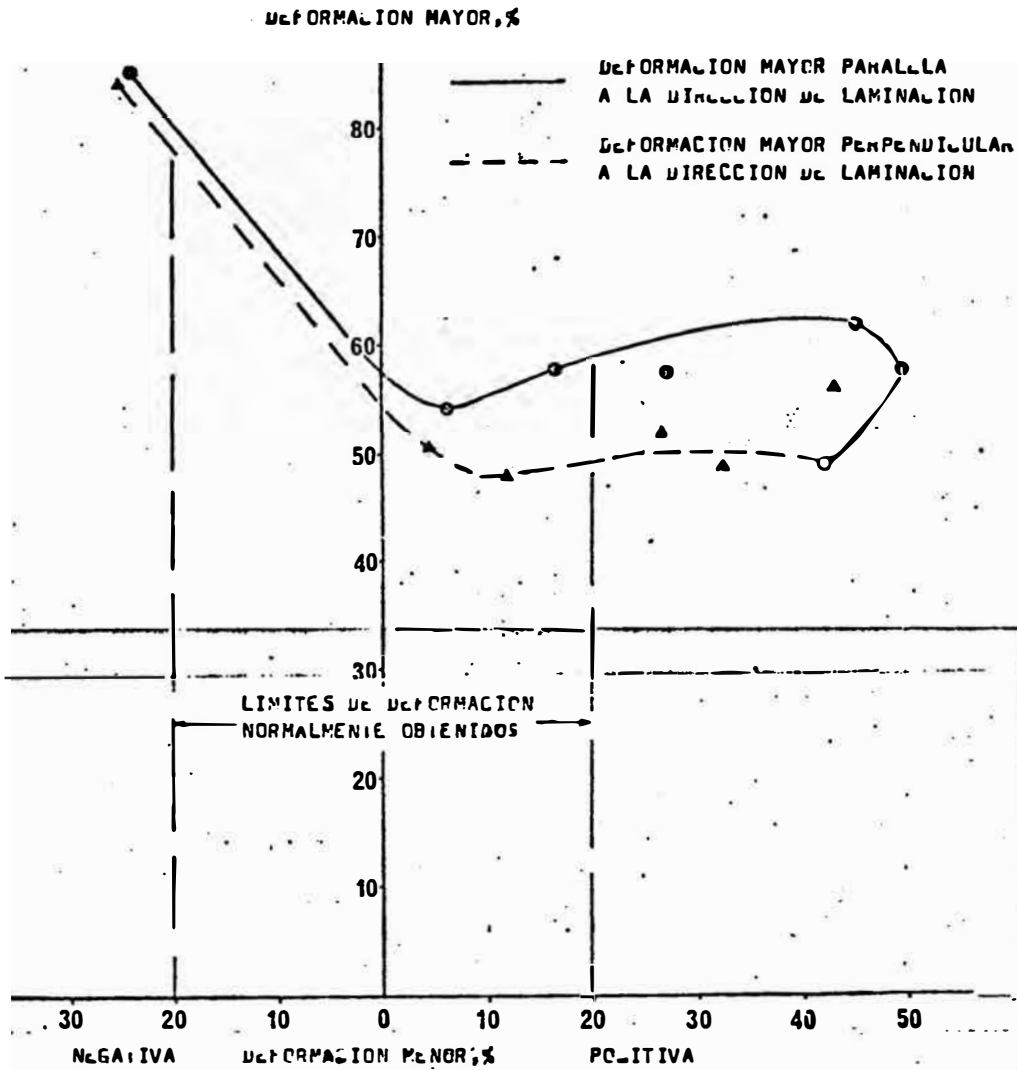


Fig. 49.- Diagrama de formabilidad límite para acero efervescente de 0.9mm de espesor (69)

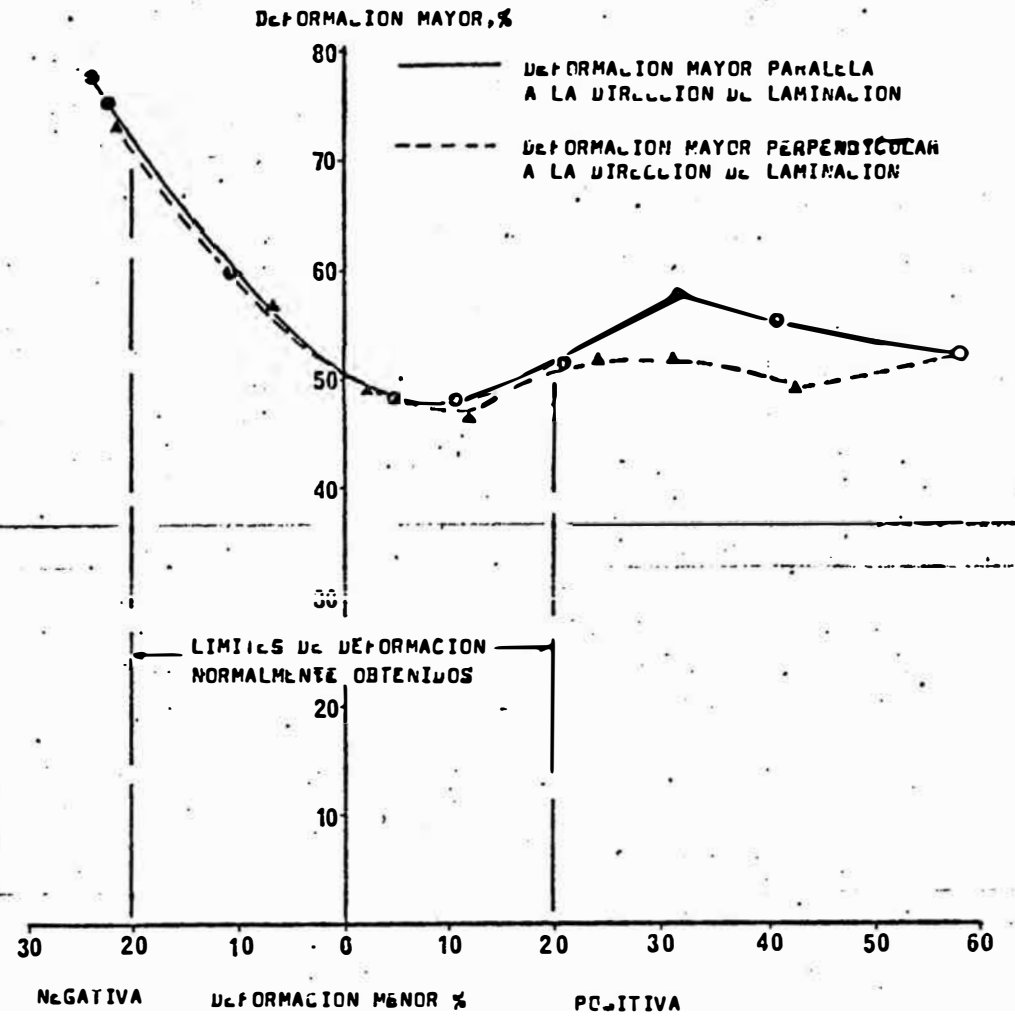
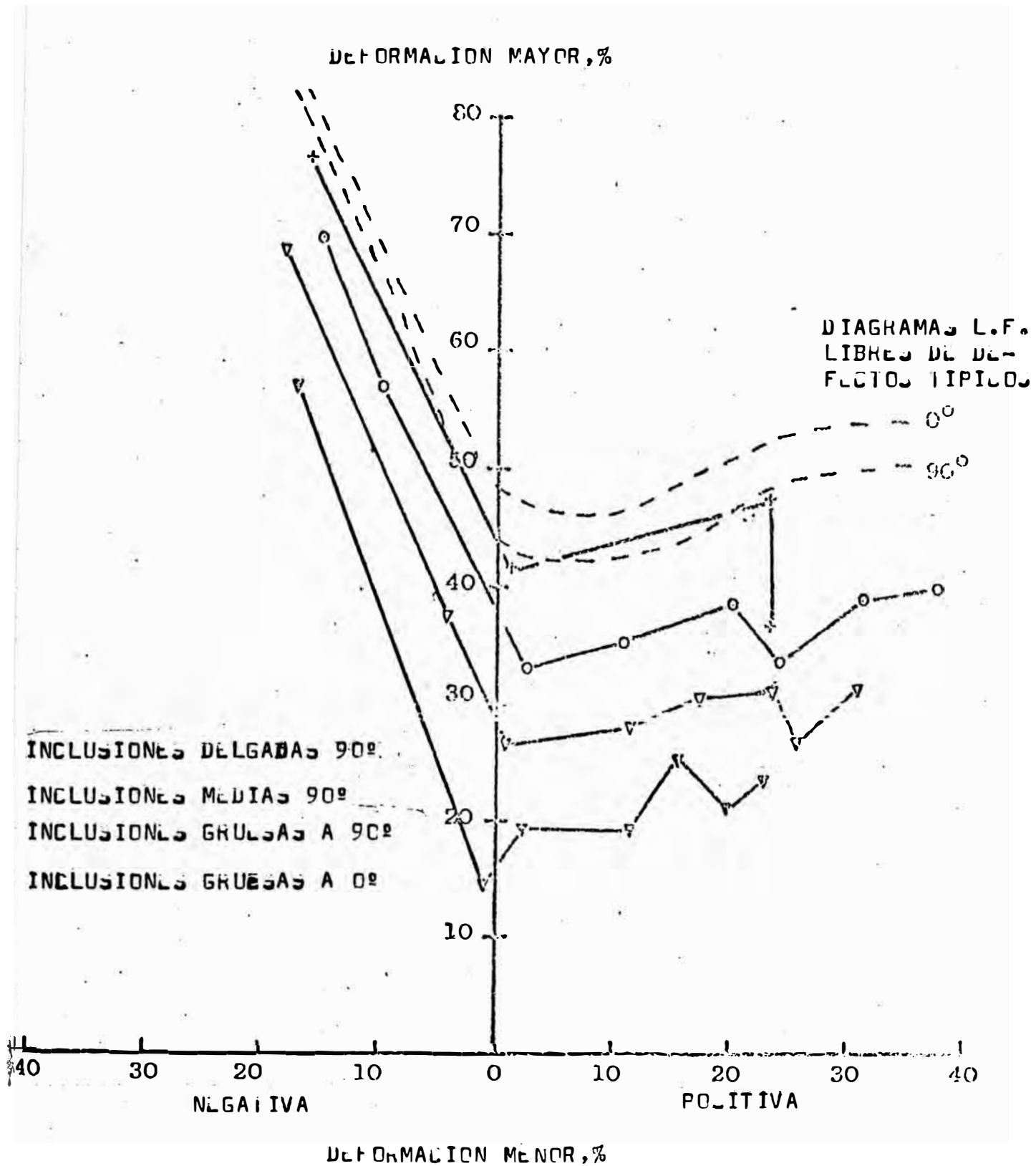


Fig. 50.- Diagrama típico de formabilidad límite para acero estabilizado el Aluminio de 0.9 mm de espesor (69)

- 51.- DIAGRAMAS LIMITE DE FORMABILIDAD PARA ACERO QUE CONTENGA DIFERENTES CLASES DE INCLUSIONES
 (DATOS CORRESPONDEN A ACERO CALMADO AL ALUMINIO DE COLADA CONTINUA-CALIDAD LAMINADO EN FRIO)



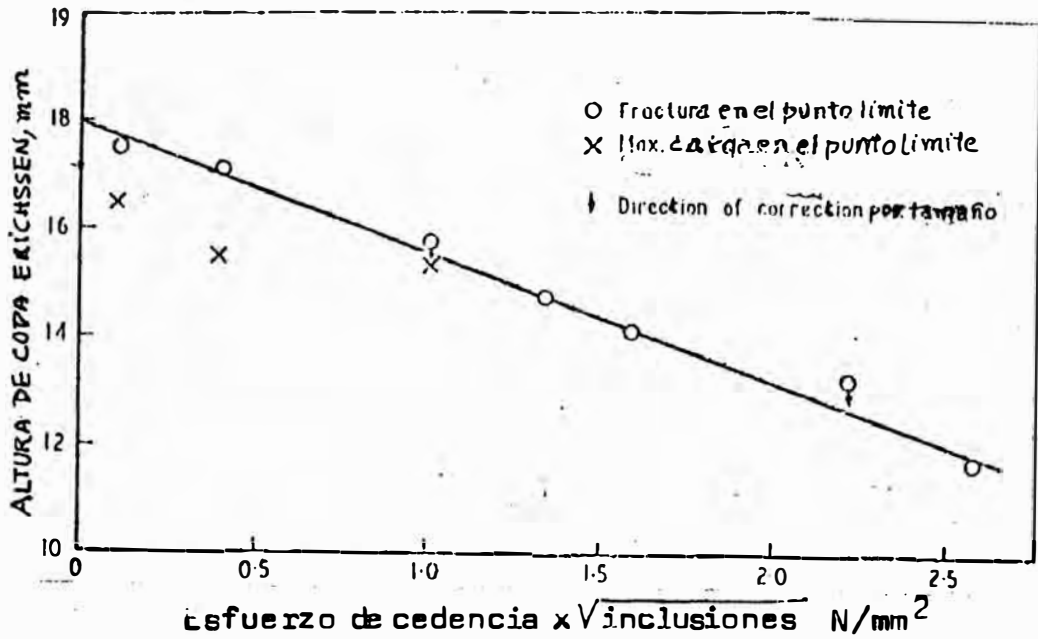


Fig. 52.- Esfuerzo de cedencia y fracción volumétrica de inclusiones (66)

Fig. 53.- Espaciado de brazo dendrítico en aleaciones ferrosas, (a) Fe-Ni (b) Aceros .1 a .9%C (72)

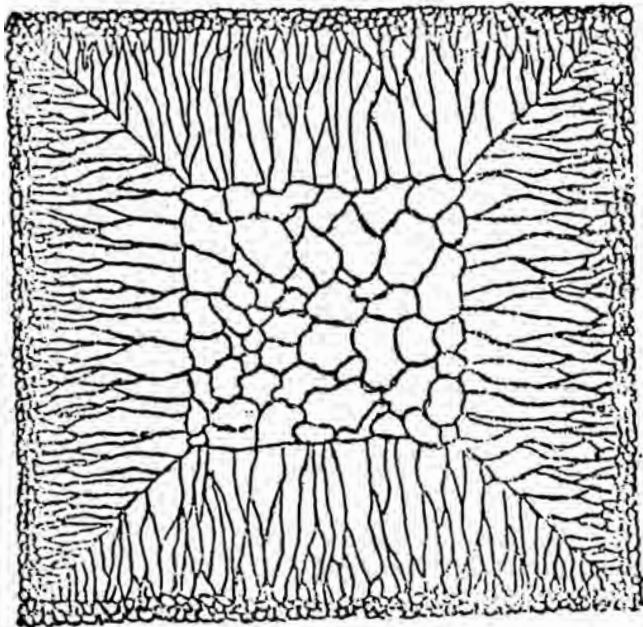
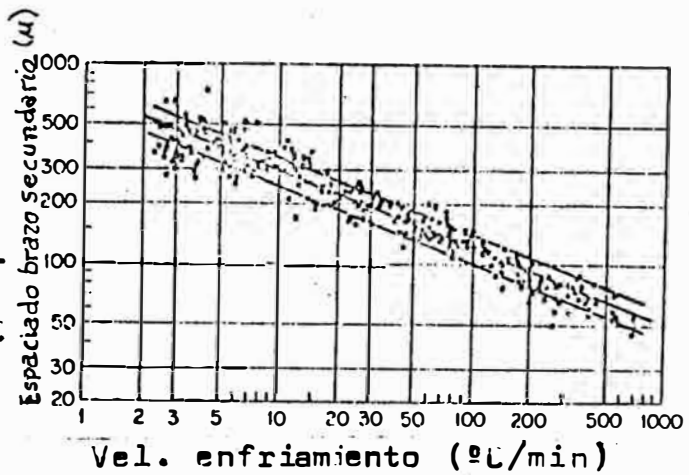


Fig.-54.- Esquema de la estructura de un lingote, mostrando la zona externa "chill" la zona columnar y la zona equiaxiada. (72)

zona chill zona columnar zona equiaxial

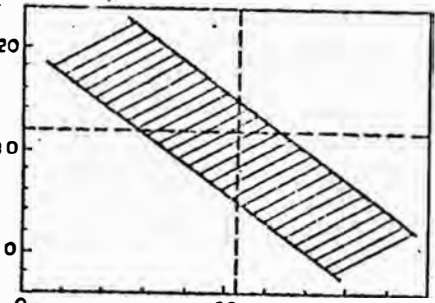
Cara Concava



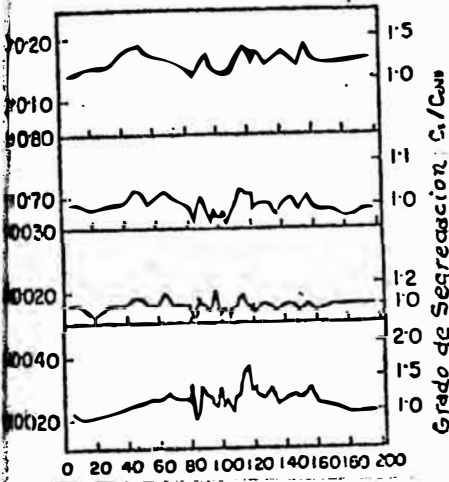
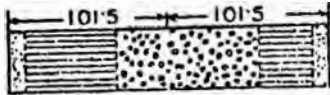
Cara Convexa

Sobrecalentamiento: Alto Bajo
 microestructura en planchón de C/C.

Sobrecalentamiento en Tondis



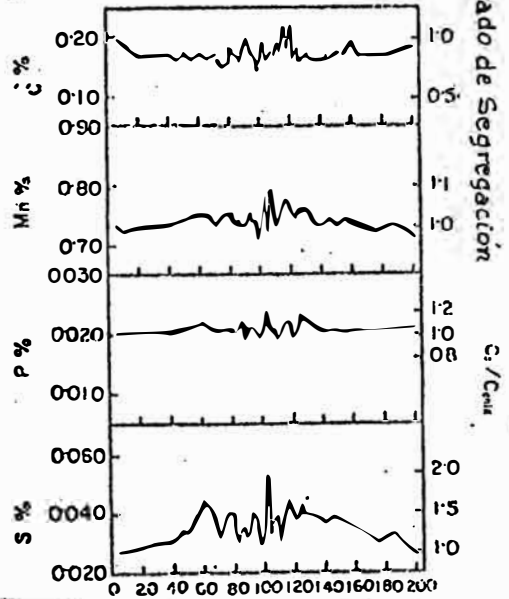
Ancho zona equiaxialada (mm)



Distancia de cara concava (mm)

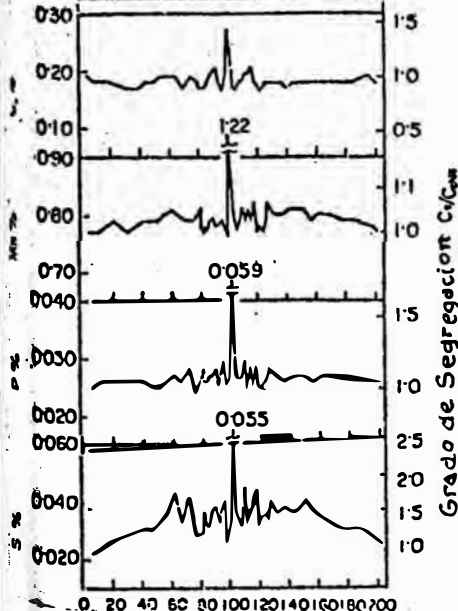
Segregación ligera, colada a baja temperatura C

Distribución de elementos en planchones de C/C.



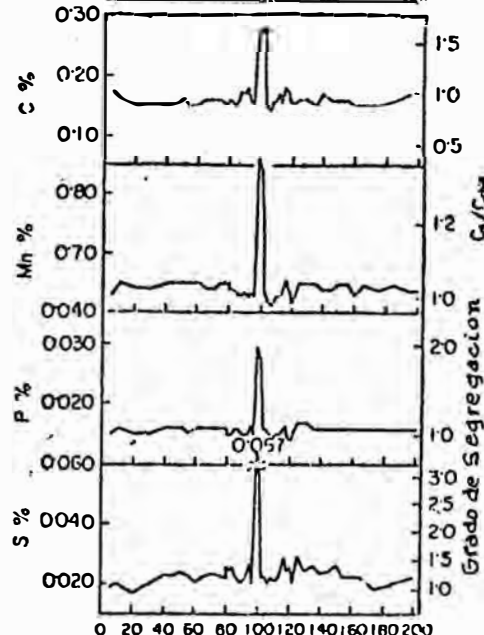
Distancia de cara concava (mm)

Segregación ligera, colada a alta temperatura A



Distancia de cara concava (mm)

Segregación fuerte, colada a alta temperatura B



Distancia de cara concava (mm)

Segregación fuerte, colada

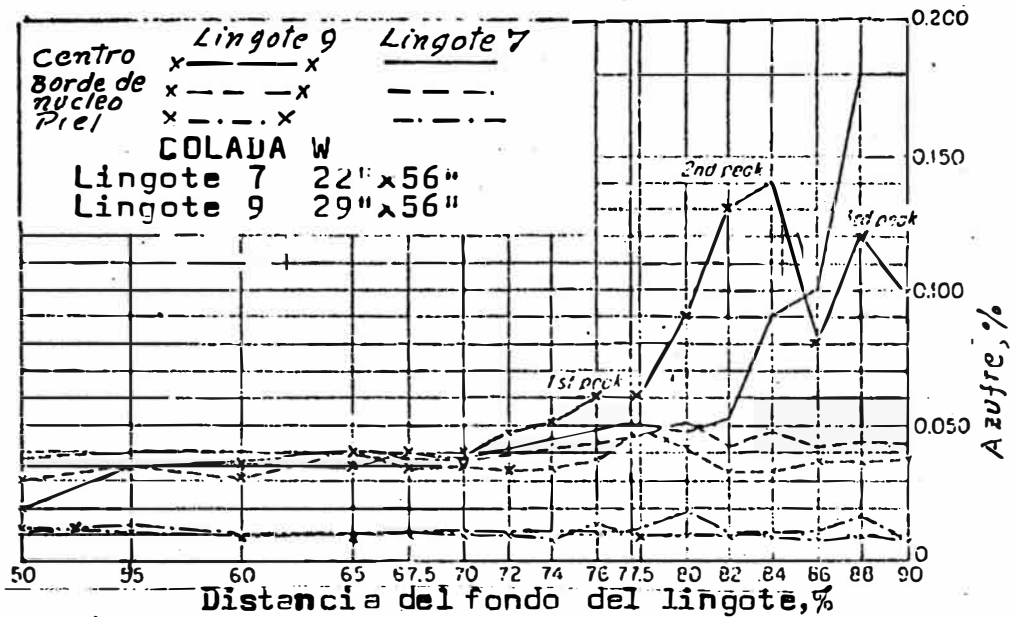


Fig.-56 Distribución del azufre en una sección longitudinal de planchones
 Analisis: C, .08%; Mn, .38; P, .008; S, .023 (76)

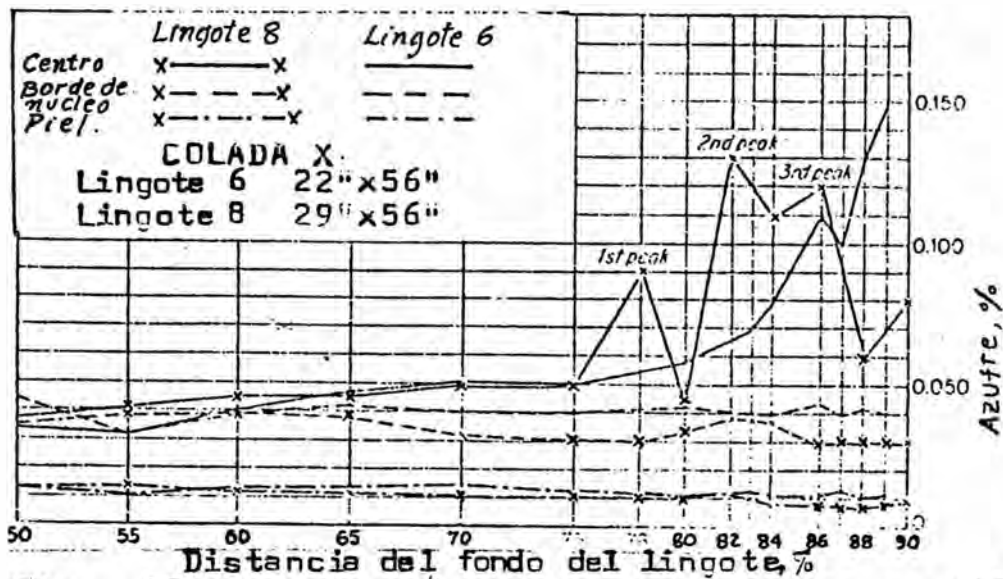
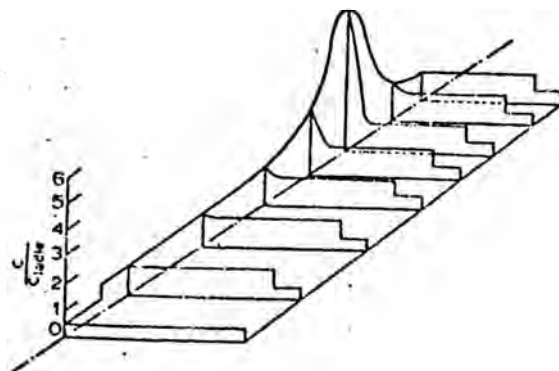


Fig.- 57 Distribución del azufre en una sección longitudinal de planchones
 Analisis: C, .08%; Mn, .37; P, .007; S, .027 (76)

Fig.- 58 (112)
 Distribución de concentraciones en un corte vertical de un lingote de acero efervescente



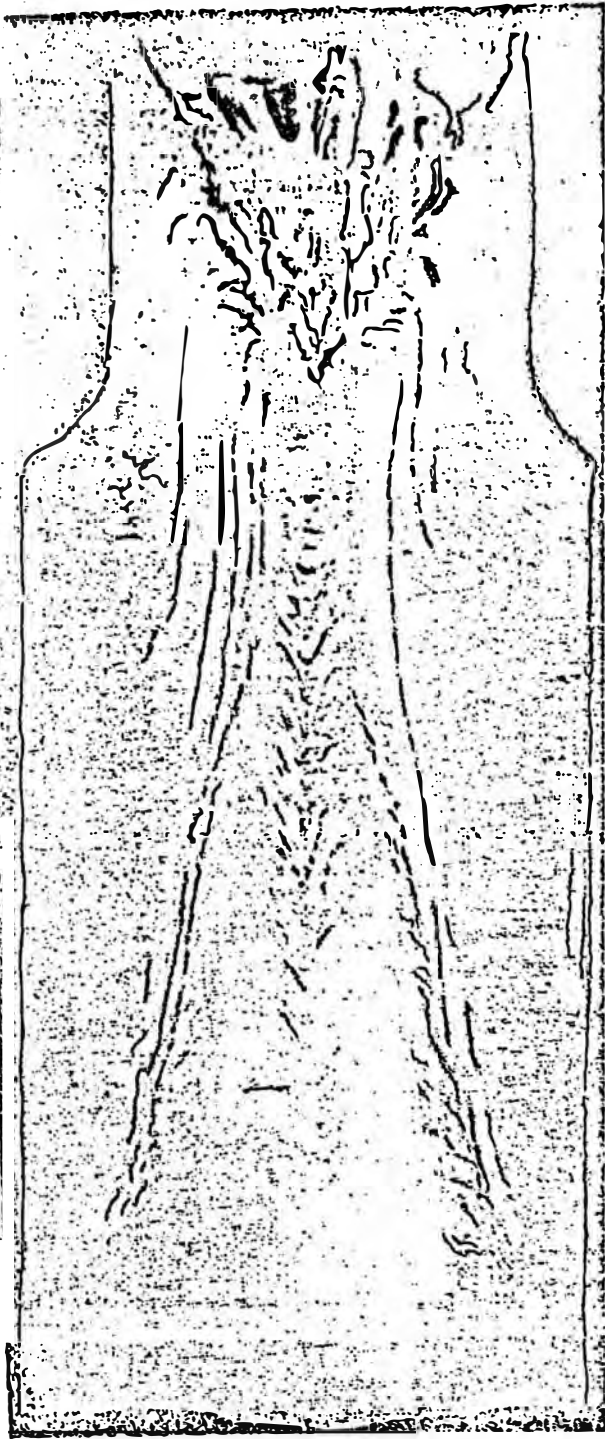


Fig. 59 (75)

Sección macroatacada de un lingote de 10 toneladas

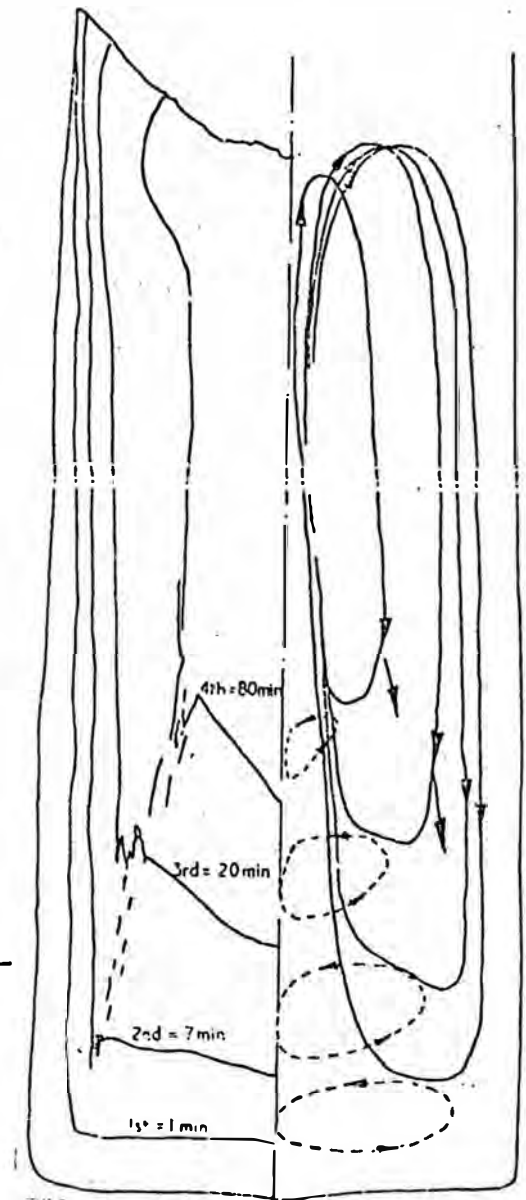


Fig. 60 (75)

Progresión del frente de solidificación y de las corrientes de circulación en lingotes grandes.

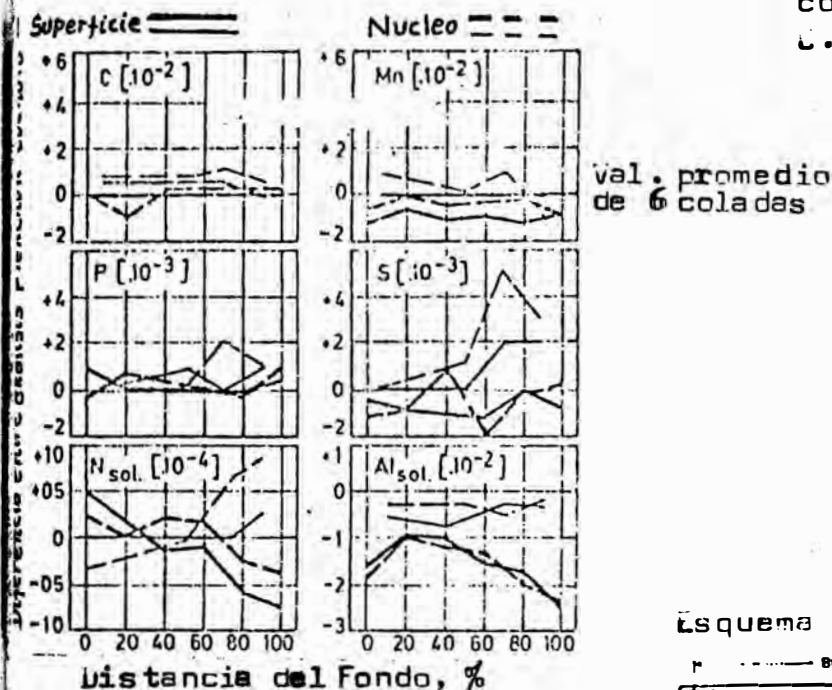
C 0.004 0.007	Mn 0.20 0.35	P 0.0009 0.013	S 0.015 0.024	Al _{tot} 0.055% 0.090%
------------------	-----------------	-------------------	------------------	------------------------------------

Análisis de cuchara

C.C. 1050 x 225 mm / 0.55 m/min.
Lingote 1310 x 710 mm / 15 1/2 min.

Fig. 62 (77)

Comparación de la variación en composición para planchones de C.C. y planchones de lingotes



Esquema de toma de muestras para fig. 61

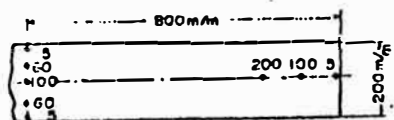
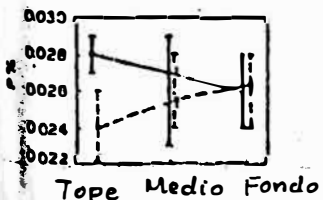
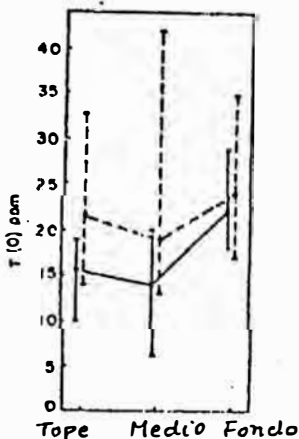
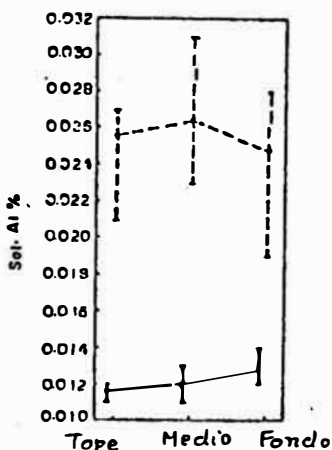
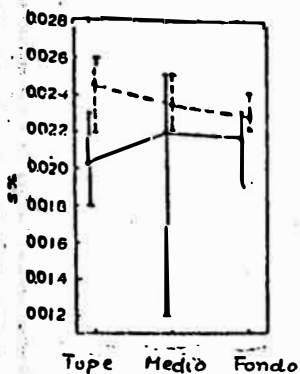
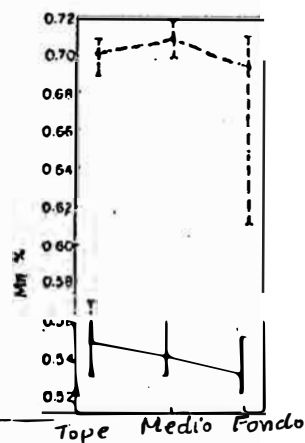
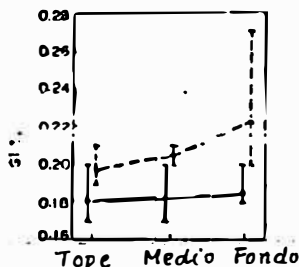
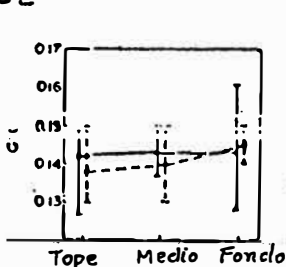


Fig. 61.- Distribución de los elementos en secciones transversales y longitudinales de planchones (30)

Leyenda:

- - - - - Planchon lingoteado
- Planchon de C.C.



	%O ₂	%Al
B	.0075	.051
M	.0040	.052
E	.0040	.041

B Comienzo
M Medio
E Fin

	%O ₂	%Al
B	.0068	.062
M	.0056	.056
E	.0024	.042

	%O ₂	%Al
B	.0072	.065
M	.0043	.057
E	.0038	.043

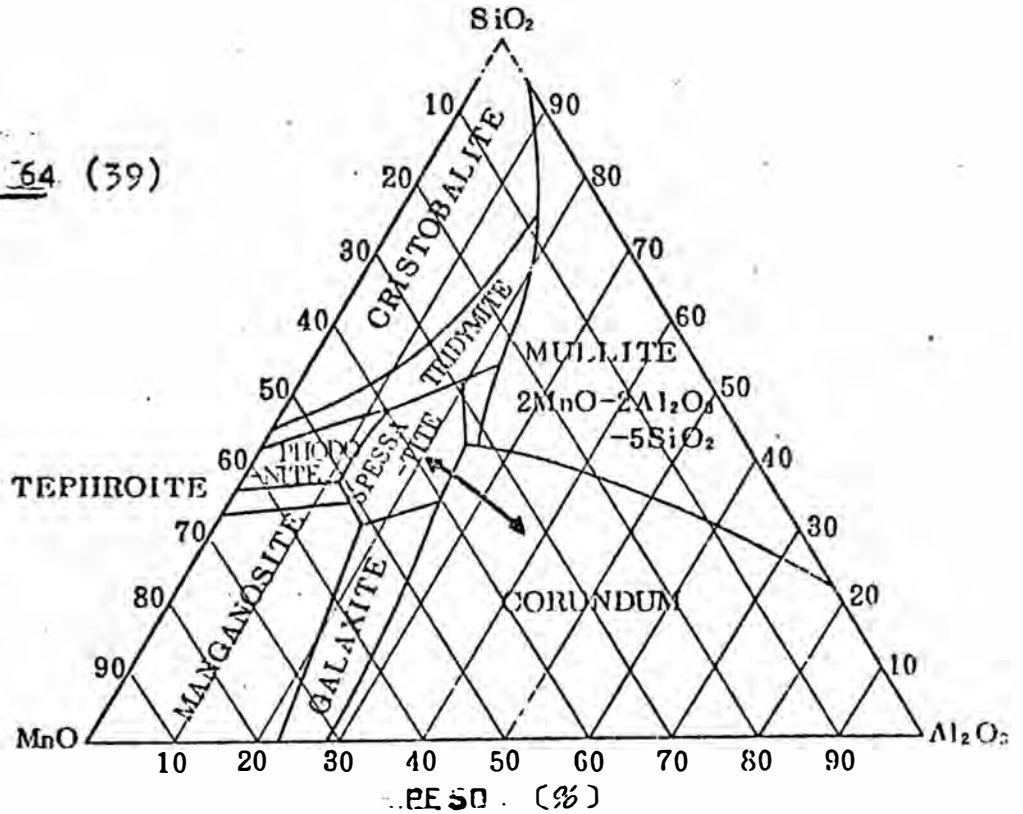
	%O ₂	%Al	
	.0067	.067	B
	.0042	.042	M
	.0038	.038	E

6"

41"

Fig. 63. - Variación en oxígeno y aluminio del comienzo a fin de colada, de acero calmado al aluminio (90) - Posiciones de muestreo según se indica en la sección de 6"x41".

Fig. 64 (39)



MnO-SiO₂-Al₂O₃ Diagrama

Fig. 65 A
(84)

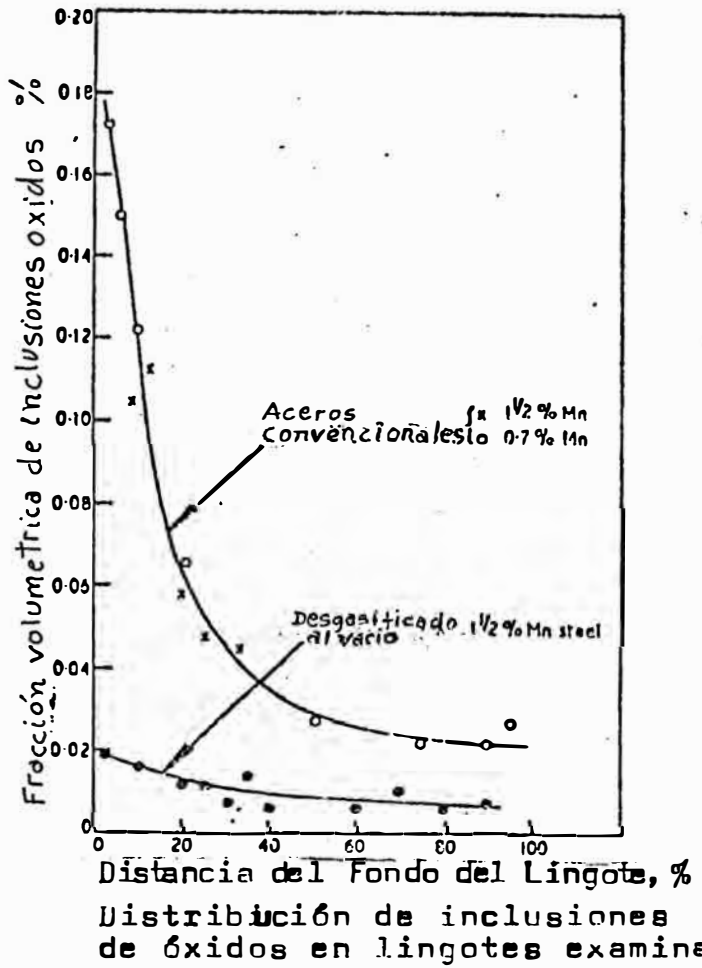
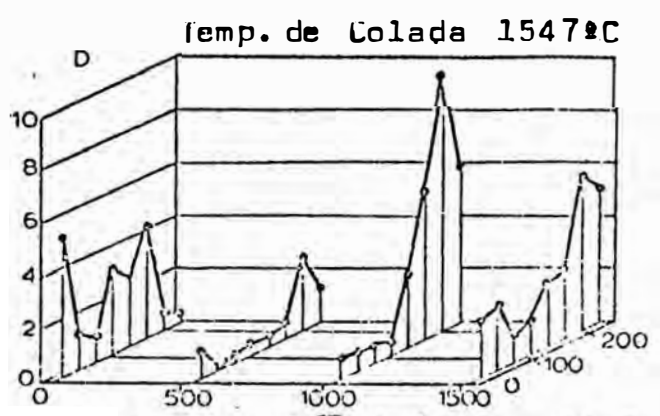
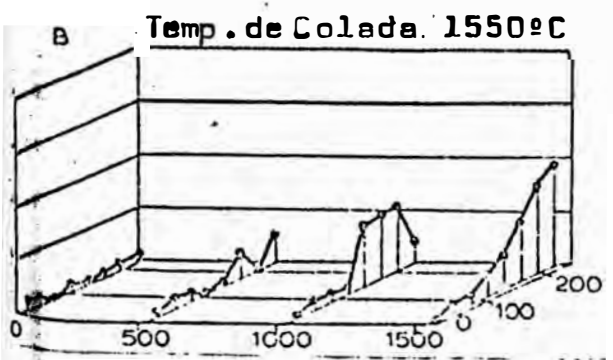
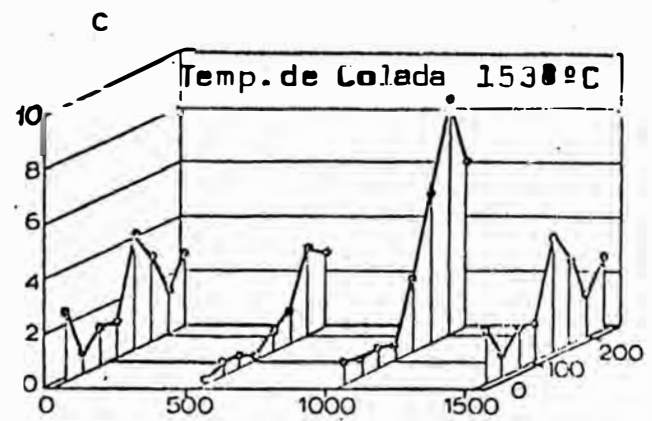
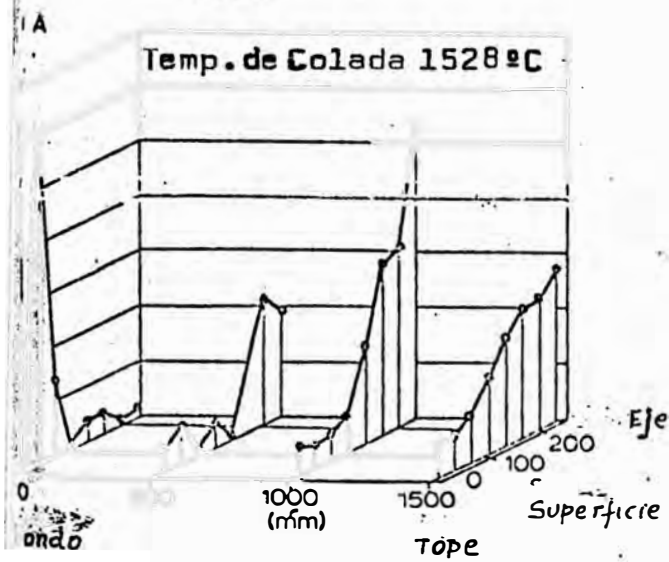
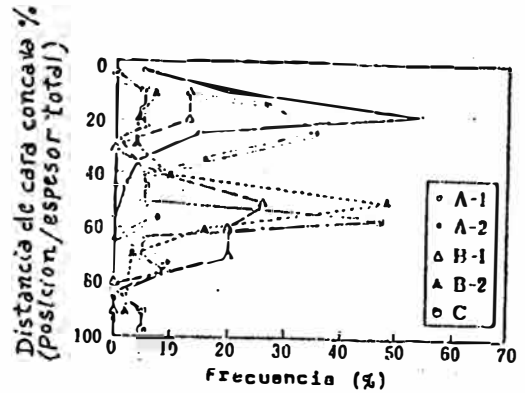
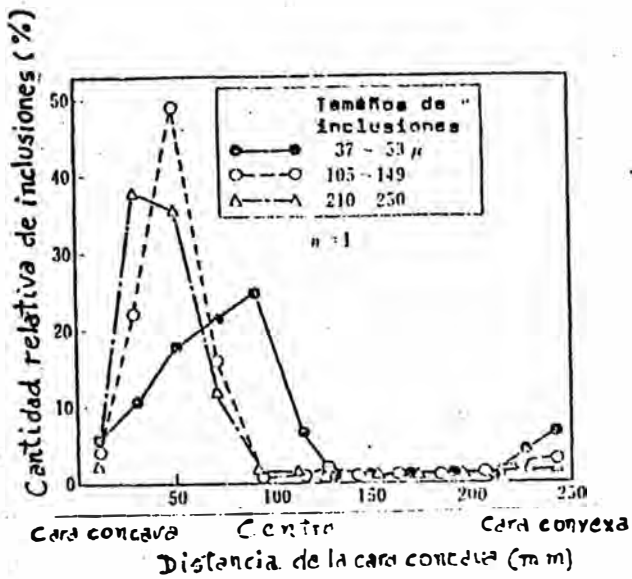


Fig. 65 B
(99)



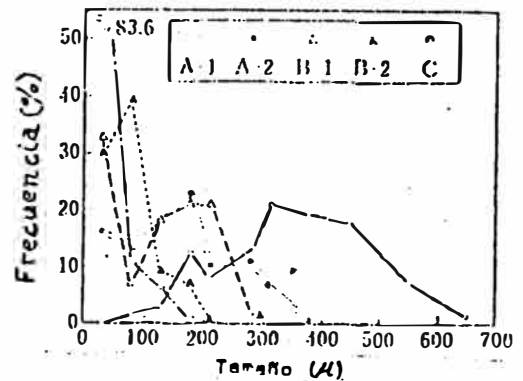
Distribución de Macroinclusiones en lingotes (cómulos $Al_2O_3 > 50\mu$)

Muestra	tipo de Máquina	Característica	Tobeta
A	1	Arco circular	silice fundida
	2	"	Grafito alumina
B	1	Vertical con doblado	silice fundida
	2	"	"
C	Vertical	Recto	"



Efecto del tipo de máquina y condición de colada de colada en la distribución de tamaños de inclusiones.

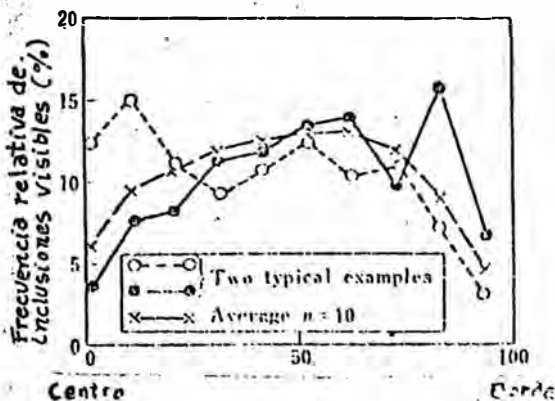
Distribución de macroinclusiones en la sección transversal de planchones de C.C. colados a una velocidad de 0.7m/min en máquina de molde en arco (ancho 1900 mm, espesor 250mm)



Efecto del tipo de máquina y condición de colada en la distribución de macroinclusiones visibles a lo ancho de la sección del planchón

Condiciones de Colada Continua

Instalaciones	Tipo arco, en Hirohata de la Nippon steel Corp.
Tobeta de tundish	silice fundida, tipo Y invertida 25%, diam.int.55mm) o caja de silice fundida
Molde	capasor 200-450 mm Ancho 1200-1900 mm
Lubricación de Molde	Polvo
Oscilación Molde	Ciclo 70-90 cpm Amplitud 13 mm
Velocidad de colada	0.6-1.1 m/min



Distribución de macroinclusiones a lo ancho de un planchón colado a 0.7m/min con instalaciones de colada continua en arco (Ancho 1900 mm, espesor 250 mm)

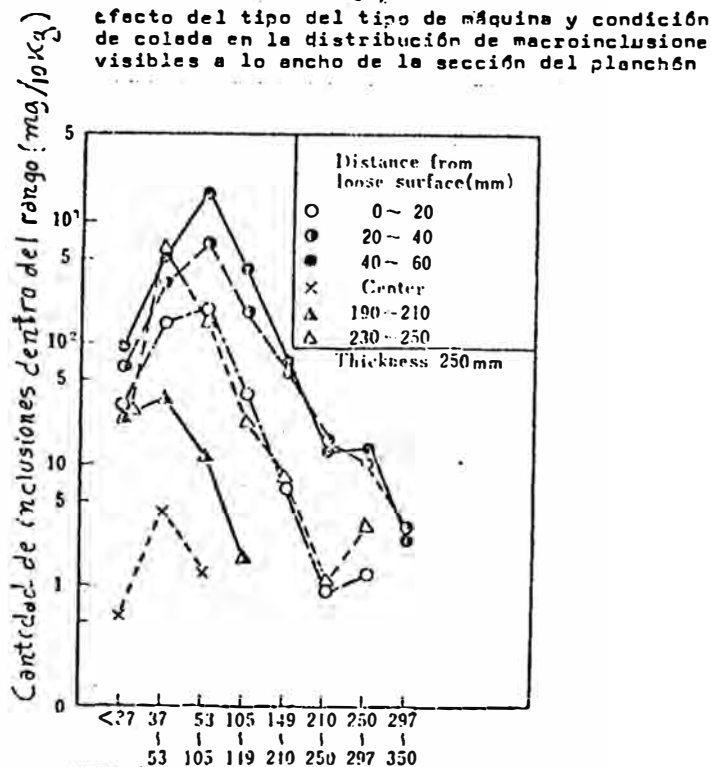
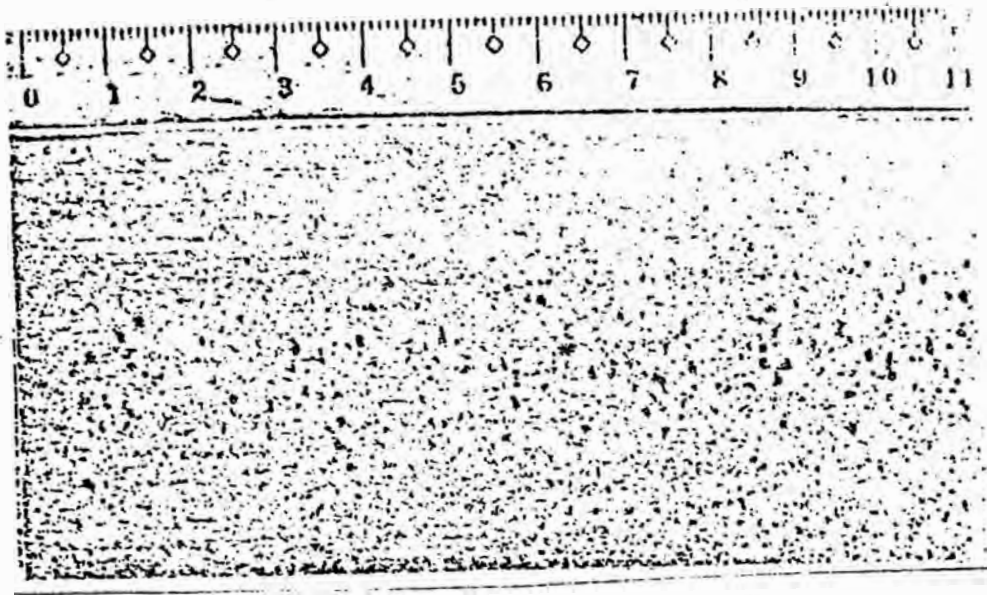


Fig. 67. - "Puntos negros" en la impresión de azufre (39)



Planchón
de C/C.
espesor:
205 mm.

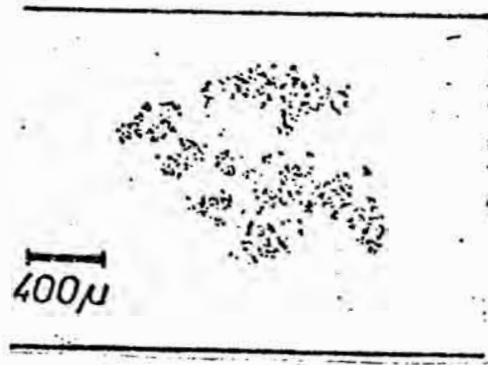


Fig. 68. - Cúmulo de
alúmina en el
planchón y en
la lámina de
C/C. (113)

Lámina resultante
espesor 1.0 mm

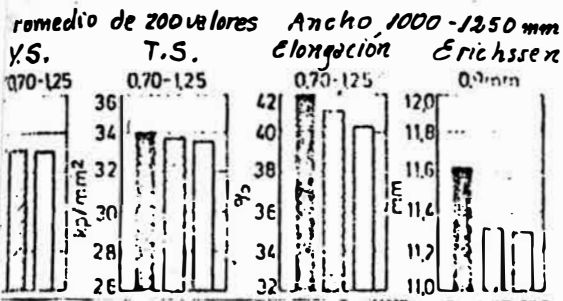
100μ

Fig. 69 (41)

IMPRESION DE AZUFRE MOSTRANDO NUMEROSAS INCLUSIONES
(VALOR MAS BAJO DE LIMPIEZA INTERNA T 4)

Fig. 70 (41)

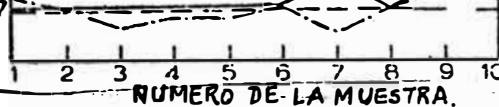
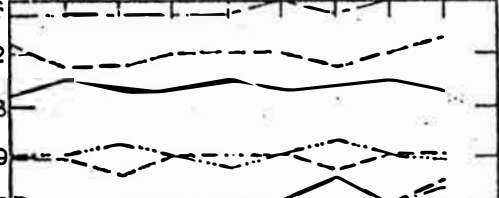
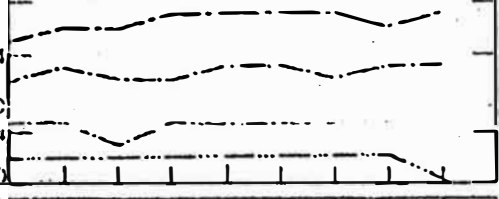
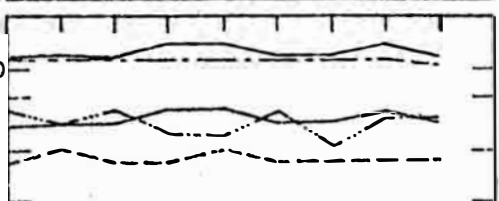
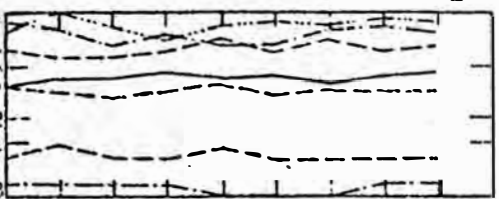
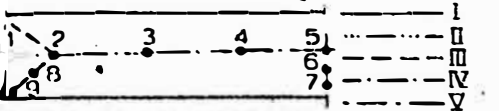
IMPRESION DE AZUFRE MOSTRANDO NUMEROSAS INCLUSIONES
PROVENIENTES DEL "POLVO DE COLAR" - TIPO NO ACUMULADO-
(VALOR MAS BAJO DE LIMPIEZA INTERNA: G 3)



moño de
 lde

170mm } planchon CC □ Lingote
 225mm }

71.- Comparación de propiedades de laminas en frio C/C vs. Lingote (77)



I- Planchón 150x800 mm. IV- Planchón 280x950 mm.
 II- " 175x1040 mm. V- " 210x1270 mm.
 III- " 210x1050 mm.

Fig. 73.- Variación de propiedades según la variación en la composición, acero C/C calmado al aluminio.
 08 Yu (93)

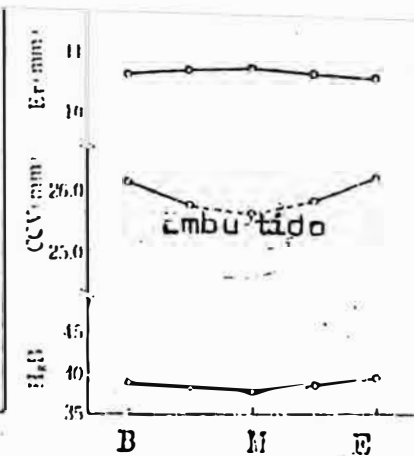
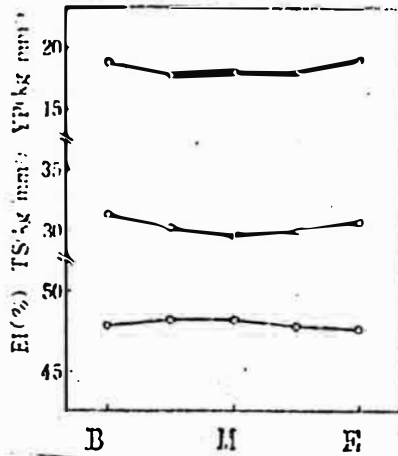
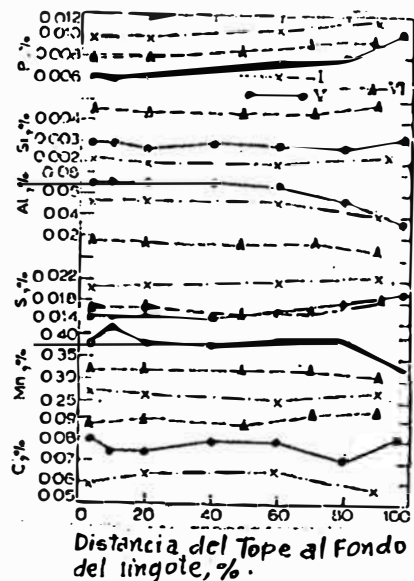
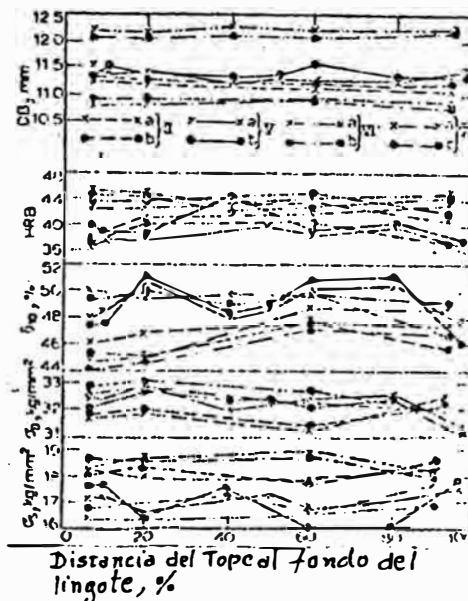


Fig. 72.- (9c) Variación de propiedades en C/C. B: Comienzo
 Ei: Elongación M: Medio
 TS: Res. Tracción E: Fin de cola
 YP 6 YS: Pto. fluencia

Fig. 74.-
 Ver fig. 73



I Lamina 1.0x750mm de planchón 150x800mm
 V " 1.0x1220mm " " 210x1270mm
 VI " 0.8x1115mm " " 210x1170mm



a) Centro del ancho
 b) Borde

II Lamina 1.0x1000mm de planchón 175x1040mm
 V " 1.0x1220mm " " 210x1270mm.
 VI " 0.8x1115mm " " 210x1170mm.
 VII " 1.2x1100mm " " 210x1170mm

Fig. 75 (41)

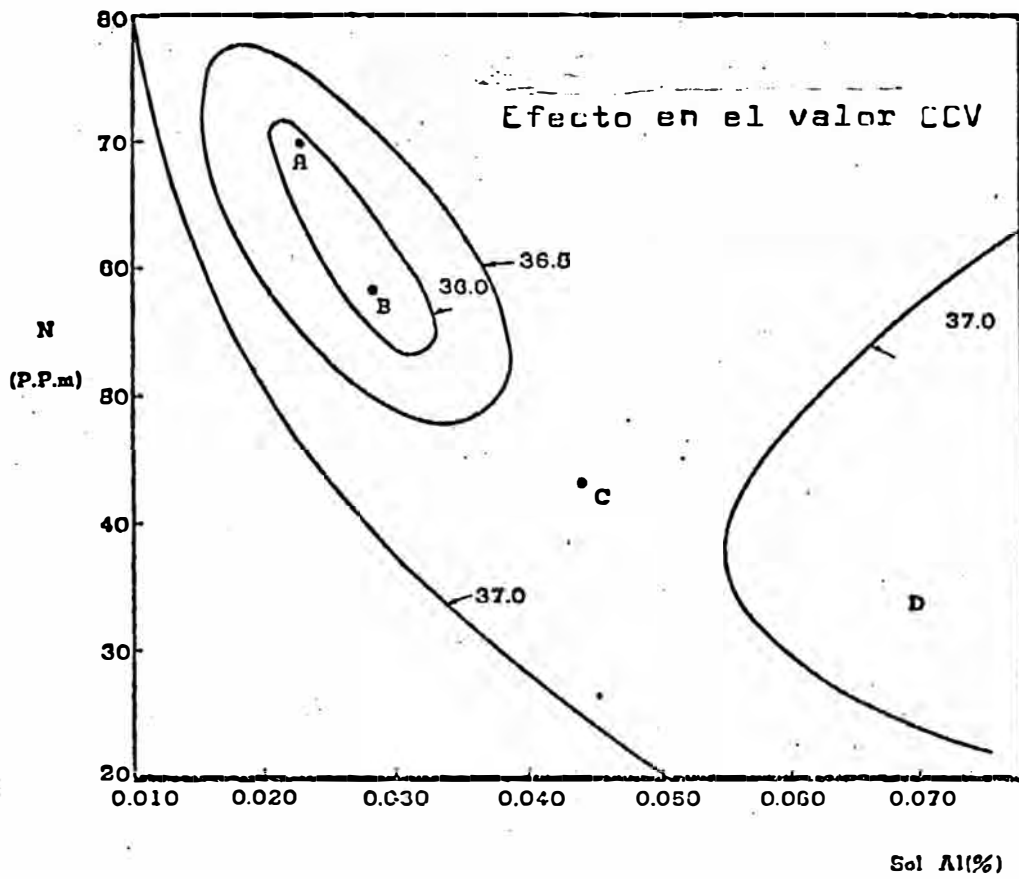
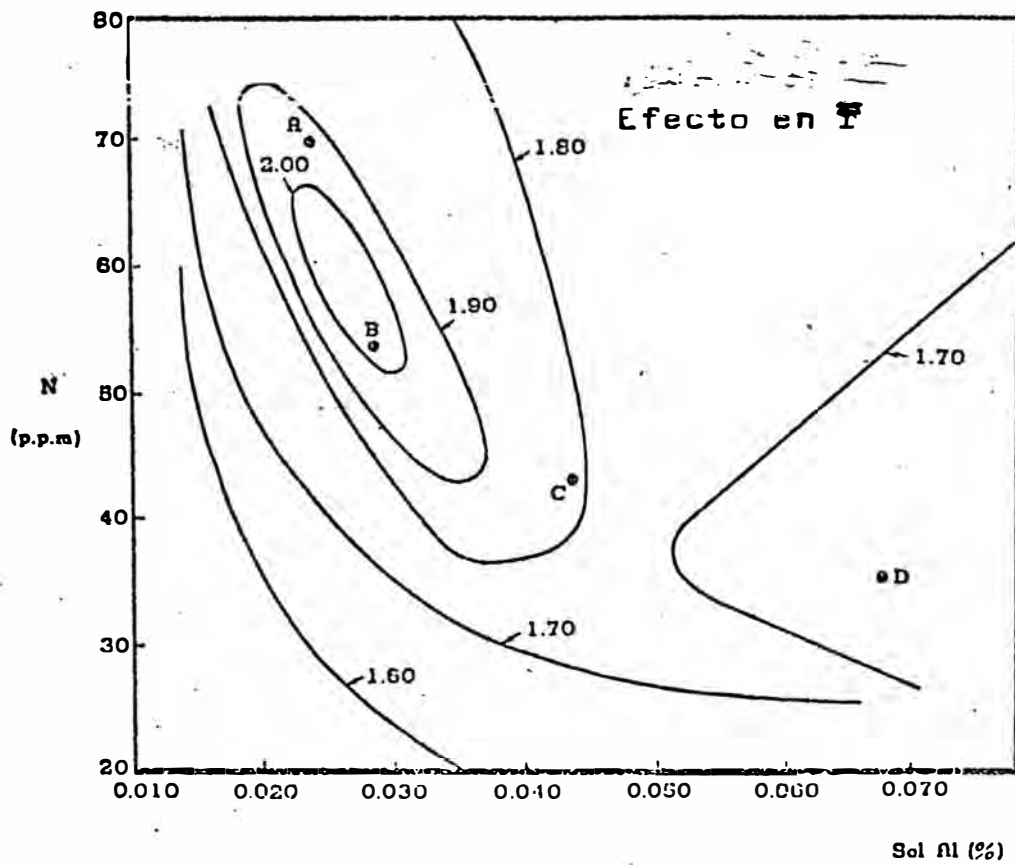
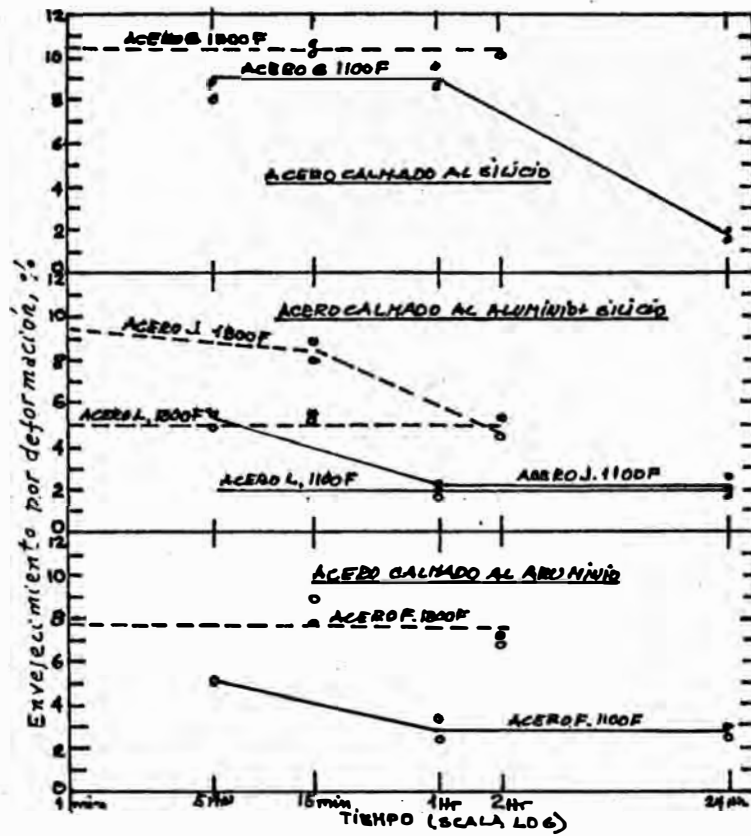


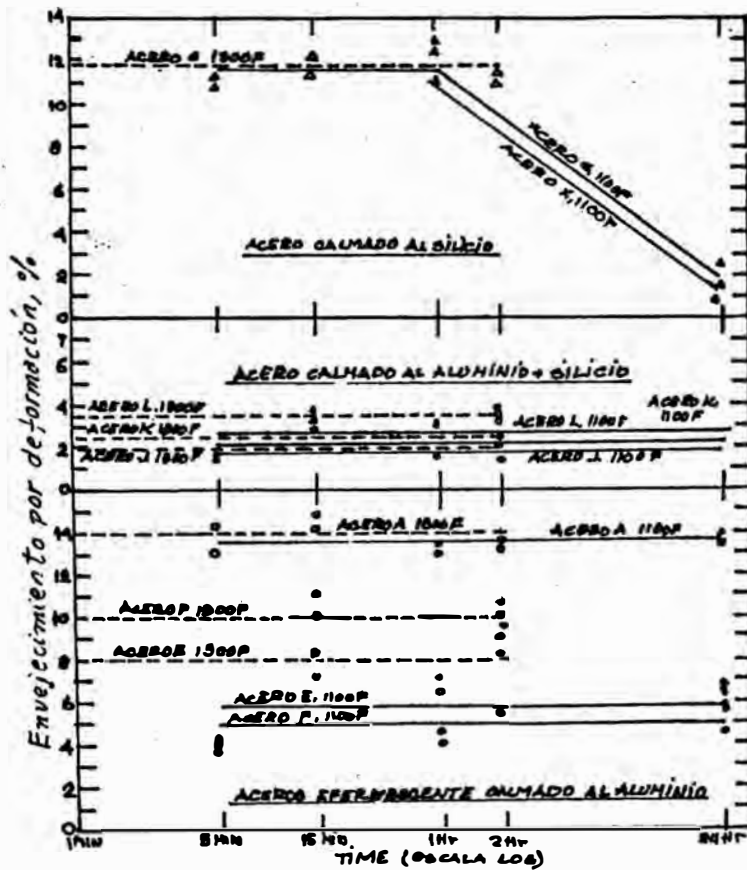
Fig. 76 (41)





Efecto del tiempo a 1100°F y 1300°F en el envejecimiento por deformación subsiguiente, austenizado a 2250°F.

Fig. 81 (22)



Efecto del tiempo a 1100°F y 1300°F en el envejecimiento por deformación subsiguiente, austenizado a 1600°F.

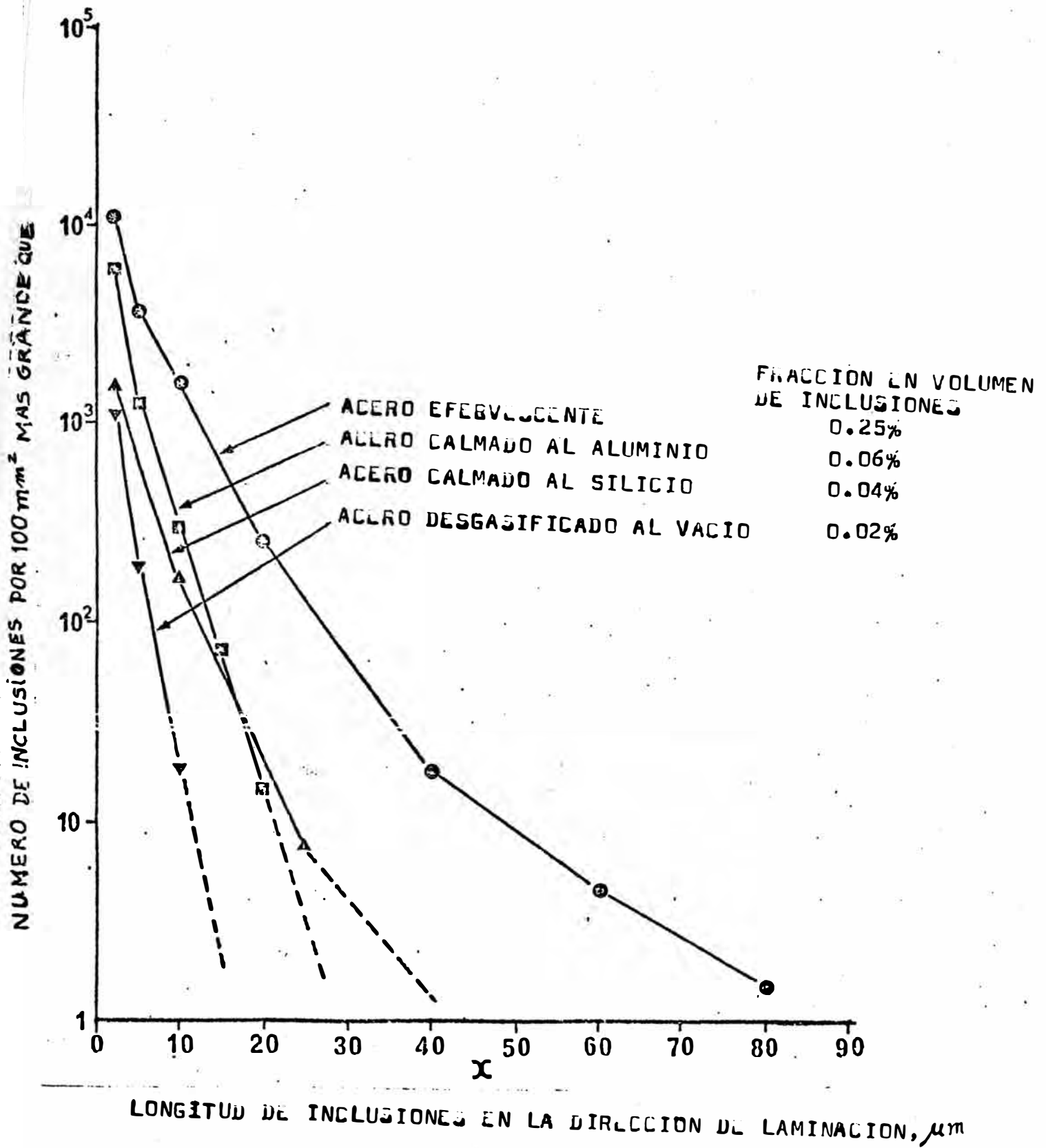


Fig. 82.- Gráfico de frecuencia/distribución de tamaños para que se originan en el Convertidor de Oxígeno Básico. (69)

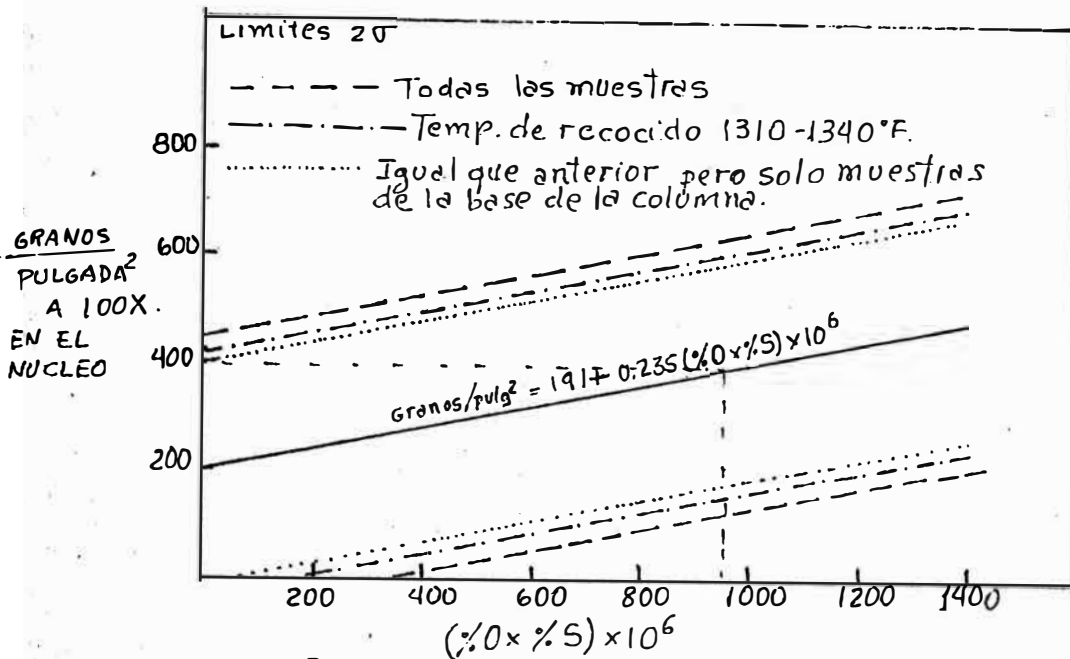


Fig. 83 tamaño de grano en el núcleo vs. $(\%O \times \%S) \times 10^6$ (53)

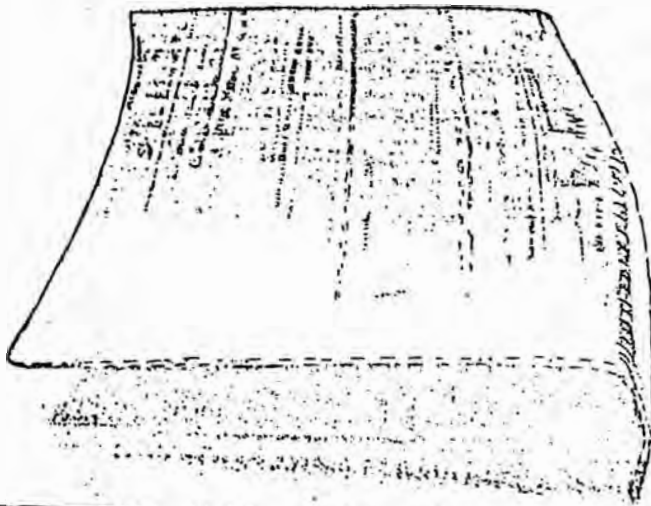


Fig. 84.- Panel de vehículo luego de esmerilar para mostrar líneas fantasma (98)

Fig. 85.- frecuencia de líneas fantasma vs. altura y nº de lingote (98)

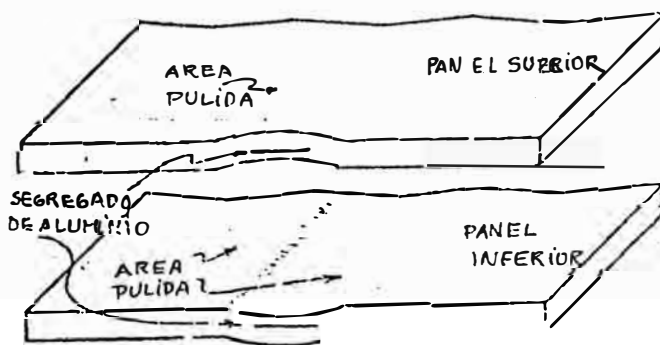
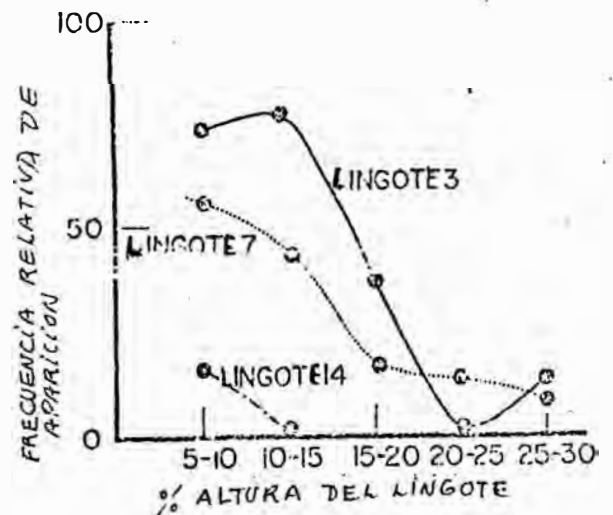
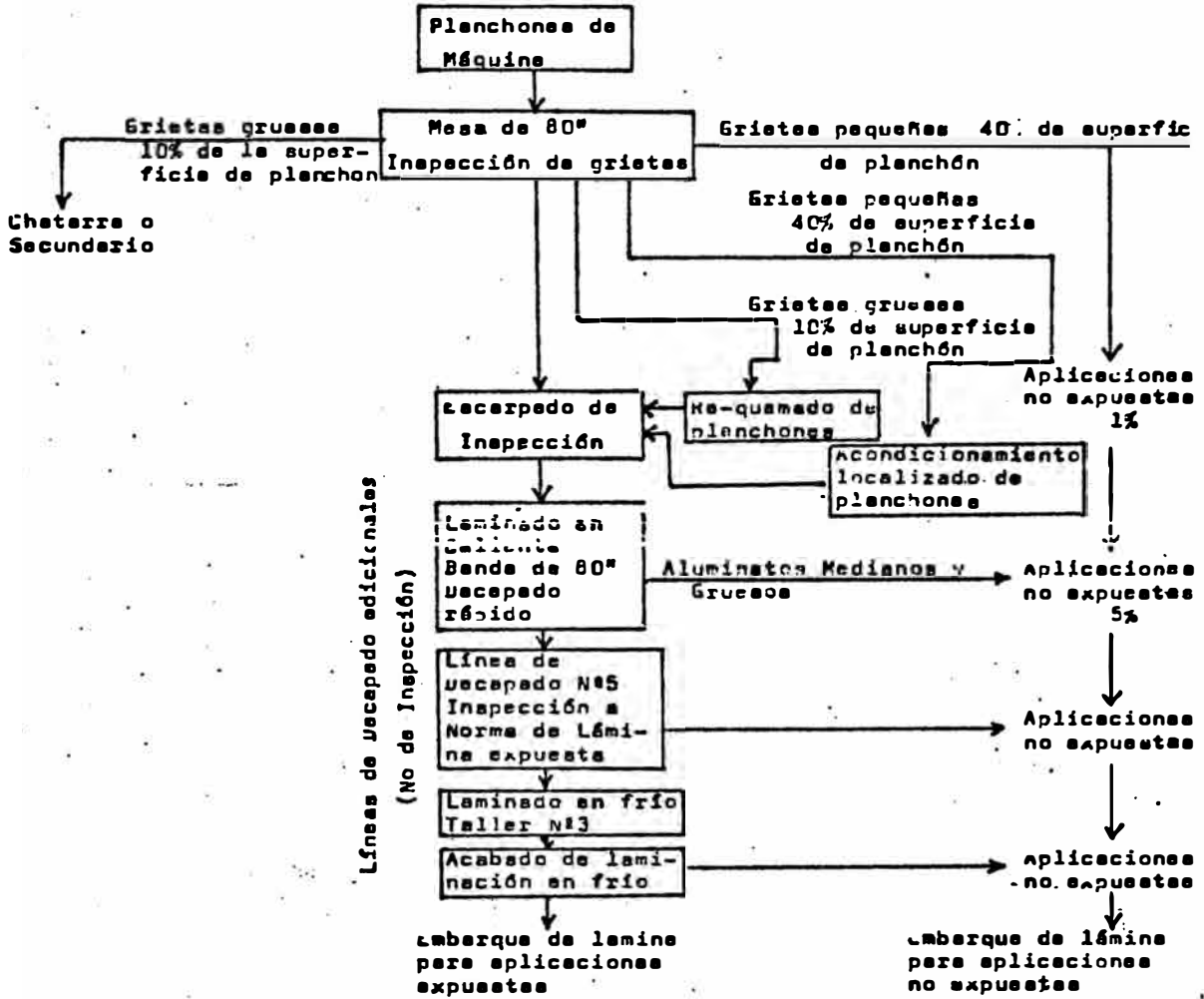


Fig. 86.- Posición de las bandas de material segregado relativa a la distorsión de la superficie.

Fig. 87 (91)

DIAGRAMA DE FLUJO DE PROCESO Y INSPECCION
PARA ACERO DE CLASDA CONTINUA



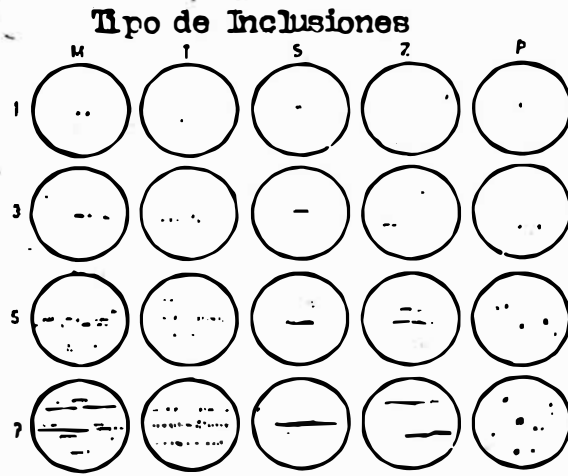
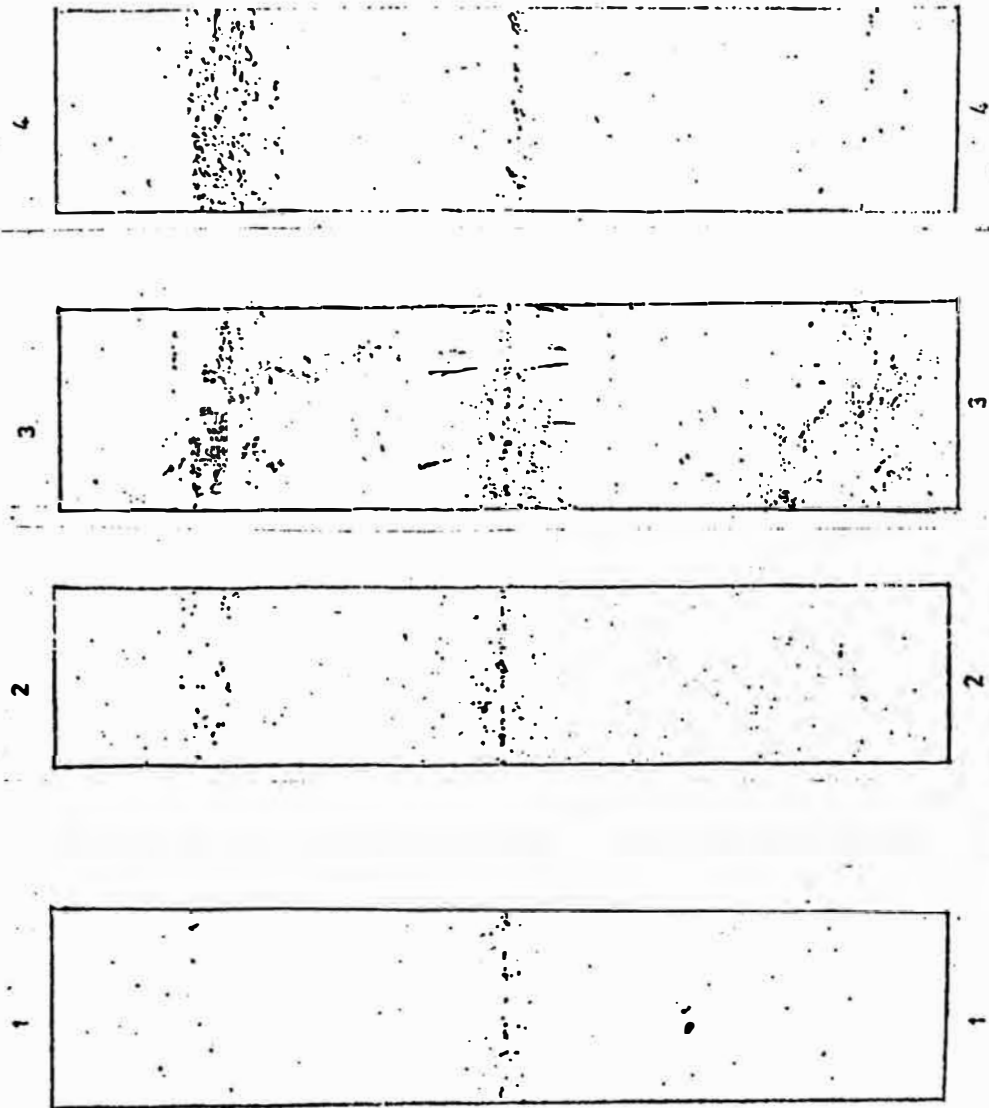


Fig. 88 (77)

**Clasificación de Inclusiones
No Metálicas de acuerdo a la
Stahleisen Prüfblatt 1570/61**

**Fig. 89.- Cartilla calificadora para impresiones
de azufre en la zona intermedia (88)**



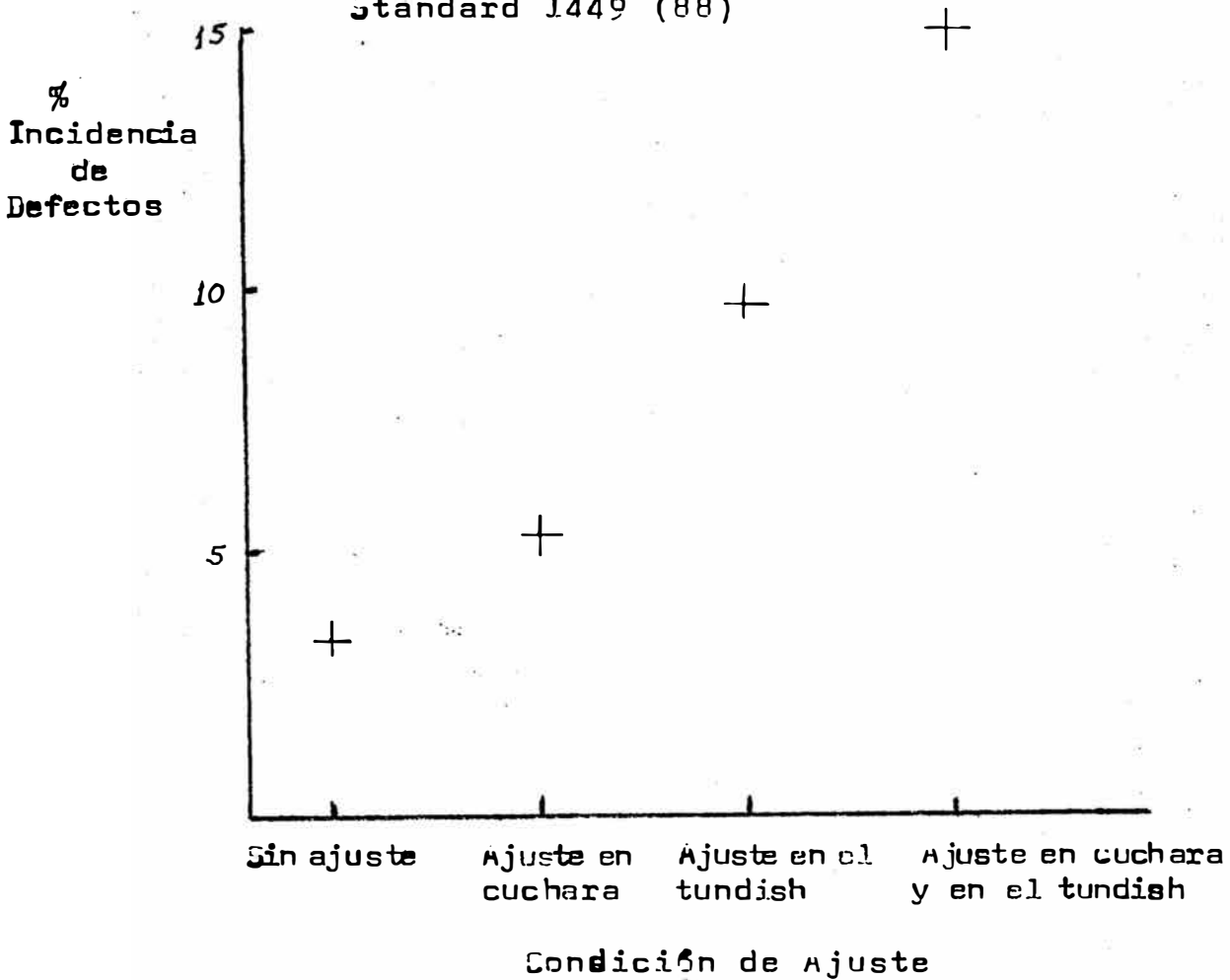
Severidad de Bandas de Inclusiones

**Lado Cóncavo
Zona 30-50 mm**

Centro

**Lado Convexo
Zona 30-50 mm**

Fig. 90 Efecto de las condiciones de ajuste del % de aluminio en la incidencia de laminaciones de superficie. Acero de colada continua calmado al aluminio de carbono bajo según British Standard 1449 (88)



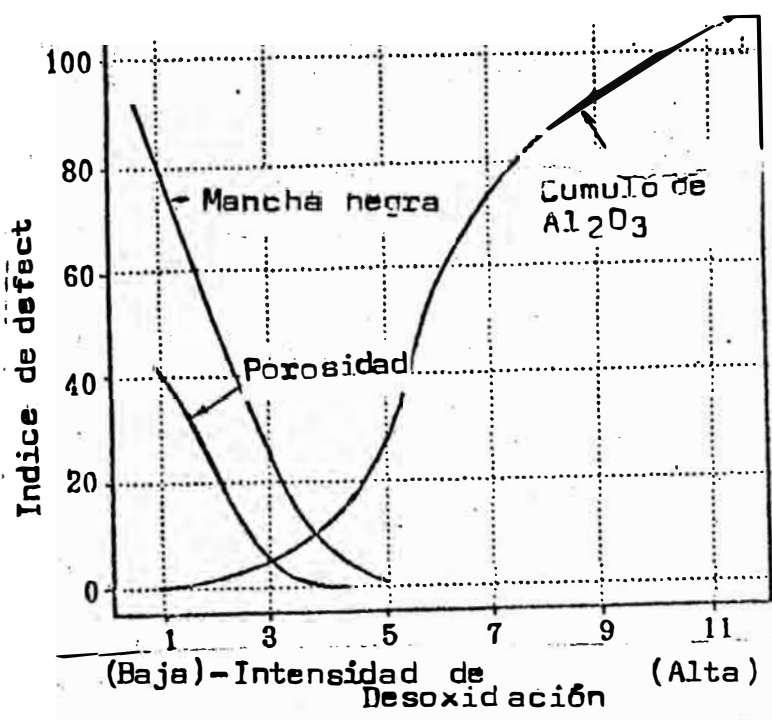


Fig. 91 Influencia de la intensidad de desoxidación en la aparición y tipo de defecto.

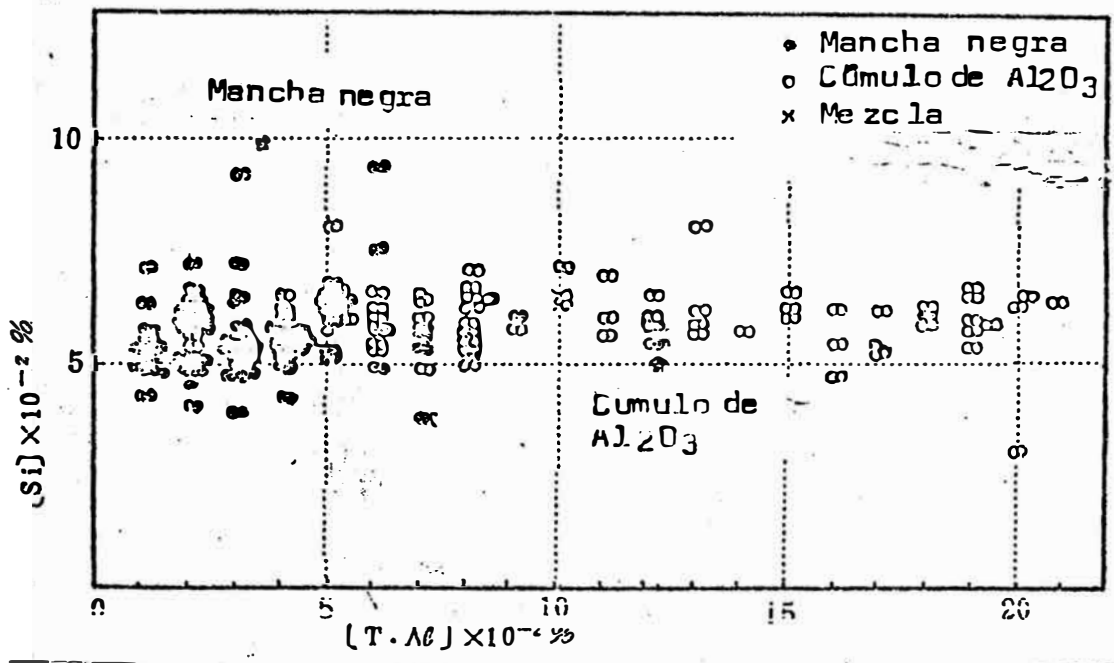


Fig. 92 (39) Aparición de defectos según el tipo de desoxidación.

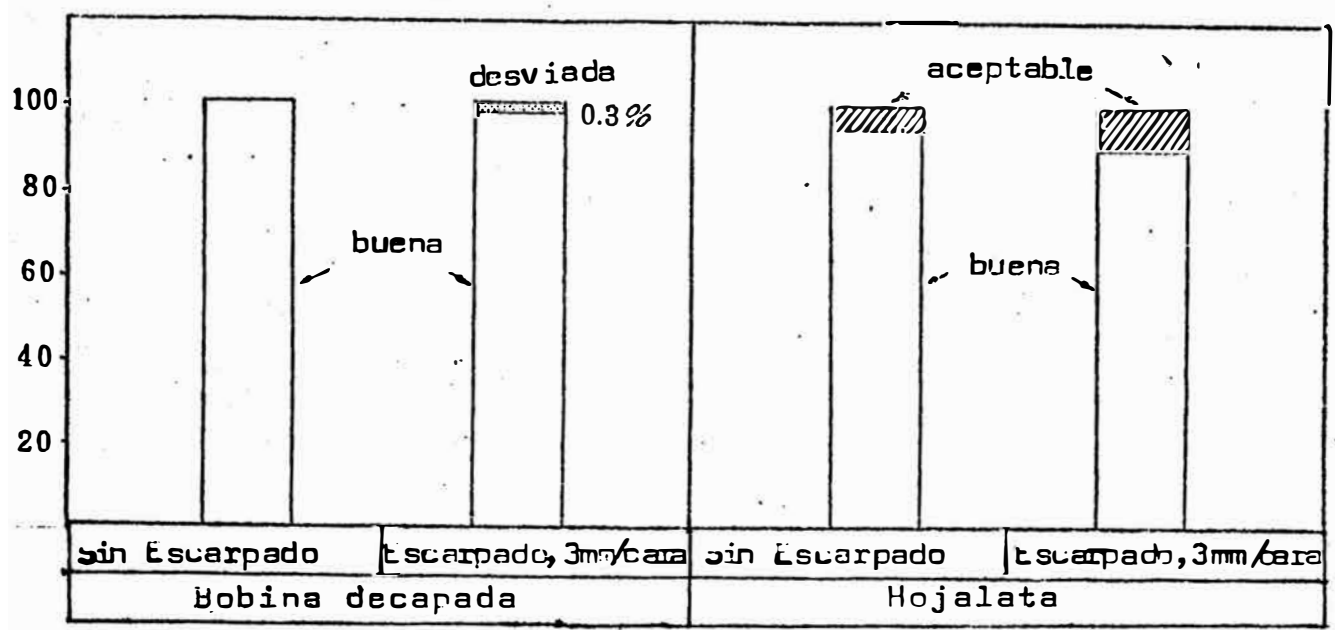
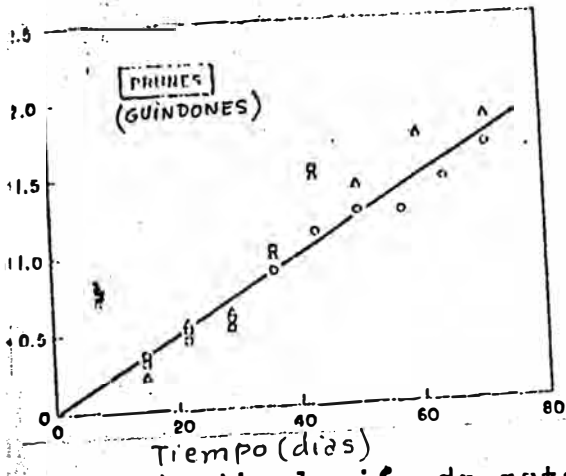
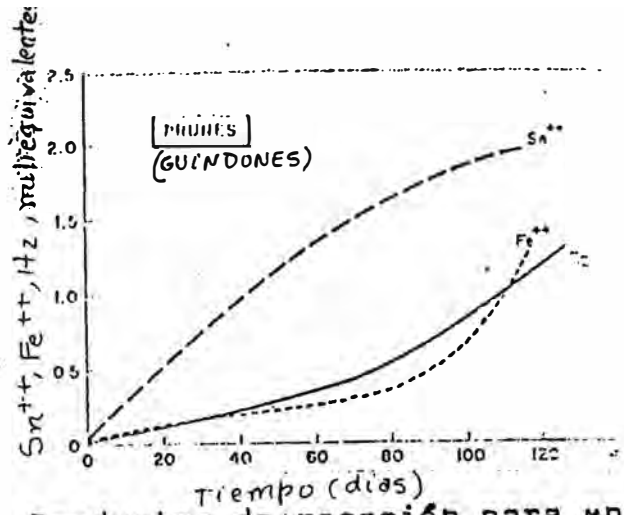


Fig. 93 Influencia del escarpado en la calidad (39)



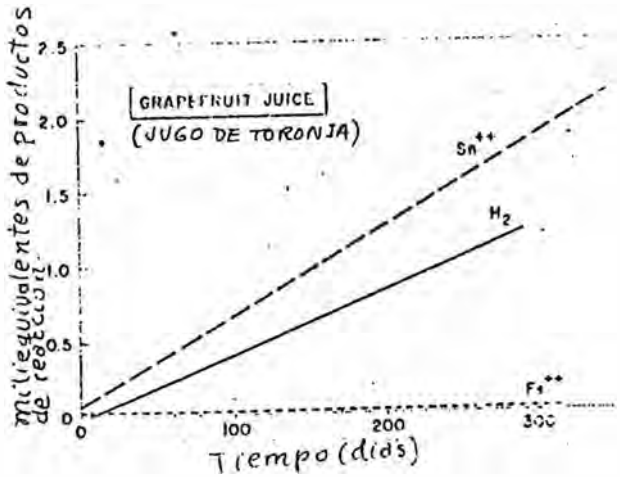
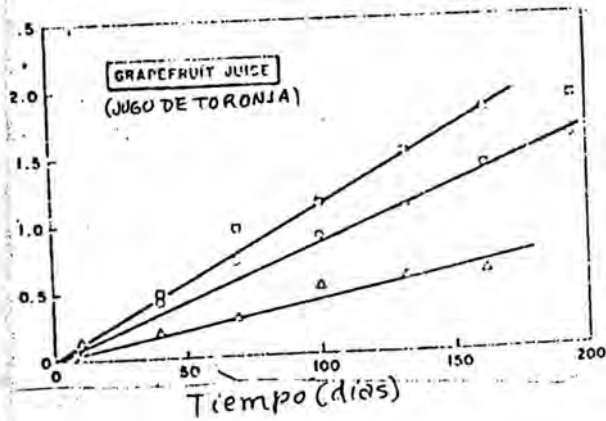
Curvas de disolución de estaño para varios envases de hojalata

Fig. 94 (16)



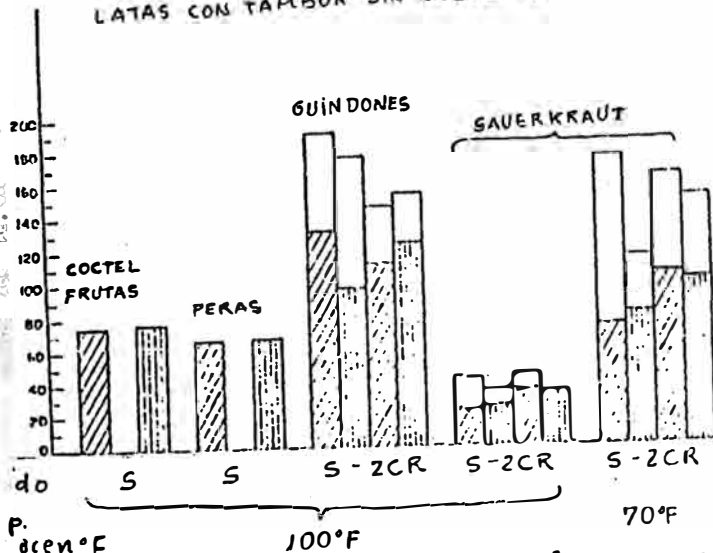
Productos de reacción para envases de hojalata

Fig. 95 (16)

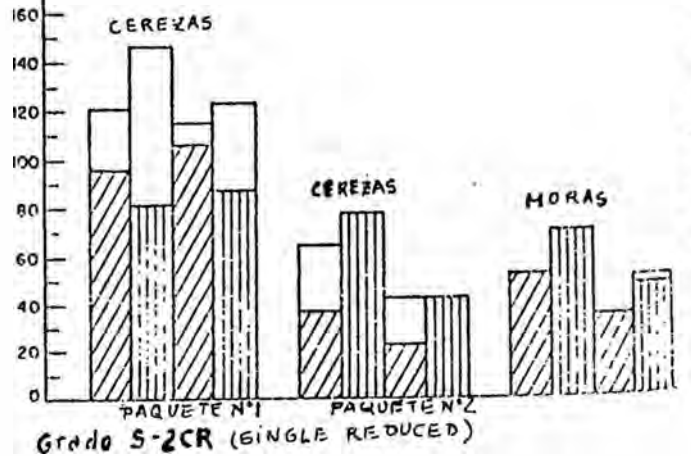


- Acero de colada continua
- ▨ Acero de lingotes
- ▩ Índice de vida del paquete

LATAS CON TAMBOR SIN LAQUEAR.



LATAS LAQUEADAS CON COSTURA LATERAL ALMACENADAS A 100°F



Vida media de paquete, semanas

96 (103) Resistencia a la corrosión de hojalata con capa gruesa de estaño

Fig. 97 (103) Idem fig. 96

Figura 98

Inyección de argón a través de la barra-tapón.

