

**REVISIÓN DEL PROCESO SIDERÚRGICO DE COLADA
CONTINUA MEDIANTE SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA. SISTEMA
DE DOS CILINDROS DE COLADA CONFORMACIÓN**

**REVIEW OF THE STRIP CASTING TECHNOLOGY BY TWIN
ROLL METHOD**

**Autor: Ignacio Ibarrondo Martínez-Iturralde
Dr. Ing. Ind.**

30.Octubre. 2008

Autor:

Ignacio Ibarrondo Martínez-Iturralde

Dr. Ing. Ind.

Mailing Address:

Ignacio Ibarrondo Dr.

C/ Javier Barcaiztegui 21 - 5.B

20010- San Sebastián

SPAIN

E- Mail: labuigss@telefonica.net

Autor: Ignacio Ibarrondo Martínez Iturralde

Editor: Ignacio Ibarrondo Martínez Iturralde

ISBN : 978-84-612-9489-3

Depósito legal: SS-138-2009

© Marzo 2009. Queda prohibida la reproducción total ó parcial de esta obra, por cualquier medio, sin la autorización expresa y escrita del autor.

Los Derechos de Propiedad Intelectual y Copyright de las figuras y tablas, continúan perteneciendo a los autores, institutos y empresas, así como a las revistas y editoriales que se citan en cada una de ellas.

Agradecimientos:

El autor desea expresar su agradecimiento a los consorcios empresas e institutos, así como a las editoriales y revistas, que han concedido su autorización para la reproducción de las figuras y tablas que figuran en el texto.

Consortios, Empresas e Institutos: Castrip, Eurostrip, Association for Iron & Steel technology (AIST), Nippon Steel Corporation, The Iron and Steel Institute of Japan.

Editoriales y Revistas: Elsevier, Springer, Canadian Metall. Quarterly, Stahl und Eisen, Steel Times International, Revue de Metallurgie.

A todos ellos mi agradecimiento.

INTRODUCCION

El propósito del presente trabajo es ofrecer un esquema de base sobre la operación de colada continua por solidificación rápida mediante el sistema de doble rueda.

En el desarrollo del mismo se ha atendido a una doble finalidad, ya que si por una parte puede servir como soporte didáctico a los estudiantes de ingeniería, por otra, pueden ser de utilidad a los profesionales que se inician en esta nueva tecnología.

A continuación se expone un breve resumen sobre los principales aspectos desarrollados en el presente trabajo:

Resumen

A la vista de la evolución del mercado siderúrgico mundial, se hace evidente que las instalaciones siderúrgicas deberán desarrollar nuevos procesos siderúrgicos, capaces de producir productos de alta calidad y valor añadido, con menores inversiones de capital, ahorro energético y disminución de emisiones contaminantes. Dentro de este contexto, la tecnología de colada continua por solidificación rápida mediante dos cilindros, se presenta como una de las más interesantes a investigar.

En el presente trabajo se realiza una descripción general del proceso de colada continua mediante solidificación rápida así como

de sus diferentes etapas; alimentación del sistema y colada, proceso solidificación, etapa de laminación en caliente etc.

Se describe, asimismo, mediante modelos matemáticos y físicos, la influencia que sobre la microestructura, textura, calidad superficial y propiedades mecánicas de los materiales, ejercen los parámetros del proceso de fabricación, con especial mención a la influencia de la rugosidad de los cilindros de colada conformación en el proceso de solidificación.

La fabricación de aceros al carbono, inoxidable y chapa magnética puede alcanzarse con inversiones específicas de capital, consumo energético, y emisión de agentes contaminantes muy inferiores a los procesos convencionales.

Teniendo en consideración todo esto es posible afirmar que este nuevo proceso siderúrgico está llamado a desempeñar un papel importante dentro de los procesos siderúrgicos del siglo XXI.

Palabras Clave

Fabricación del acero, colada continua, solidificación rápida, aceros al carbono, inoxidable y magnéticos.

Abstract (The book in spanish language):

In order to compete in the future steel market and to maintain market share, the steelmakers will need to use new efficient

technologies capable of supplying steel strip products of high quality at low cost. In this way, the strip casting technology by twin roll method is one of the most important research area in the iron and steel industry today.

This review makes a general description of the strip casting technology as well as its different steps, such us; metal delivery and casting, solidification process, hot rolling reduction step, etc...

Through mathematical and physical models, the influence on microstructure, texture, surface quality and mechanical properties of the materials obtained by this method are described as a function of processing parameters, specially the roughness of the rolls.

The manufacturing of carbon, stainless and electrical steels involves smaller capital and operating cost, lower gas emissions, and an opportunity to create new grades due to a faster solidification rate that leads to a different solidification structures.

In sight of all this it is likely that Strip Casting technology will make a profound impact on the manufacturing landscape of the 21st century.

Keywords

Steelmaking, continuous casting, micromills, strip casting technology, carbon stainless and electrical steels.

Indice

Página

1.- INTRODUCCIÓN AL ESTUDIO DE LA COLADA CONTINUA MEDIANTE SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA.....	1
1.1.- Introducción.....	1
1.2.- Desarrollo histórico del proceso de colada continua.....	6
2.- DESCRIPCIÓN GENERAL DE LA INSTALACIÓN.....	20
3.- ESTUDIO FÍSICO - QUÍMICO Y METALÚRGICO DE LAS DISTINTAS ETAPAS DEL PROCESO SIDERÚRGICO DE COLADA CONTINUA MEDIANTE SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA.....	25
3.1 - Etapa de alimentación.....	25
3.2 - Etapa de colada.....	39
3.2.1 - Aspectos físico - químicos y metalúrgicos....	39
3.2.2 - Aspectos termomecánicos y de conformación....	54
3.2.3 - Calidad y defectos generados en el transcurso del proceso de colada.....	59
3.3.- Etapa de solidificación.....	63
3.3.1 - Estudio del proceso de solidificación en base a modelización matemática.....	63
3.3.2 - Incidencia de los cilindros de colada conformación en los procesos de transmisión de calor, solidificación, y calidad de la banda.....	69
3.3.2.1 - Incidencia de los cilindros de colada en el	

proceso de transmisión de calor y solidificación a través de la rugosidad de los mismos.....	71
3.3.2.2 - Calidad superficial de la banda y procesos de agrietamiento del material en el transcurso de la etapa de solidificación.....	106
3.3.2.3 - Proceso de desgaste y deformación de los cilindros en el transcurso del proceso de solidificación y conformación de la banda.....	134
3.4.- Etapa de conformación de la banda.....	151
3.5.- Etapa de laminación en caliente y bobinado....	161
4.- DESARROLLO DEL PROCESO A NIVEL INDUSTRIAL.....	170
4.1- Desarrollo en I+D e instalaciones piloto.....	170
4.2- Desarrollo industrial del proceso.....	176
5.- MATERIALES SUSCEPTIBLES DE SER OBTENIDOS POR ESTE PROCEDIMIENTO.....	196
5.1.- Aceros inoxidables.....	198
5.2.- Aceros al carbono	214
5.3- Chapa magnética.....	249
5.4.-Otros materiales obtenidos por este procedimiento.....	273

6.- COMPARACION CON LAS TECNOLOGÍAS CONVENCIONALES EN LOS ASPECTOS ECONÓMICOS, ENERGÉTICOS Y MEDIOAMBIENTALES.....	276
6.1.- Estudio de los costes económicos y proceso de implantación.....	276
6.1.1.- Estudio de los costes económicos.....	276
6.1.2.- Estudio del proceso de implantación.....	286
6.2.- Ahorro energético e impacto medioambiental.....	292
7.- PREVISIONES EN EL DESARROLLO FUTURO DE ESTA NUEVA TECNOLOGÍA.....	297
BIBLIOGRAFIA.....	304

1.- INTRODUCCIÓN AL ESTUDIO DE LA COLADA CONTINUA MEDIANTE SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA.

1.1.- Introducción

La industria siderúrgica mundial esta siendo sometida, en los últimos años, a una transformación radical, proceso éste que ha de verse acrecentado en las próximas décadas^[1-5]. En efecto, el proceso de globalización y transformación del mercado; con mayores exigencias de calidad, mucho más flexible y en constante evolución, debido a la aparición de nuevos e importantes países productores. La competencia de otros materiales como los plásticos, cerámicos y composites, así como la obligación de disminuir el consumo energético y las emisiones contaminantes, derivado esto último del protocolo de Kyoto, están haciendo desaparecer las reglas convencionales ó clásicas de competitividad y de mercado a las que estábamos acostumbrados.

Por ejemplo, si consideramos los valores de la producción de acero^[6], en el año 2007 y hasta el mes de octubre, encontramos cifras de producción Europeas superiores a 146 (U.E 15) y 175 (U.E 25) millones de toneladas, mientras que la producción total de todo el Norte de América alcanza los 110 millones de toneladas. Al mismo tiempo la producción de China, Japón e India superan en este periodo los 408, 99 y 43 millones de toneladas respectivamente.

Este proceso de globalización está alterando el centro de gravedad de la producción y consumo de acero de Europa y los Estados Unidos hacia Asia, con las repercusiones de todo orden que ello pueda conllevar.

Por todo ello, recientemente, la industria del acero más desarrollada está modificando parcial y progresivamente sus sistemas de producción. Ello se realiza transformando, paulatinamente, las instalaciones propias de una siderurgia integral convencional a nuevas instalaciones con productividades más altas y con menores costes de inversión explotación y mantenimiento, menor consumo energético y disminución en la emisión de agentes contaminantes, todo ello mediante la aplicación de las nuevas tecnologías a la industria siderúrgica.

En el trabajo^[3] se describe de forma detallada toda la evolución del sector del acero en Europa occidental, tanto desde el punto de vista técnico como económico así como en lo relativo al trabajo desarrollado en I+D+i, desde 1950 hasta nuestros días al objeto de adaptarse a los retos tecnológicos que acabo de mencionar. Asimismo se señala la necesidad de crear una red tecnológica europea que englobe las industrias siderúrgicas, los centros de investigación, ya sean públicos o concertados, y las universidades.

En este contexto el proceso tecnología de colada continua mediante solidificación rápida con dos cilindros de colada conformación, Strip Casting Technology (SCT), del que nos

ocuparemos en el presente trabajo, puede estar llamado a jugar un papel importante dentro de este nuevo horizonte que se abre ante la industria siderúrgica.

En dicho proceso, un esquema del cual puede verse en la figura 1 ^[7] y que estudiaremos posteriormente con todo detalle, el metal líquido es introducido en un molde ó vertedero constituido por unos cierres laterales y un par de cilindros refrigerados girando a altas revoluciones. De esta forma el material solidifica de forma rápida y en espesores bajos (1-5mm), siendo necesarios por tanto sólo unos pocos segundos para convertir el acero líquido en una banda cuyas dimensiones son similares a la banda laminada en caliente. En este supuesto, todos los procesos intermedios de tratamiento térmico y de recalentamiento del acero quedan suprimidos, reduciéndose el proceso de laminación en caliente a una sola pasada en continuo en la misma línea de producción, todo lo cual conlleva una enorme simplificación del proceso productivo.

Como vemos, este proceso de colada continua mediante solidificación rápida equivale a los proceso de colada y laminación en caliente, por tanto este proceso integra todo lo referente a la colada en una acería convencional y a un proceso de laminación en caliente de una planta siderúrgica convencional.

Por todo ello, la tecnología de solidificación mediante colada continua por enfriamiento rápido, constituye actualmente un concepto completamente nuevo y la más reciente innovación dentro del campo de la colada continua, ya que no se trata, como en el

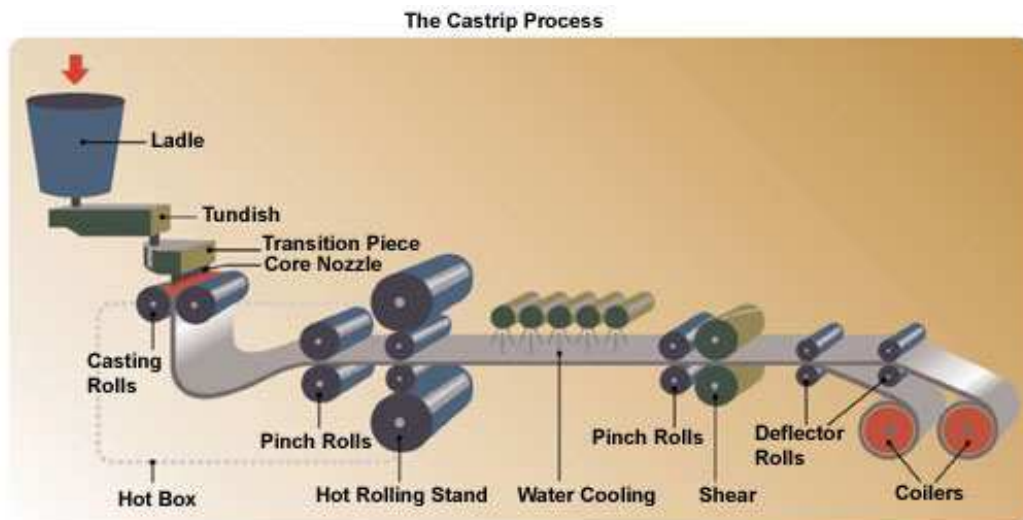


Figura nº1. Esquema completo de una instalación de colada continua mediante solidificación rápida.(Castrip[®] Process).

General view of the Strip Casting Technology mill (Castrip[®] Process, Ref nº 7 Castrip Courtesy).

caso de las minimills, de una colada continua convencional directamente integrada con un proceso de laminación en caliente a través de una etapa de recalentamiento de los slabs, sino que varía sustancialmente el proceso de colada en sí mismo, el cual se transforma en un proceso de solidificación rápida mediante el empleo de rodillos girando a altas revoluciones. De esta forma puede obtenerse; una drástica reducción en inversión de capital, costes de explotación y mantenimiento, espacio de implantación requerido, ahorro de energía y emisión de agentes contaminantes, todo ello junto a una disminución en el tiempo de respuesta a las demandas de los clientes y la consiguiente disminución en los stocks intermedios.

Si a ello añadimos la posibilidad de obtener distintos grados de acero partiendo de la misma composición química, como función de los distintos ratios de enfriamiento, veremos la importancia de estudiar este nuevo proceso siderúrgico, considerado como la más reciente innovación, no sólo en el campo de la de la colada continua, sino dentro del conjunto de los procesos siderúrgicos emergentes, por la implantación en el mismo, a gran escala y de manera decisiva, de las nuevas tecnologías de automatización y control de procesos.

Por todo ello, la revisión y estudio de los diversos aspectos de este nuevo proceso siderúrgico constituye el objetivo del presente trabajo.

1.2.- Desarrollo histórico del proceso de colada continua

Veamos seguidamente, de forma breve, el desarrollo histórico de la tecnología de la colada y su evolución hasta llegar al desarrollo de la colada continua mediante solidificación rápida.

Este desarrollo puede sintetizarse en tres etapas:

La primera previa a 1950. En efecto con anterioridad a 1950 todo el acero líquido era colado en lingoteras. Después de su enfriamiento estos lingotes eran recalentados y procesados mediante pasadas sucesivas hasta un tamaño de productos semiacabados tales como blooms, slabs, etc....

La segunda etapa corresponde a la introducción y desarrollo de la colada continua convencional (1940-1975)

Ya desde 1940 comenzaron los trabajos de investigación y desarrollo para la puesta a punto de lo que hoy consideramos como colada continua convencional, usando para ello un molde o máquina de colar estacionaria para la colada continua. Esta tecnología fue aplicada previamente y en primer término para las aleaciones tipo bronce en 1937.

En 1952 Manessman instaló la primera colada continua convencional para el acero. Durante numerosos años la colada continua estuvo centrada o confinada fundamentalmente en pequeñas plantas o instalaciones debido a sus limitaciones técnicas. Solamente desde 1970 en adelante la colada continua comenzó a extenderse y utilizarse de forma masiva en plantas siderúrgicas

integrales^[8,9]. De esta forma y mediante la colada continua ha sido posible colar productos semiacabados de forma directa, procesándose actualmente, mediante colada continua, un 90% de la producción mundial del acero mientras que en 1970 sólo cubría el 4% de dicha producción, tal como puede verse en la figura 1 del trabajo precitado^[8 pp.1].

En efecto, la tecnología de colada continua ha permitido solidificar el acero directamente a los tamaños de estos productos semiacabados, de forma que el proceso en continuo sustituyó al tradicional proceso de colada en lingotera y posterior tratamiento de los lingotes. Esto permitió un considerable ahorro energético, de inversión y aumentos de productividad y calidad en toda esta fase del proceso de cabecera previo a la laminación en caliente.

La tercera etapa es una consecuencia lógica de la mejora continua en los apartados que acabo de citar, especialmente si tenemos en cuenta el incremento de los costes energéticos a partir de los años setenta, desarrollándose, a mediados de la década de los ochenta, los procesos siderúrgicos de colada que, con inversiones de capital más pequeñas y procesos de fabricación más flexibles, tratan de alcanzar las dimensiones lo más próximas posibles a las dimensiones del producto final (near-net-shape casting).

Fruto de ello son las minimills basadas en el principio de la tecnología de colada continua integrada junto con la laminación en caliente en una planta compacta de fabricación continua de acero(

Continuous Steel Production CSP e Integrated Strip production ISP), lo cual ha permitido; reducir considerablemente el espesor de los slabs (thin slab casting), el empleo más racional de las materias primas, así como un considerable ahorro energético y disminución de costos de inversión y explotación, satisfaciendo simultáneamente, en el menor tiempo posible, las exigencias del cliente.

En el momento actual la bibliografía sobre la producción en continuo de slabs de bajo espesor es muy extensa, una buena revisión general de los procesos de colada continua a espesores próximos al del producto acabado (near net shape casting) puede verse en los trabajos^[10-13], asimismo una descripción detallada de las distintas razones del desarrollo creciente de las minimills^[14,15], así como su implantación en países como España^[16] y Japón^[17] pueden encontrarse en los trabajos citados.

El primer elemento, ó la cabecera del proceso por describirlo mejor, consiste normalmente en un horno eléctrico que utiliza chatarra, ó en el caso de que exista suficiente cantidad de gas natural y mineral adecuado se puede pensar en un proceso en cabecera mediante reducción directa^[18-21]. Los subsiguientes procesos de colada y laminación están integrados en una sola planta, en la que los slabs obtenidos son procesados seguidamente en un horno de recalentamiento que alimenta de forma continua al tren de laminación en caliente. De esta manera los tiempos de producción se minimizan de una forma muy considerable.

Los buenos resultados obtenidos han permitido la rápida comercialización de este nuevo proceso siderúrgico, permitiendo su implantación con un éxito muy notable; ya sea a como nueva instalación o como ampliación de las instalaciones ya preexistentes.

De esta forma es posible afirmar que las minimills están revolucionando el panorama de la industria siderúrgica mundial. Su futuro vendrá dado en función de sus costes de inversión, explotación y mantenimiento, así como de los segmentos del mercado en los cuales sean capaces de competir con la siderúrgicas integrales en condiciones económicamente ventajosas.

El reto real para el futuro es saber si la filosofía de mercado que subyace en la implantación de las minimills será capaz de soportar la gran complejidad del mercado mundial del acero, donde día a día las relaciones entre los consumidores y productores es más importante, tanto por los nuevos avances tecnológicos de todo orden como por la versatilidad y competitividad del mercado. En este orden de cosas, es importante saber que la siderúrgicas integrales están incorporando líneas de colada continua con slabs de bajo espesor en sus programas de desarrollo y nuevos equipamientos, utilizando estas líneas como complemento a las instalaciones clásicas.

Continuando en este proceso de desarrollo, el proceso de colada continua mediante solidificación rápida es la lógica evolución en la filosofía que condujo al desarrollo del proceso de

colada de slabs de bajo espesor a dimensiones próximas al producto acabado (near net shape casting), sin embargo la tecnología que sustenta su desarrollo supone una auténtica revolución tecnológica.

Emplearemos, por tanto, el término genérico de solidificación rápida (Strip Casting Technology, SCT) para diferenciar este proceso de los otros procesos de colada continua de los cuales hemos hablado anteriormente y a los cuales designaremos como colada en lingotera (ingot casting), colada continua convencional (conventional continuous casting), colada continua de bajo espesor (thin slab casting) empleada fundamentalmente en las minimills, para llegar finalmente al proceso de colada mediante solidificación rápida (SCT).

Esta diferenciación tiene su fundamento en el espesor del material al final del proceso. Así el proceso de colada continua convencional produce slabs cuyo espesor está comprendido entre 200 y 300 mm. El proceso de colada de slabs de bajo espesor (CSP) es similar al proceso de colada continua convencional con la diferencia de que puede producir slabs comprendidos entre 50 a 75 mm de espesor, lo cual disminuye la carga de el proceso de laminación en caliente, haciendo posible que los slabs sean laminados en caliente de forma continua a través de uno horno de recalentamiento para producir la bobina laminada en caliente.

Sin embargo el proceso de colada continua mediante solidificación rápida es un concepto completamente nuevo comparado

con los anteriores, ya que no produce slabs sino que directamente se obtienen bobinas cuyo espesor oscila entre 1 a 6 mm. Este proceso tiene lugar mediante la alimentación directa del acero líquido entre dos rodillos de colada conformación con las consiguientes ventajas, que ya hemos señalado anteriormente.

Un resumen gráfico de todo lo que acabamos de señalar puede verse en las figuras 2^[22] y 3^[7].

Veamos seguidamente, de forma breve, el desarrollo histórico de este nuevo proceso siderúrgico.

La idea de emplear un par de rodillos a modo de cilindros de laminación para efectuar la colada continua de forma directa desde el estado líquido, sin ningún recalentamiento intermedio, fue ya propuesta por Sir Henry Bessemer^[23]. El cual, y con respecto a la tecnología de colada continua, describió un equipo consistente en un par de rodillos para la obtención de láminas delgadas de hojalata. Después de estos experimentos e impresionado por la importancia de este sistema lo patentó en 1857....."Bessemer notó que había serias dificultades en la alimentación del dispositivo y en relación con el mantenimiento de las dimensiones y propiedades de la chapa colada...".

En la figura 4 se muestra un esquema del proceso ideado por Bessemer.

Posteriormente se realizaron algunos ensayos, llevados a cabo, en 1890, por la American Edwin Norton^[24], quienes intentaron producir chapa de acero con espesores comprendidos entre 3 y 5 mm

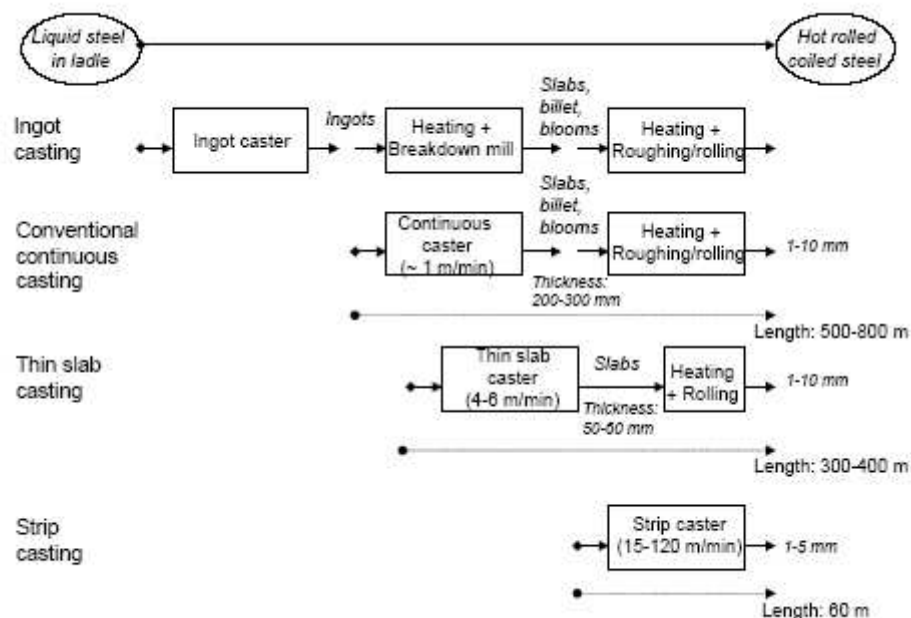


Figura nº 2. Desarrollo tecnológico de las etapas colada y laminación en la producción de acero: colada en lingotera, colada continua convencional, colada en slabs de bajo espesor, y finalmente colada continua mediante solidificación rápida (SCT).
Technological development in the casting and rolling stages: ingot casting, conventional continuous casting, thin slab casting and strip casting technology.

(Ref. nº 22, fig. 1, pp.132)

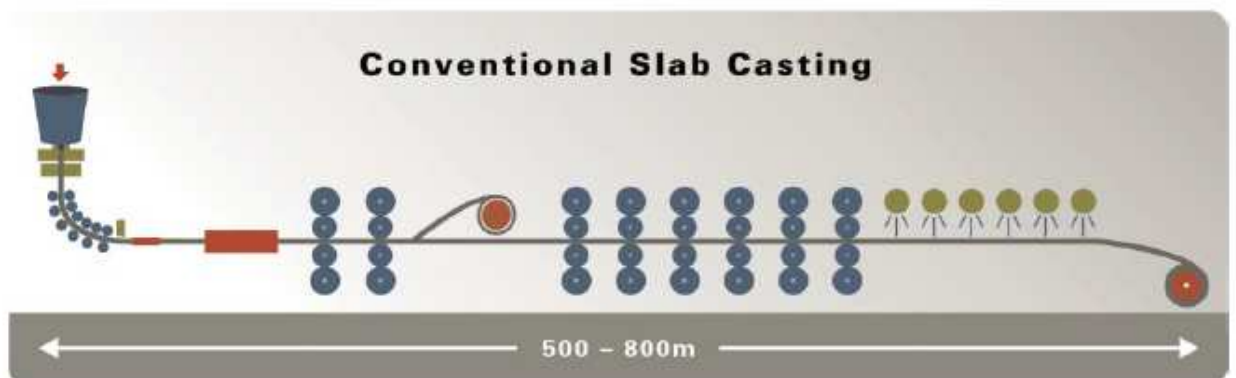
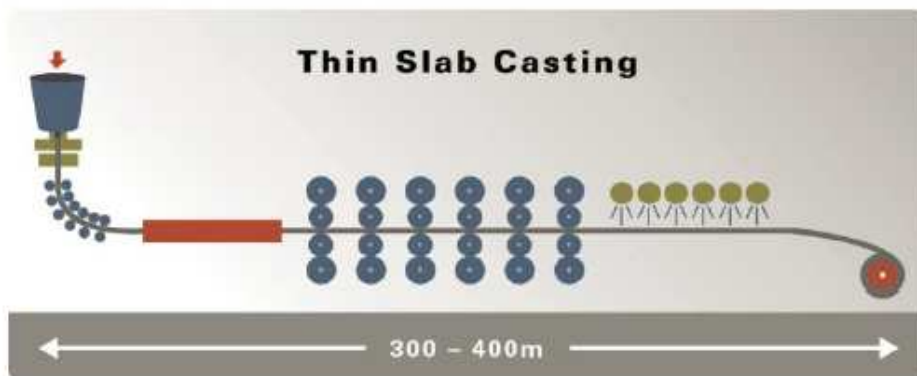
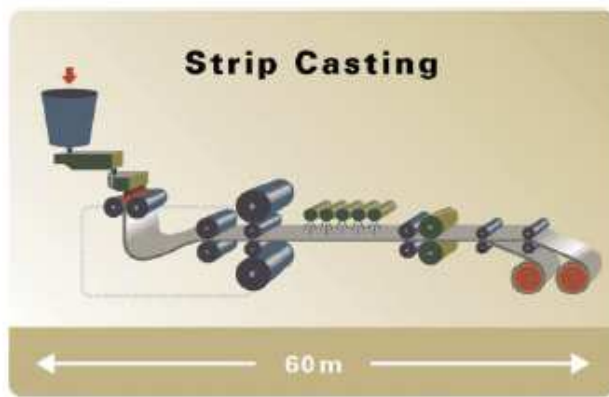


Figura nº 3. Vista esquemática de los proceso de colada continua convencional, colada de slabs de bajo espesor y proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Schematic views of the conventional processes and the strip casting process.

Ref. nº 7, Castrip

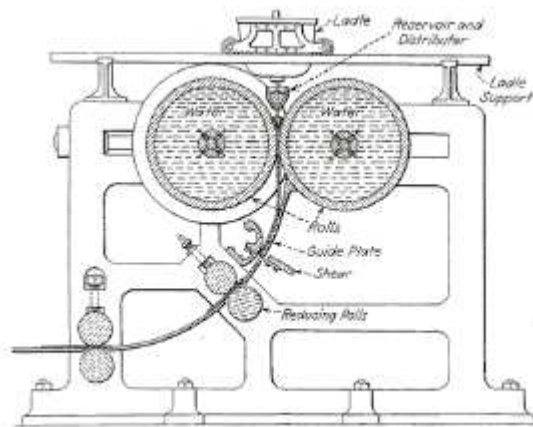


Figura nº 4. Equipo ideado por Bessemer para la colada continua.

(Ref. nº 22, fig. 2, pp.135)

en base al procedimiento patentado por Bessemer, pero finalmente desistieron de la idea al considerar que el futuro desarrollo de este proceso siderúrgico requería inversiones cuya cuantía no estaba justificada.

Posteriormente a esto no hubo hasta 1920 un nuevo intento de poner en marcha un dispositivo basado en el procedimiento ideado por Bessemer, siendo los más destacables los debidos a Hazelett, quien llegó a obtener mediante este procedimiento algunas cantidades de banda de plomo aluminio y latón, llegando también a producir y a colar algo de acero. Sin embargo los problemas de calidad en las coladas producidas, así como los referentes a los cilindros de colada les obligaron a desistir de ello.

Fundamentalmente estos problemas estaban centrados en el espesor y las propiedades del material así obtenido, pudiendo considerarse que hacia 1940 los trabajos realizados en investigación y desarrollo referentes a la colada usando un par de cilindros rotatorios pueden darse por concluidos.

Sin embargo, los estudios y experiencias realizadas llevaron a la conclusión, de que un sistema equipado con dos cintas móviles quizás sería preferible al sistema de cilindros giratorios. Tal sistema ha dado lugar a dos procedimientos siderúrgicos distintos, de los que me ocuparé seguidamente, de forma breve y descriptiva, ya que no constituyen el objetivo del presente trabajo.

El primero de ellos es conocido hoy en día como el procedimiento de colada Hazelett^[25, 26], el cual está comercializado

para colar diversas clases de metales (aluminio, cobre, zinc..), excepción hecha del acero.

El segundo de ellos, hace referencia una tecnología "intermedia" entre la solidificación rápida y los slabs de bajo espesor, para fabricar acero en espesores comprendidos entre 10 - 15mm mediante solidificación sobre una cinta continua. Esta tecnología está siendo investigada actualmente en Suecia (Proyecto MEFOS) y Alemania (Claustal University) denominándose a este proceso siderúrgico como proceso DSC ^[27,28] (Direct Strip Casting on a single belt).

Este proyecto (MEFOS) ha estado operando desde 1990, su productividad dobla prácticamente a la de los procesos convencionales y alcanza valores, actualmente, del orden de 90 a 100 toneladas por hora, obteniéndose bobinas de más de ocho toneladas de peso y en anchos de 900mm . Asimismo el proceso tienen un alto rendimiento energético y unos menores costos de inversión y explotación que la colada convencional.

Posteriormente en una planta de laminación en caliente de tres etapas el material se transformaría finalmente en una banda laminada en caliente con espesores comprendidos entre 1 y 5 mm, efectuándose todas estas operaciones para diferentes tipos de aceros.

Una exposición más completa de los trabajos efectuados en esta nueva tecnología puede verse en los trabajos efectuados por encargo de la comisión Europea^[29,30].

Refiriéndome nuevamente a la tecnología de colada continua mediante solidificación rápida con dos cilindros de colada conformación, y para entender la vuelta, a mediados de los años 80, a los estudios de investigación y desarrollo en ésta, es necesario tener en consideración dos aspectos.

El primero de ellos, como ya he señalado anteriormente, es la continuación lógica de los esfuerzos desarrollados, dentro de la línea de trabajo consistente en alcanzar las dimensiones del producto de colada lo más reducidas posibles en lo que al espesor se refiere (near net shape casting).

El segundo tiene sus raíces en la tecnología de solidificación rápida (RST) empleada en la fabricación de materiales amorfos y nanocristalinos que comenzó a emerger al principio de los años 60.

Aunque la relación entre ambas tecnologías no fue nunca directa debido fundamentalmente a la diferencia en órdenes de magnitud en cuanto a producción se refiere, así como al tipo de materiales a fabricar y ratios de enfriamiento, si puede señalarse que los fundamentos del proceso de solidificación, especialmente en lo que respecta a la transmisión de calor, guardan una cierta analogía entre ambas tecnologías.

Una revisión muy completa, hasta 1991, sobre los inicios del proceso de colada continua mediante solidificación rápida, junto con los materiales obtenidos y sus características, puede verse en el trabajo de K. Shibuya et al.^[31].

En dicho trabajo se revisa el proceso de solidificación rápida desde sus orígenes en 1960, para la obtención de cintas e hilos de materiales amorfos, mediante el empleo de una sola rueda, pasando revista a los distintos métodos de obtención de las cintas mediante este procedimiento de rueda única; planar flow cast, melt drag method etc....., así como las ventajas e inconvenientes de cada uno de ellos.

Asimismo se hace un estudio del proceso de colada continua mediante solidificación rápida (SCT), basado la tecnología de dos rodillos de colada (Twin-roll Method), y sus distintas formas de alimentación así como distintas posiciones, inclinaciones y tamaños de los cilindros de colada. Tal y como puede verse en la figura 12 pp. 665 del mencionado trabajo.

Una revisión más actualizada de la situación actual del proceso de colada continua mediante solidificación rápida, así como su descripción y comparación las con las tecnologías convencionales puede verse en los artículos^[32,33].

Asimismo en la figura 5 puede verse la perspectiva de la evolución histórica de la colada continua de slabs de bajo espesor junto a los procesos de solidificación rápida.

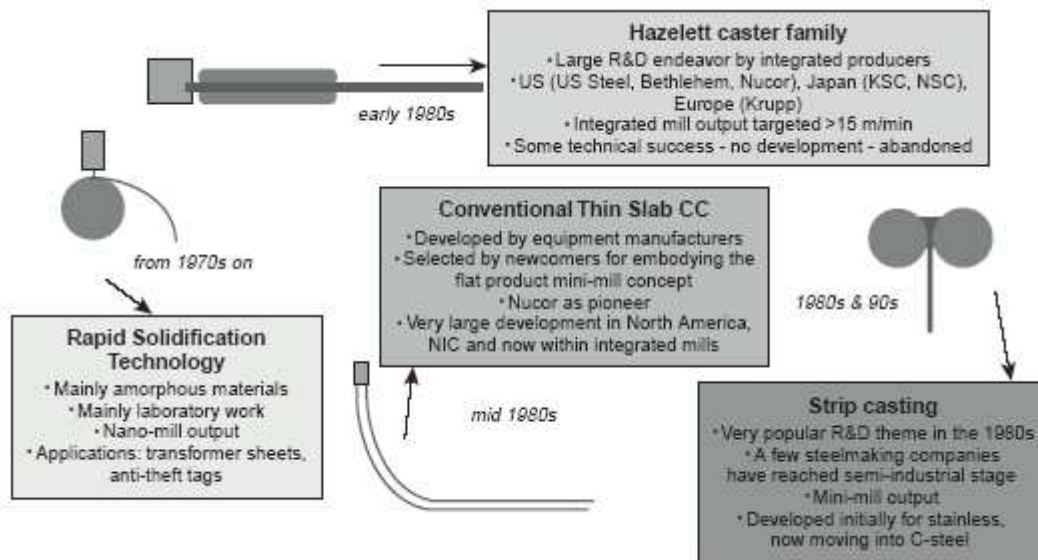


Figura nº 5. Perspectiva histórica de las tecnologías de colada continua a dimensiones finales próximas a las del producto acabado.

A historical perspective of the near-net-shape casting of the flat products.

Ref. nº 11, fig. 23-1, pp. 23.2

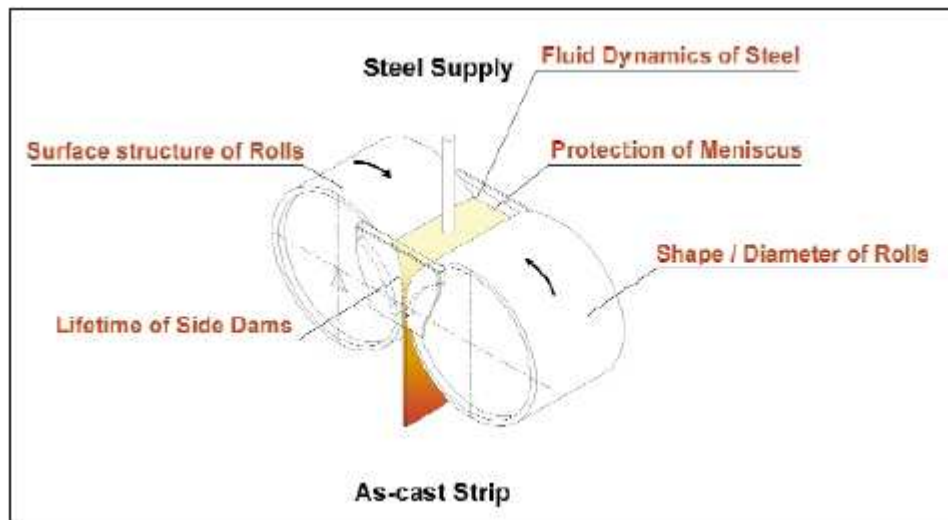
2.- DESCRIPCIÓN GENERAL DE LA INSTALACIÓN.

El procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida es completamente diferente tanto a los procesos de colada continua convencional como a los de colada de slabs de bajo espesor, constituyendo por tanto un auténtico reto tecnológico. La razón principal es que el metal solidificado se extrae continuamente del dispositivo, no existiendo, en el sentido estricto del término, una máquina de colada continua.

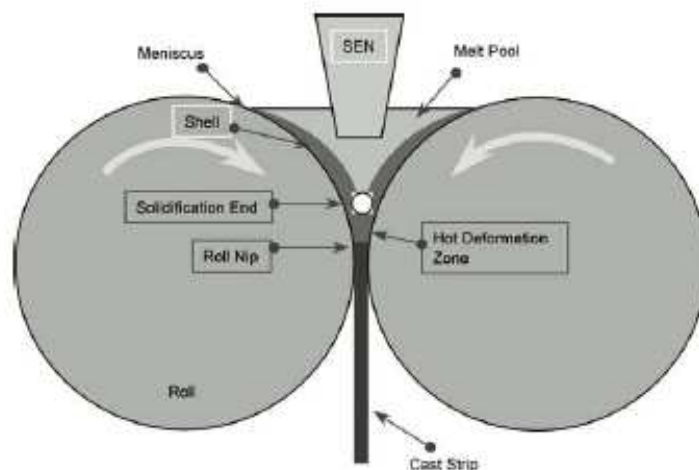
Este proceso puede considerarse, desde todos los puntos de vista, como una tecnología siderúrgica emergente^[34-39]. Un esquema del cual he mostrado anteriormente en la figura 1 y cuya descripción general pude verse en los trabajos^[40-44] que pasaré a resumir seguidamente.

En dicho proceso, el acero líquido proveniente de un horno eléctrico de arco es colado a una cuchara en la cual se procede a ajustar tanto la composición química como la temperatura. Dicho acero es vertido seguidamente en la artesa, en la que se controla la temperatura y la homogeneización del acero. La artesa alimenta el proceso de colada a través del orificio ó buza de colada.

El orificio de colada suministra el líquido al molde ó vertedero de colada (figuras 6^[45,46] y 7). Este molde, que juega un papel decisivo en el proceso, está formado por dos cilindros de colada - conformación, refrigerados internamente, que giran de forma síncrona y están cerrados lateralmente mediante dos



(a)



(b)

Figura nº 6 (a , b). Molde ó vertedero de colada en el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida: Cilindros de colada conformación, cerrado lateral del molde, alimentación del molde.

Figure nº 6 (a , b). Schematic representation of the twin-roll strip casting process : Rolls, side dams of the mould and steel supply.

Ref. nº 45, fig. 1, pp.140, Ref. nº 99, fig. 2, pp.298
With kind permission of Elsevier Ltd.

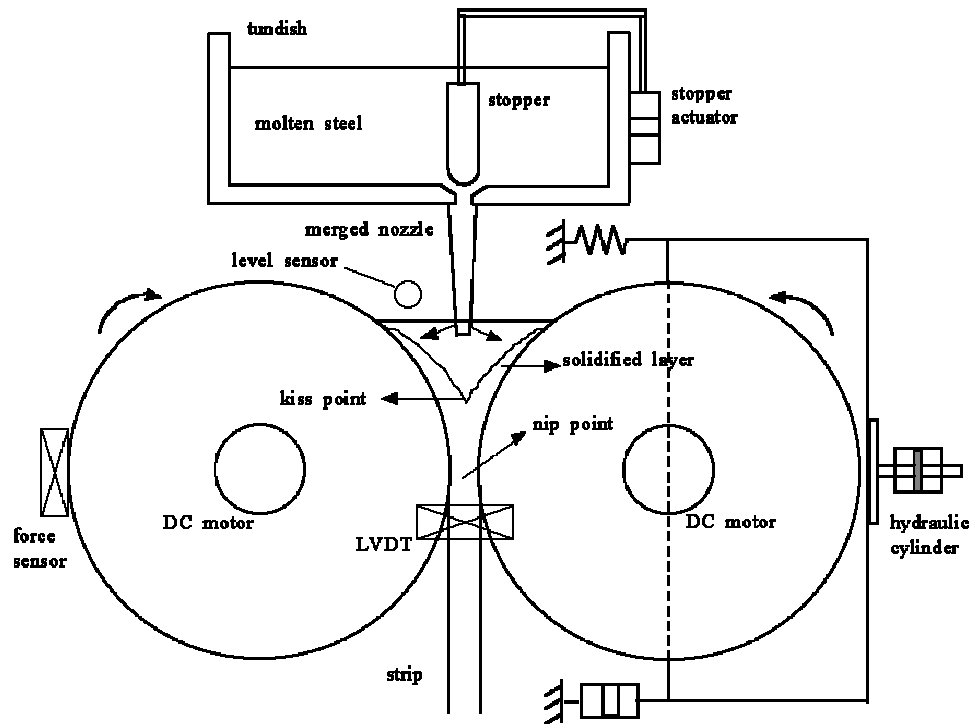


Figura nº 7. Esquema de las etapas de alimentación y colada en el proceso de solidificación rápida (SCT).
Schematic view of the mould in the Strip Casting Process

superficies de material cerámico que ejercen una presión sobre los laterales de dichos cilindros mediante un sistema hidráulico, de tal manera que se forma el recipiente o molde del que venimos hablando. En este molde y por encima del baño de acero existe asimismo un recubrimiento mediante refractario colocado a una cierta distancia de la superficie del baño líquido de forma que se minimicen las pérdidas energéticas, evitándose al mismo tiempo la reoxidación del acero.

La solidificación comienza en lo que se denomina la zona del menisco, figura 6b, donde comienzan a formarse dos superficies sólidas en contacto con los rodillos, refrigerados interiormente y que actúan como sumideros de calor. Por otra parte el final de la solidificación debe producirse aproximadamente a la altura del eje de alineamiento de los rodillos, donde el espesor de la banda es mínimo. En este proceso, por lo tanto, se convierte el acero líquido en una banda con espesores deseables para posteriores aplicaciones, ya sean directas ó para su posterior procesado en frío, en un proceso que dura solamente unos pocos segundos. Por ello el proceso de alimentación al molde ó vertedero así como la colada deben estar controlados muy cuidadosamente y realizarse en adecuadas condiciones físico-químicas y termodinámicas al objeto de obtener la calidad adecuada de la banda.

Si el proceso discurre con normalidad, la banda abandona los cilindros de colada conformación a muy alta temperatura moviéndose verticalmente hacia abajo, al mismo tiempo se modificada

gradualmente su curvatura hasta colocarla en posición horizontal. Ello se realiza dentro de una cámara protectora de gas inerte, que previene la formación de óxidos y permite mantener la temperatura correcta a la entrada de la única etapa de laminación en caliente.

La banda es sometida a esta pasada de reducción en caliente (20 - 40%), cuando se encuentra a una temperatura comprendida entre 950° y 1.100 C°. A continuación el material es enfriado y seguidamente bobinado en bobinas cuyo peso oscila entre 20 a 35 toneladas.

De esta forma es posible eliminar la pasada de laminación desbastadora en caliente y reducir de forma muy considerable, normalmente a una sola etapa, las etapas de laminación acabadora, pudiendo, por tanto, suprimirse el proceso siderúrgico convencional de laminación en caliente.

De todo lo que antecede se deduce que este proceso, en su conjunto, presenta una extraordinaria complejidad ya que coexisten simultáneamente procesos físico-químicos y termodinámicos, así como fluidodinámicos y de transmisión de calor-solidificación, que tienen lugar de forma simultánea con el proceso mecánico de conformado.

En el siguiente apartado, estudiaré con más detalle todos estos aspectos en cada una de las distintas etapas que conforman este nuevo proceso siderúrgico; alimentación, colada, solidificación etc... y que han sido expuestos de forma descriptiva, a modo de introducción, en el presente apartado.

3.- ESTUDIO FÍSICO - QUÍMICO Y METALÚRGICO DE LAS DISTINTAS ETAPAS DEL PROCESO SIDERÚRGICO DE COLADA CONTINUA MEDIANTE SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA.

3.1 - Etapa de alimentación.

Esta fase del proceso es una de las más importantes y la que presenta mayores dificultades técnicas para su realización, ya que el flujo de la vena líquida debe ser distribuido uniformemente dentro de la zona de alimentación a una velocidad suficiente y sincronizada con el proceso de colada.

Si a ello añadimos la necesidad de reducir la turbulencia e intentar obtener un flujo estacionario lo más uniforme posible al objeto de dar estabilidad al sistema, especialmente en lo que se refiere a la altura del baño en la zona del menisco^[47-49], confirmaremos que este proceso es extraordinariamente delicado y complejo y que de él depende en buena medida la viabilidad del mismo.

En base a este planteamiento, y para su mejor comprensión, estudiaré el proceso de alimentación de forma simultánea a los equipos relacionados con el mismo; molde ó vertedero de colada y dispositivo de alimentación a dicho molde ó vertedero.

Respecto al molde ó vertedero, figura 6 (a,b), ya he señalado, anteriormente, que el mismo está formado por dos cilindros, cerrados lateralmente mediante dos superficies planas

de material cerámico, que ejercen una presión sobre las superficies laterales de dichos cilindros mediante un sistema hidráulico.

Especial atención merece tanto la composición química de los cerramientos laterales del molde ó vertedero de colada así como la presión de apriete ejercida sobre los mismos, por su incidencia directa en la calidad superficial de la banda^[50] en el transcurso de los ulteriores proceso de colada y solidificación.

El material cerámico que cierra, conjuntamente con los cilindros de colada conformación, lo que hemos venido en denominar molde o vertedero de colada, debe ajustarse perfectamente a la configuración de dichos cilindros al objeto de evitar cualquier tipo de filtración del líquido. Por otra parte, y esto es muy importante, no debe haber solidificación sobre estos bordes de cierre, los cuales deben ser de un material resistente al choque térmico, de alta resistencia a la abrasión y de baja conductividad térmica. Capaces además de resistir, bajo estas condiciones tan adversas, el tiempo necesario para permitir el proceso de colada de forma continua el mayor periodo de tiempo posible, ya que dicha continuidad en la producción es una de las claves de la rentabilidad del proceso.

En la figura 8 se muestran las diferentes regiones de la zona de alimentación y solidificación. Así en la zona 1 el aislamiento térmico puede considerarse como el requerimiento de mayor importancia. Por el contrario en la zona 3 donde se producen el

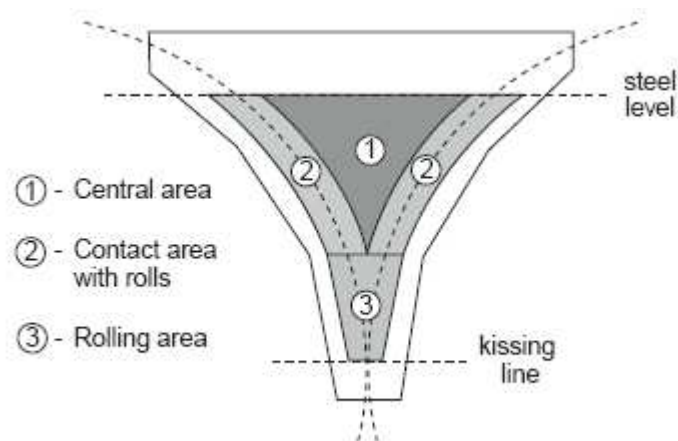


Figura nº 8. Distintas zonas a considerar dentro del proceso de colada por solidificación rápida.

Side confinement by a refractory dam.

Ref.nº 38, fig. 23.23, pp. 15

contacto entre los dos cilindros y el material refractario de la pared lateral que cierra el molde se requiere una alta resistencia al desgaste, evitando por otra parte el sobreenfriamiento en esa zona así como cualquier infiltración del líquido mediante el consiguiente sistema de apriete entre la pared lateral y los cilindros de colada laminación. Como complemento, podemos asegurar, que en la zona 2 una combinación de ambas propiedades sería el requerimiento deseable para esta zona del molde.

Especial atención merece el denominado punto triple. Esta zona se localiza en el borde inferior del molde ó recipiente de colada y en ella; los cilindros de colada, así como el borde lateral que cierra el molde constituido por refractarios, y el acero en estado líquido entran en contacto. Esta zona se corresponde con la zona inferior del área marcada como 1 en la figura 8. En este punto, además de los requerimientos especiales para los refractarios que han de ser resistentes al choque térmico y de suficiente duración, es necesario prevenir los enfriamientos prematuros del acero en esta zona, constituyéndose todo ello en algo verdaderamente difícil de realizar de forma simultánea en la práctica.

Diversos materiales cerámicos han sido ensayados con este fin, fundamentalmente carburos de silicio y nitruros de boro, SiC-BN, Si₃N₄-BN, AlN-BN, etc., al objeto de encontrar un material que cumpla con las especificaciones que acabo de señalar.

En los trabajos^[51,52] puede verse un estudio completo sobre los sistemas de cierre lateral del molde en el cual se incluyen los

diversos tipos de refractarios para las distintas zonas del mismo; aquella que esta en contacto con el metal en estado líquido, con los cilindros de colada conformación y con el material parcialmente solidificado.

Asimismo, en dichos trabajos, se efectúa un estudio completo sobre las distribuciones de temperaturas, desgaste del refractario por fenómenos de abrasión termomecánica etc... De esta forma es posible lograr, como ya he señalado previamente, una productividad adecuada en el proceso, disminuyendo las interrupciones al objeto de cambiar el refractario, evitando por otra parte, como también lo he mencionado, el sobreenfriamiento en el punto triple así como cualquier posible filtración del líquido entre los cilindros de colada conformación y el sistema de cierre.

En lo referente al otro apartado que he señalado en el planteamiento inicial, cual es el dispositivo de alimentación del molde ó vertedero, debe señalarse, que ya que el proceso de alimentación del sistema es crítico, pues condiciona el proceso en su conjunto, merece ser estudiado con mayor detenimiento.

Por ello, la forma, tamaño y colocación del orificio de colada, así como su profundidad de inmersión, deben ser cuidadosamente estudiados y diseñados al objeto de minimizar las fluctuaciones e inestabilidades en la zona del menisco.

Esta inestabilidad se produce por; turbulencia, ondas superficiales y de volumen en el interior del baño fundido..., dando como resultado finalmente solidificaciones previas en la

interfase líquido metal en la zona de contacto entre la superficie del baño y los cilindros de colada conformación.

Para evitar esto, el flujo de colada para alimentación del equipo debe ser capaz de cumplir simultáneamente los siguientes requisitos en lo que se refiere a la alimentación del equipo en las siguientes áreas ó zonas:

- Zona del menisco en la interfase metal líquido: El suministro de flujo de colada en esta zona debe estar a la temperatura suficiente para evitar solidificaciones previas con adherencias a los cilindros de colada. Por otra parte un excesivo flujo incrementaría la turbulencia desestabilizando el proceso de colada en su conjunto.

- Zona central o bulk: El esfuerzo fundamental en esta zona se centra en la distribución del flujo lo más uniformemente posible en todo el volumen del molde, con velocidades de flujo que no hagan peligrar la estabilidad de la vena líquida. Por ello, si las velocidades de flujo son demasiado elevadas, se puede producir un proceso de refusión de la capa sólida, que ha solidificado en contacto con los cilindros de colada, produciéndose como consecuencia de ello defectos graves en la superficie del material.

- Zonas de cierres laterales, que junto con los rodillos, constituyen el molde: Esta zona del molde, que he denominado punto triple, por tener una dirección más a través de la cual se produce un flujo térmico(dirección axial de los cilindros) se refrigera

más rápidamente que el resto del molde, por eso se puede producir ó existe tendencia a un sobreenfriamiento en esta zona, con los consiguientes problemas de homogeneidad de todo tipo en la región de los bordes de la banda. Una de las posibles soluciones a este problema radica en un apropiado diseño de los orificios de colada que permitan suministrar más energía térmica a estas zonas del equipo.

En la figura 9 (a,b), puede observarse una vista en planta del molde o vertedero de colada y donde se aprecia una distribución cualitativa de las temperaturas en los cilindros de colada-conformación, acero líquido, y en el cerramiento lateral del molde mediante los refractarios. Asimismo en dicha figura 9(b) puede verse la diferencia temperaturas, en función del tiempo, en el refractario que se encuentra en contacto con el acero líquido y aquel que se encuentra en contacto con los cilindros de colada conformación.

Una vez visto de forma general cuáles son las condiciones que debe cumplir la alimentación en este proceso de colada continua mediante solidificación rápida, voy a pasar a estudiar seguidamente la forma y disposición de los sistemas de alimentación del mismo.

En los trabajos^[53-56] se realiza un estudio fluidodinámico y energético al objeto de comparar los diferentes sistemas de alimentación en este nuevo proceso. Para lograrlo se han desarrollado numerosos trabajos, a escala de laboratorio, que

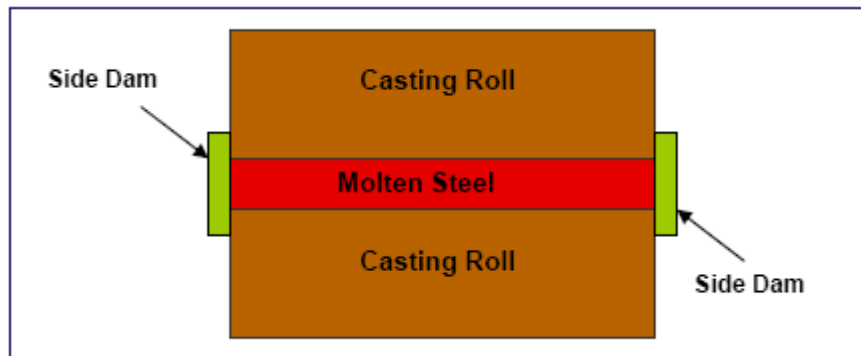


Figura nº 9 a. Representación en planta del del molde ó vertedero, donde se incluyen los cilindros de colada y el cierre lateral

Schematic representation of side dam application against roll

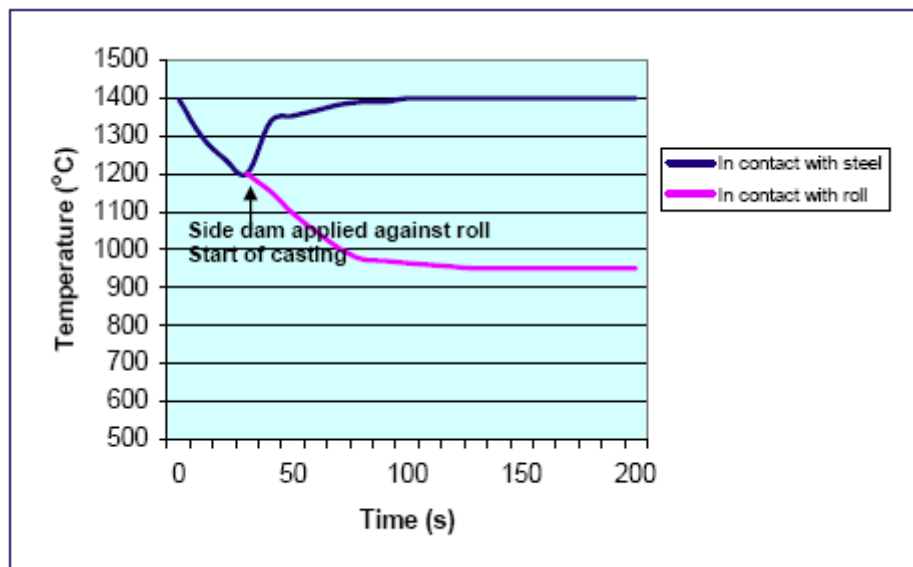


Figura nº 9 b. Perfil de temperaturas en el refractario que cierra el molde, tanto el que se encuentra en contacto con el metal fundido como el que se encuentra en contacto con los cilindros de colada.

Side dam temperature as per model calculations

Ref. nº 50, fig. 9 y 10, pp.257

incluyen el uso de modelos matemáticos con ayuda de ordenador, simulando distintos tipos de flujos, caudales, velocidades, orificios de colada, posición de estos orificios, tamaño de el molde, etc....Posteriormente se complementaron dichos ensayos en plantas piloto a escala semiindustrial.

Para realizar este estudio se ha considerado, en primer término, un flujo del fluido tridimensional y turbulento. Asimismo se han tenido en cuenta los procesos de transmisión de calor teniendo en consideración los procesos de solidificación. Un análisis completo de los supuestos y condiciones bajo los cuales se ha desarrollado este modelo, así como sus limitaciones, puede verse en los trabajos anteriormente citados.

En dichos trabajos se han ensayado y estudiado dos formas distintas de alimentación del molde o vertedero. La primera de ellas consiste en una alimentación clásica, con un dispositivo de buza cuyas toberas están dispuestas en sentido horizontal, y en el cual el flujo de material inyectado se mueve primero hacia los cierres laterales del molde o vertedero de colada (side dam) y posteriormente hacia el centro y en dirección hacia los rodillos de colada. El otro dispositivo consiste en una buza de toberas ranuradas con alimentación vertical en el cual el flujo es prácticamente bidimensional con velocidades prácticamente despreciables en la dirección longitudinal de los rodillos o cilindros de colada conformación.

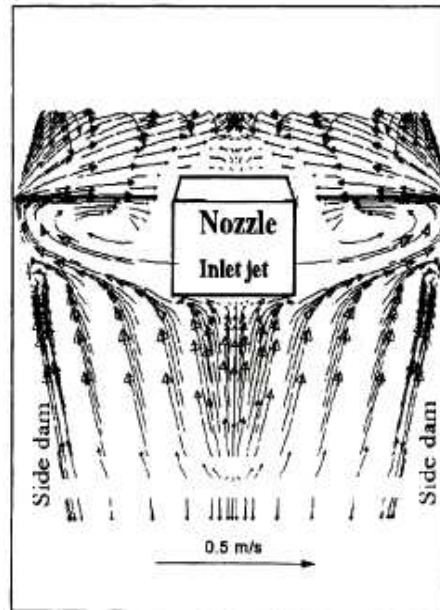
En las figuras 10 (a, b)^[53] puede verse, de conformidad al modelo desarrollado por estos autores, los perfiles de velocidades y flujos del fluido, dentro del molde o vertedero de colada, para ambos tipos de toberas.

Existen aún dos aspectos importante a considerar en relación con la forma de inyección del metal líquido en el molde a través de los distintos tipos de toberas.

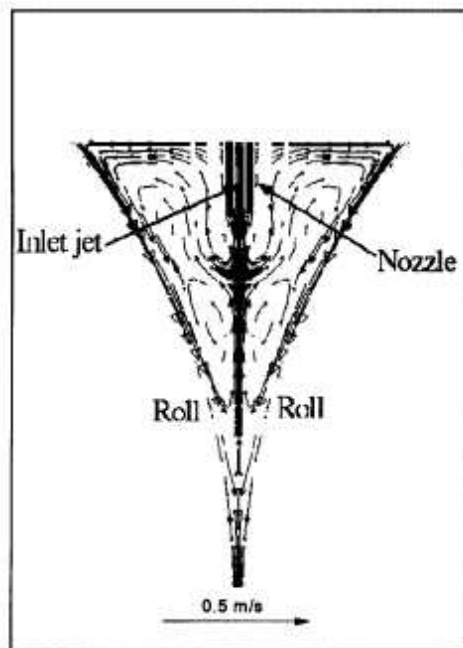
El primero de ellos hace referencia a la turbulencia originada en el baño, ya que en el caso de la toberas ranuradas se produce una distribución de flujos menos turbulentos, tanto en la superficie libre del líquido como en la zona en contacto del metal fundido con los cilindros de colada conformación, lo cual es muy importante para la estabilidad del proceso de colada.

El segundo de ellos está relacionado con la profundidad de penetración de la tobera, habiéndose demostrado en ambos casos, tanto tobera tubular como ranurada, que la profundidad de penetración de la tobera tiene incidencia en la distribución de flujo. Disminuyendo la penetración de la tobera en el baño de 5 a 4 cm el flujo tiende a dirigirse a las regiones periféricas del molde o vertedero, es decir a los bordes laterales que cierran el mismo, lo cual no es adecuado para el posterior proceso de colada.

Finalmente, y aunque ello suponga adelantarme al estudio del proceso de solidificación que realizaré más adelante, no es posible dejar de considerar aquí la incidencia, que en la formación de la primera película solidificada, ejerce el tipo de



(a)



(b)

Figura nº 10 . Perfil de velocidades: (a) caso de una alimentación clásica con una tobera tubular. (b) tobera ranurada.

Velocity profile for the twin-roll caster, (a) with a tubular nozzle, (b) slot nozzle.

Strip thickness 4mm, roll speed 11m/minute.

Ref. nº 53, fig. 2 y 3, pp. 244 y 245

flujo, consecuencia directa del tipo de tobera empleada en la alimentación del sistema.

Así, en la figura 11 (a,b) pueden verse, en una sección horizontal que pasa por el centro del equipo de colada situada aproximadamente a 10 cm por debajo de la superficie libre del líquido, las variaciones en la fracción (porcentaje) de material solidificado en la dirección longitudinal de los cilindros de colada. Habiéndose realizado todo ello, tanto para el caso de la buza con tobera convencional como en aquella que hemos venido en denominar de tobera ranurada.

Tal como puede verse en estas figuras el empleo de la buza de tobera convencional conduce a una primera capa de solidificación no uniforme sobre los cilindros de colada, con mayor grado de solidificación en la región central de dichos cilindros. Por su parte la buza de toberas ranuradas conduce a una capa de solidificación más uniforme. En ambos casos la capa de solidificación próxima a las paredes laterales que conforman el molde o vertedero es más gruesa que en cualquier otro sitio debido a las bajas velocidades de flujo de líquido en esta región y mayor disipación térmica en la dirección axial, como ya he señalado anteriormente.

En el trabajo^[57], pueden verse de forma detallada las condiciones para que se produzca, a nivel industrial, una adecuada alimentación del sistema, teniendo en cuenta todas las variables

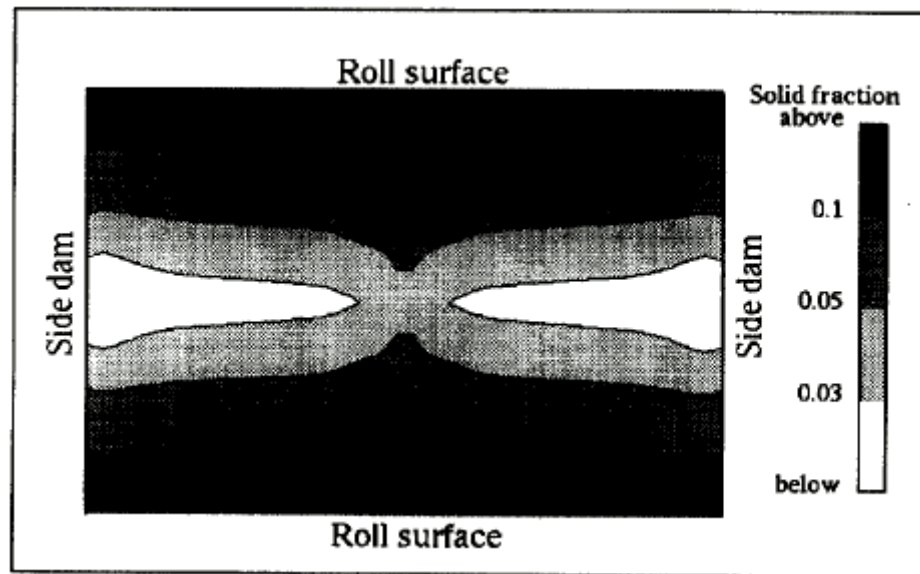


Figura nº 11 (a). Fracción solidificada en la sección de los cilindros de colada. Vista a 10 cm por debajo de la superficie del líquido. Tipo de buza con tobera convencional.

Solid fraction across the roll width. Horizontal cut 10 cm below top surface. Tubular nozzle.

Espesor de la banda 4 mm, velocidad de los cilindros 11 metros/minuto.

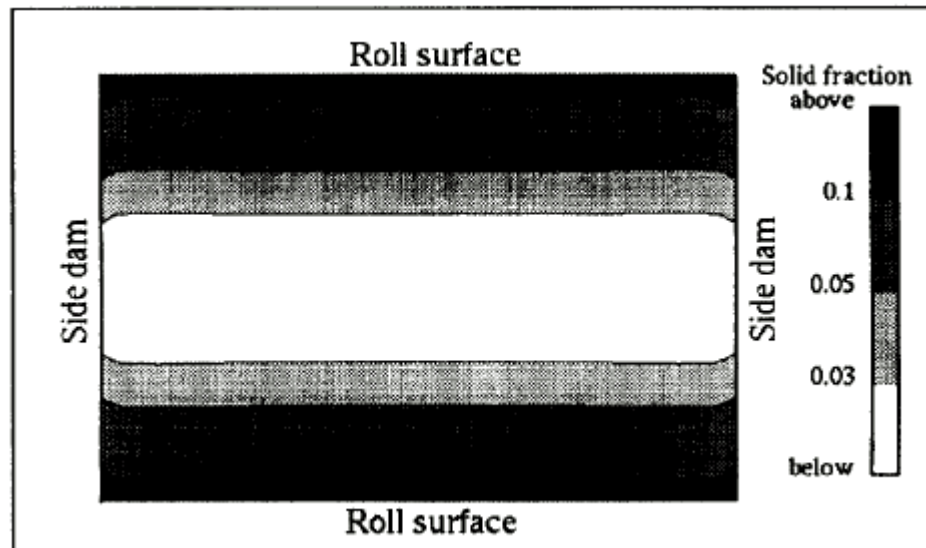


Figura n° 11 (b). Fracción solidificada en la sección de los cilindros de colada. Vista a 10 cm por debajo de la superficie del líquido. Tipo de buza de tobera ranurada.

Espesor de la banda 4 mm, velocidad de los cilindros 11 metros/minuto.

Solid fraction across the roll width. Horizontal cut 10 cm below top surface. Slot nozzle.

Ref. n° 53, fig. 4 y 5, pp. 245 y 246

que intervienen en dicho proceso, así como su interrelación y optimización.

3.2 - Etapa de colada

3.2.1 - Aspectos físico - químicos y metalúrgicos.

El estudio de este apartado se entiende mejor, si realizamos previamente una breve descripción del proceso de colada continua convencional, a partir del cual se puede entender mejor la revolución tecnológica que supone este nuevo proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Pasaré por tanto a describir brevemente el proceso de colada continua convencional comparándolo posteriormente con el nuevo proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

- Comparación con el proceso de colada continua convencional.

Si consideramos en primer término el proceso de colada continua convencional^[58], éste se caracteriza por ser un sistema estacionario con respecto a un observador situado en un marco de referencia inercial. El metal fundido solidifica en contacto con las paredes del molde mientras es extraído simultáneamente desde el fondo del mismo de forma que se mantenga en todo momento la interfase de contactos entre la fase sólida y la fase líquida. Por

ello el proceso alcanza su punto óptimo de trabajo cuando está operando de una manera estacionaria.

En este proceso, el acero líquido, una vez dentro del molde, solidifica mediante enfriamiento a través del contacto con las paredes, normalmente de cobre, refrigeradas por agua formando una capa o corteza sólida externa. Al mismo tiempo el molde oscila verticalmente (Movimiento Armónico Amortiguado Forzado) con el objetivo de evitar, en lo posible, el pegado o adherencia de la corteza externa solidificada con las paredes del molde. Los rodillos extractores situado en la parte baja del dispositivo de colada van extrayendo de forma continua el material solidificado, de forma que el proceso funcione de forma continua y estacionaria.

Pues bien, uno de los aspectos más importantes a tener en consideración, en el proceso siderúrgico de colada continua convencional, es el del inicio de la solidificación que tiene lugar en la zona del menisco tal como puede verse en la figura 12. Es en esta zona donde se produce, al igual que en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida por doble rueda, un punto triple de contacto entre la parte exterior de la corteza solidificada, el molde y la fase líquida, y es en este punto donde se generan la mayor parte de los problemas o defectos superficiales que luego aparecerán en el producto final.

Para evitar esto se usan lubricantes en la zona del menisco de forma que se produzca un flujo sin adherencias en esta zona, produciéndose además, como efecto secundario, el aislamiento

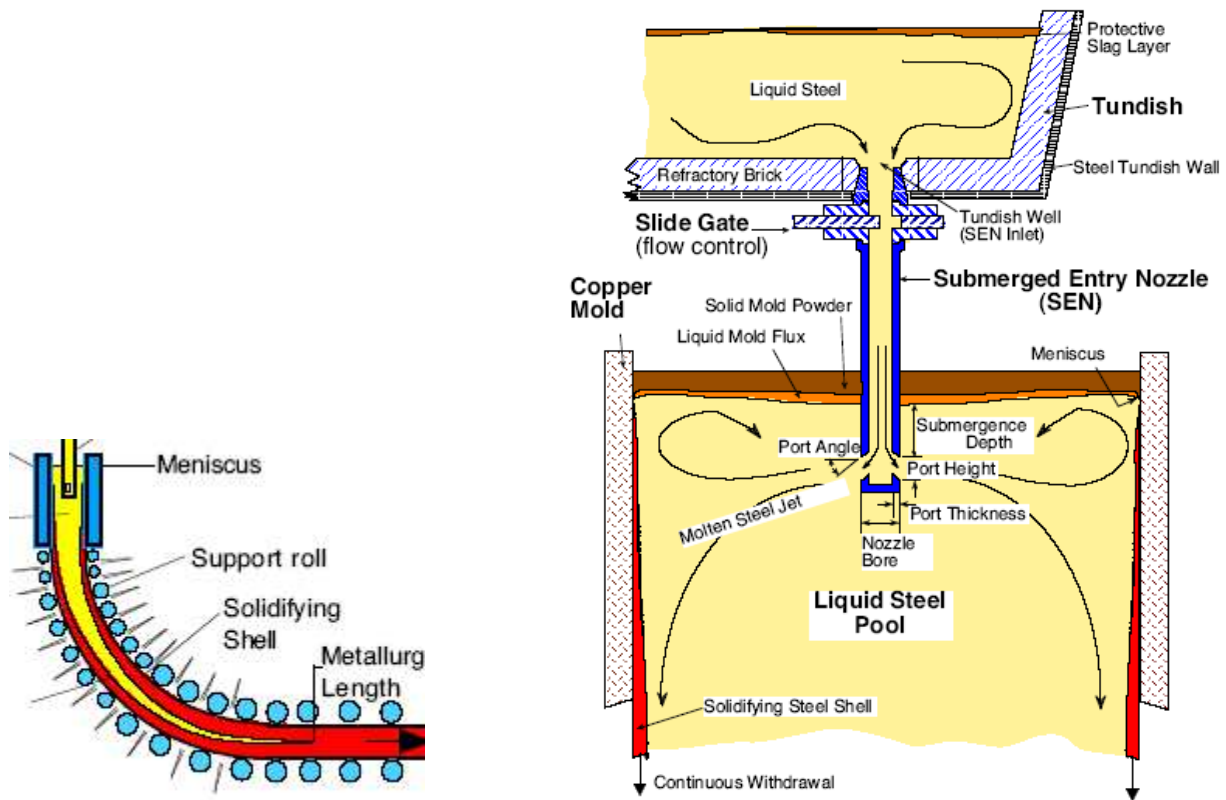


Figura nº 12. Esquema del proceso de colada continua convencional
Schematic view of continous casting process.

Ref.nº 58, fig. 2, pp. 5

With kind permission of Elsevier Ltd.

térmico, y la absorción de una parte de las inclusiones que se hayan podido formar.

Finalmente una vez que el material sale de molde, la capa exterior solidificada con un espesor entre 6 a 20 mm actúa como confinamiento del acero líquido que permanecen en el interior del material. De esta manera el material, en fase de enfriamiento y conformado, es transportado por los rodillos que constituyen el final de la instalación. El flujo de enfriamiento se ajusta de manera que se permita la solidificación del núcleo interior sin que se produzca perforaciones con vertido de acero líquido a la superficie. Una vez acabado el proceso se corta el material obtenido al tamaño deseado.

Ahora bien, la tecnología de colada continua convencional con moldes oscilantes no es adecuada para su empleo en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, debido a la velocidad a la que se desarrolla este último, ya que este gran aumento en la velocidad de colada conlleva un incremento exponencial del rozamiento entre la superficie del molde y el material que esta solidificándose, tal como puede verse en la figura 13^[59], causando numerosos defectos en la superficie entre los que cabe citar de manera preferente la formación de grietas.

Como ya he señalado anteriormente, para evitar esto, en el caso de la colada continua convencional, se emplea un lubricante en la interfase de contacto entre la superficie del molde y el metal que está solidificándose al objeto de reducir el coeficiente

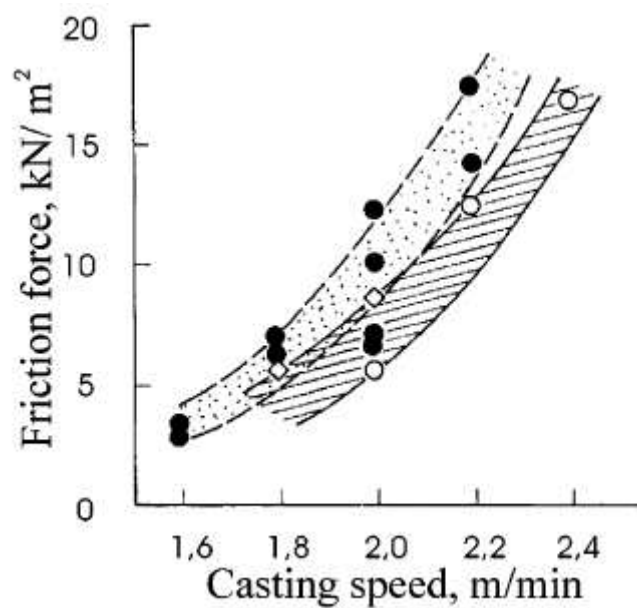


Figura nº 13. Aumento del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de colada en el caso de la colada continua convencional.

Influence of casting speed on friction force between oscillation mould and slab.

Ref. nº 59, fig. 5, pp. 1118

de rozamiento. Sin embargo, esta técnica no es aplicable en el casos de la colada continua mediante solidificación rápida, ya que las altas velocidades de colada que tienen lugar en este último caso producen interacciones y fenómenos de arrastre entre la superficie del material que esta solidificándose y el lubricante empleado dando lugar a inclusiones y otros defectos superficiales.

La solución a este problema consiste en que el molde se mueva a la misma velocidad que el material que está solidificándose, de esta manera se evitan o se minimizan los problemas de rozamiento. Si la superficie del molde se mueve conjuntamente con la corteza en solidificación disminuyen enormemente los problemas rozamiento, obteniéndose de esta forma una buena calidad en la superficie de la banda, lo cual es un aspecto fundamental a tener en cuenta en el desarrollo de esta nueva tecnología.

Por todo ello, el proceso de colada continua mediante solidificación rápida representan un cambio tecnológico completo con respecto a las coladas continuas convencionales e incluso a las de slabs de bajo espesor^[60,61].

En primer término, como acabo de señalar anteriormente, el proceso de solidificación es completamente distinto tal y como puede verse en la figura 14. Este se produce mediante un contacto directo entre el metal fundido y la superficie de los cilindros, que se mueven a la misma velocidad que el material que esta solidificándose, minimizándose de esta forma el rozamiento entre

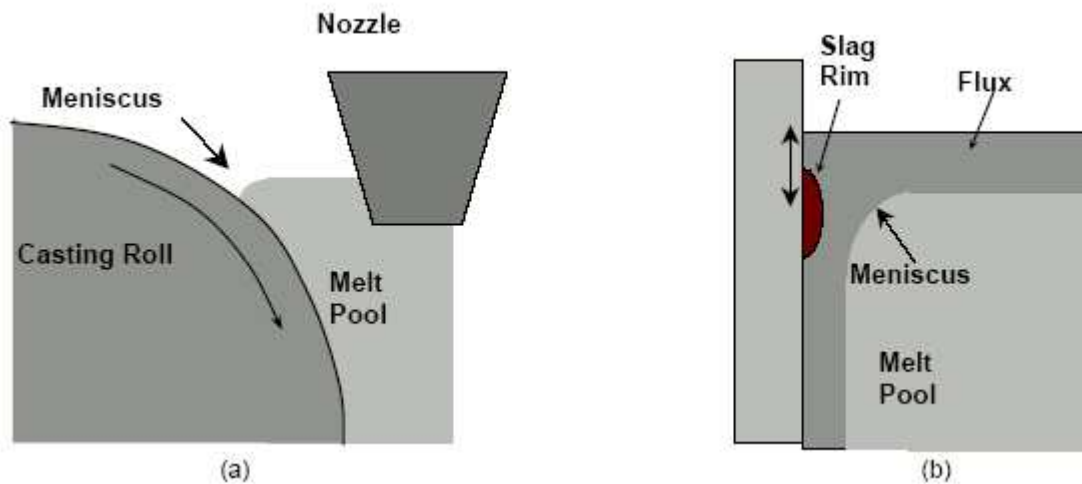


Figura nº 14. Representación de los esquemas de colada: a) colada por solidificación rápida b) colada continua convencional.

Schematic representation of moulds: a) twin roll strip casting b) Slab casting.

Ref.nº 50, fig. 1, pp. 253

ambas superficies lo cual hace innecesario el empleo de lubricantes, aunque obliga a cuidar en grado sumo la rugosidad superficial de dichos cilindros como posteriormente veremos.

En segundo lugar y dado que no existe ninguna lubricación se produce un contacto mucho más eficaz en la interfase sólido-líquido, como consecuencia de todo ello los procesos de transmisión de calor son enormemente superiores, $(8-15 \text{ Mw/m}^2)^{[38]}$ pp.12] y tabla I^[99], a aquellos que se producen en las coladas convencionales, con ratios de enfriamiento que oscilan entre $10^2 - 10^8 \text{ K}^\circ/\text{s}$ frente a los $10^{-3} - 1 \text{ K}^\circ/\text{s}$ de las coladas continuas convencionales.

Esto da como resultado tiempos de colada muy inferiores, 100-200 milisegundos, frente al proceso siderúrgico convencional del orden de 1000 - 1100 segundos.

En la figura 14.bis puede verse el espesor de la banda y velocidad de colada como función del ratio de enfriamiento para un proceso de colada continua mediante solidificación rápida comparándolo con los resultados obtenidos en procesos de colada continua de slabs de bajo espesor.

A la vista de todo lo señalado hasta aquí, vemos que en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida intervienen una gran cantidad de variables que podríamos clasificar de la siguiente manera:

Tabla I. Valores del flujo térmico en función de la velocidad de los cilindros de colada conformación.

The used heat flux density values for the cooper roll speed.

Ref.nº 99, tabla 4, pp. 307

With kind permission of Elsevier Ltd.

Velocidad de colada (metros/minuto)	40	60	80	100	120
Flujo térmico (Mw/m²)	6.2	8.0	9.3	10.2	11.1
Flujo térmico por revolución (MJ/m². revolución)	4.7	4.0	3.5	3.1	2.8

Tabla con los principales datos técnicos de la instalación experimental para fabricación aceros inoxidables mediante el proceso de colada continua por solidificación rápida.

Main specifications of twin-drum strip caster

Items	Specifications
Type	Twin drums
Ladle capacity	10 ton
Tundish capacity	1.6 ton
Casting speed	20-130m/min
Strip thickness	1.6-5.0mm
Drum width	800/1,330mm
Drum diameter	1,200mm
Drum seleeve	Cu + Ni plating
Coiler type	Up-coiler

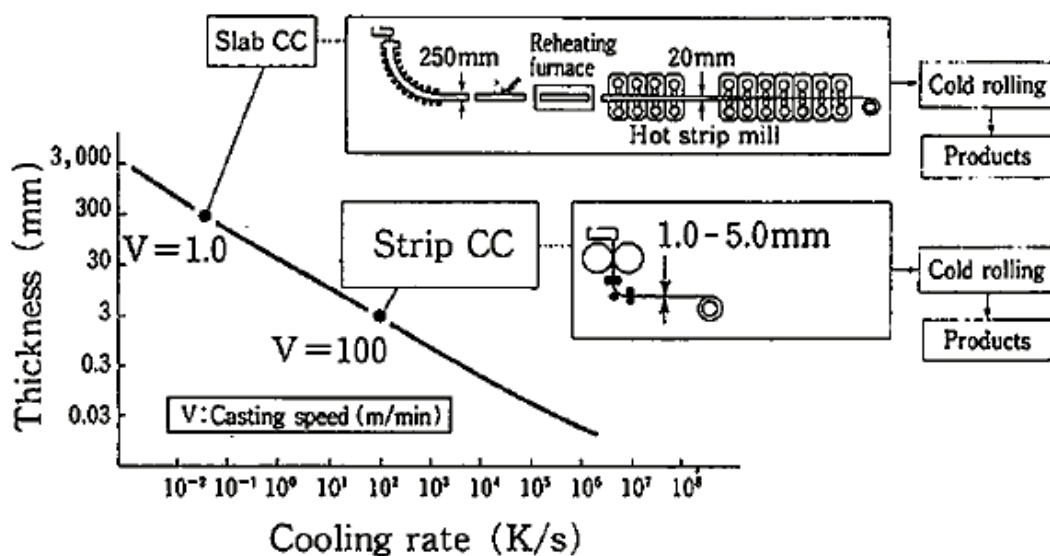


Figura nº 14.bis. Comparación de los espesores y velocidades de colada en función de los ratios de enfriamiento en un proceso de colada de slabs de bajo espesor frente a los obtenidos en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, para el caso de una acero inoxidable grado AISI 304.

Comparison of twin-drum strip casting process with thin slab casting process (CSP).

Ref.nº 93, tab.1 y fig. 2, pp. 47

Variables metalúrgicas del proceso, entre las que cabe citar; la composición química^[62] del material a colar y la temperatura de colada^[63] del mismo.

Variables fluido-mecánicas^[64, 65] del proceso que hacen referencia tanto al molde o vertedero de colada como a los cilindros de colada conformación que forman parte del mismo.

Entre las primeras, aquellas que hacen referencia al molde o vertedero de colada, podemos considerar; flujo másico a colar, altura del metal líquido en el molde o vertedero de colada y su variación con el tiempo, superficial de contacto del metal líquido con los cilindros de colada conformación etc.... Entre las segundas, relacionadas con los cilindros de colada conformación, cabe citar; el diámetro, longitud, y separación entre dichos cilindros así como su velocidad angular y presión de apriete sobre los mismos etc...

Pues bien, muchas de las variables fluido-mecánicas aquí mencionadas pueden correlacionarse en una primera aproximación mediante la ecuación de la continuidad, aspecto que pasaré a desarrollar seguidamente.

-Ecuación de la continuidad.

Para estudiar el proceso fluidodinámico dentro del molde o vertedero, suponiendo que fluido es incompresible y que pueden despreciarse los efectos de dilatación de los cilindros de colada,

aplicaremos la ecuación de la continuidad al fluido comprendido dentro del molde o vertedero de conformidad a lo señalado en la figura 15:

Teniendo ello en cuenta tendremos:

$$\frac{dV}{dt} = Q_{\text{entrante}} - Q_{\text{saliente}} \dots\dots\dots(1)$$

Siendo Q los caudales entrantes y salientes.

Por otra parte sabemos también que:

$$\frac{dV}{dt} = L_r \frac{dS}{dt}$$

Siendo L_r la longitud o anchura de tablas de los cilindros de colada y S la superficie que se marca en la figura 15.

Para calcular esta superficie consideremos un elemento de área como se indica en la figura de altura "dy", y en la cual la mitad de la anchura de la base a una distancia "y" del eje de alineamiento de los cilindros de colada viene dada por la expresión:

$$\frac{\text{Base}}{2} = \left[\frac{x_g(t)}{2} + R - \sqrt{R^2 - y(t)^2} \right]$$

En función de ello, la mitad de la superficie del elemento diferencial que estamos considerando podrá expresarse como sigue:

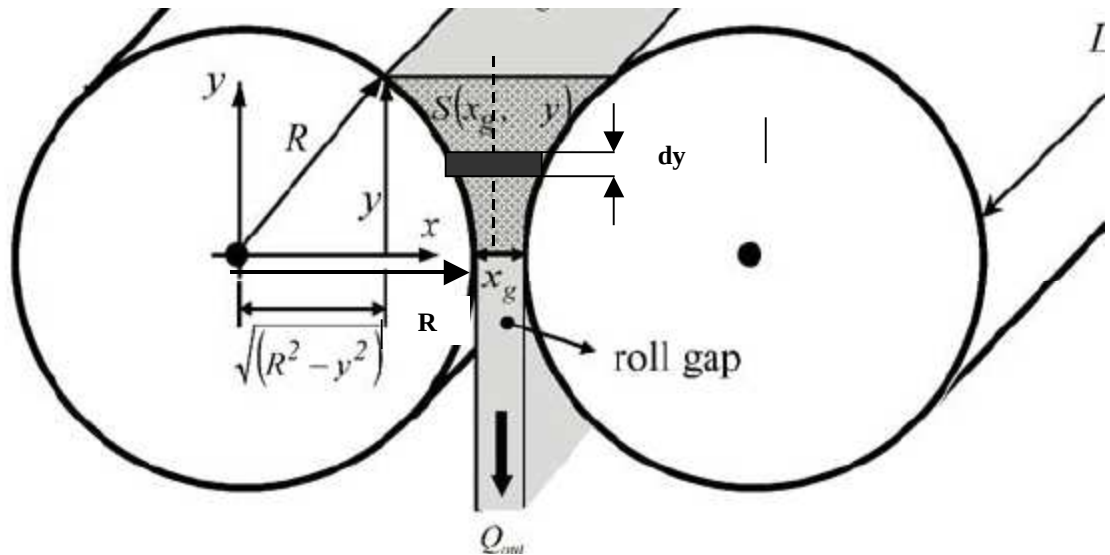


Fig. nº 15. Esquema básico de la tecnología de colada continua
mediante solidificación rápida

The principle of strip casting

Ref. nº 64, fig. 3, pp. 824

With kind permission of Elsevier Ltd.

$$\frac{dS}{2} = \frac{\text{Base}}{2} \times dy$$

En base a ello la superficie lateral de cierre que estamos considerando $S(x_g(t), y(t))$, vendrá dada por:

$$S = \int_0^y [x_g(t) + 2R - 2\sqrt{R^2 - y(t)^2}] dy \dots\dots\dots (2)$$

Y por lo tanto el volumen de acero líquido contenido en el molde ó vertedero configurado por los cilindros de colada y las paredes laterales cuya superficie acabamos de determinar será:

$$V = S(x_g(t), y(t)) \cdot L_r$$

La variación de dicho volumen en función del tiempo en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida vendrá dado por:

$$\frac{dV}{dt} = L_r \cdot \frac{dS}{dt} \dots\dots\dots (3)$$

Para conocer La variación de volumen en función del tiempo necesitaremos previamente conocer la variación de $S(x_g(t), y(t))$ en función del tiempo, para lo cual deberemos integrar previamente la expresión (2), para proceder seguidamente a derivarla respecto al tiempo y sustituirla seguidamente en la ecuación (3).

De conformidad a esto, tendremos para la variación del volumen en el molde o vertedero en función del tiempo la siguiente expresión:

$$\frac{dV}{dt} = L_r \cdot \frac{dS}{dt} = L_r \left(y(t) \frac{dx_g(t)}{dt} + A_r(x_g(t), y(t)) \frac{dy(t)}{dt} \right) \dots\dots\dots (4)$$

Siendo:

$$A_r(x_g(t), y(t)) = x_g(t) + 2R - 2\sqrt{(R^2 - y(t)^2)}$$

Si sustituimos esta expresión (4) en la ecuación de la continuidad (1) tal como la habíamos formulado:

Obtendremos para la variación de la altura del metal fundido en el molde ó vertedero:

$$\frac{dy(t)}{dt} = \frac{1}{L_r \cdot A_r(x_g(t), y(t))} \cdot \left(Q_{\text{entrante}} - Q_{\text{saliente}} - L_r \cdot y(t) \frac{dx_g(t)}{dt} \right) \dots\dots\dots (5)$$

De las expresiones obtenidas, se deduce que es posible correlacionar variables tales como; el radio de los cilindros de colada (R) y la longitud de los mismos (L_r), la separación de los cilindros de colada x_g(t) en el punto de alineamiento de los ejes, así como la variación en el tiempo de la separación de dichos cilindros ($\frac{dx_g(t)}{dt}$), que será función de la presión de apriete ejercida sobre los mismos, altura del metal líquido en el molde ó vertedero de colada y(t), así como la variación en el tiempo de dicha altura ($\frac{dy(t)}{dt}$).

Se hace evidente, por tanto, la enorme dificultad que se presenta para estudiar de forma individualizada la incidencia de cada una de las variables en el proceso, y lo que es más aún, controlar, de forma simultánea, todas estas variables en el proceso de colada a nivel industrial.

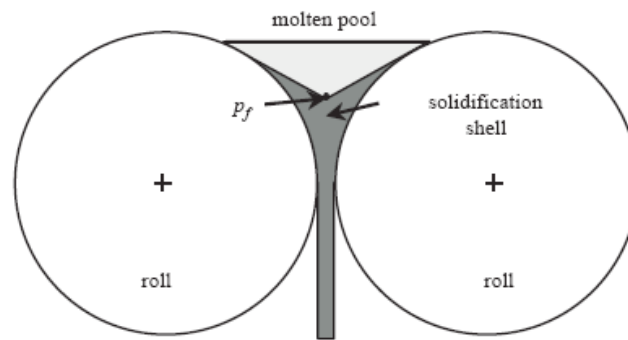
No obstante, y dada su trascendencia, voy a dedicar un apartado a realizar un estudio centrado en los aspectos termomecánicos y de conformación de la banda en la etapa de colada, ya que de ellos depende la viabilidad misma del propio proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

3.2.2 - Aspectos termomecánicos y de conformación.

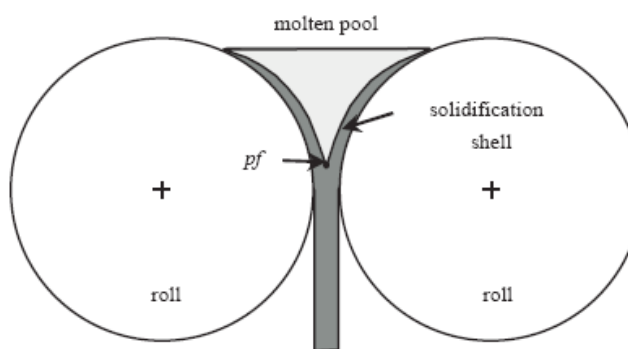
En efecto, como ya señalado anteriormente, la posibilidad de obtener la solidificación de la banda en adecuadas condiciones depende básicamente de variables metalúrgicas y fluido-mecánicas.

En este apartado me ocuparé exclusivamente de aquellas variables que hacen referencia al proceso termomecánico de conformación; temperatura de colada y separación entre los cilindros de colada conformación, estando esta última estrechamente relacionados con la presión de apriete sobre los mismos^[66].

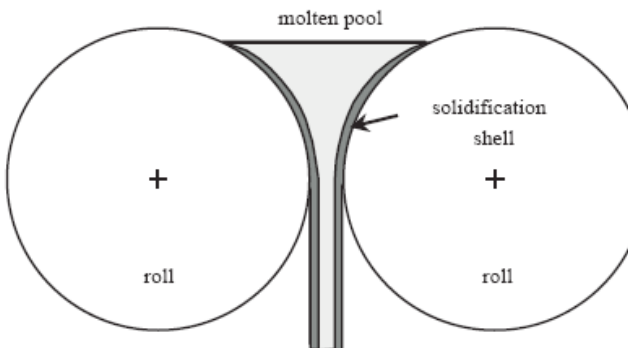
Si consideramos en primer término la temperatura de colada, en la figura 16 pueden verse distintas prácticas operatorias en lo que a la temperatura se refiere. Así en el caso (a) si la



(a) Over cooling conditions



(b) Normal conditions



(c) Under cooling conditions

Figura n° 16. Diversas posibilidades en el proceso de solidificación de la banda. (a) condiciones de sobreenfriamiento, (b) condiciones normales, (c) condiciones de subenfriamiento.

Various molten pool states of the process. (a) Over cooling conditions, (b) Normal conditions, (c) Under cooling conditions.

Ref.n° 64, fig. 2, pp. 824

With kind permission of Elsevier Ltd.

temperatura de colada es demasiado baja ello conduce a un punto de solidificación por encima del eje de alineamiento de los cilindros de colada. Esto produce frecuentemente adherencias en la superficie de los cilindros de colada y como consecuencia de ello se producen defectos en la superficie del material.

Por el contrario, en el caso señalado en la figura 16(c), si la temperatura es excesivamente alta el proceso de solidificación no termina en el punto de alineamiento de los ejes y como consecuencia de ello la solidificación se retrasa, pudiendo producirse por esta causa perforaciones en la superficie debido a la presión ferrostática y en cualquier caso oxidación del material.

Por todo ello, es muy importante que el proceso de solidificación transcurra de tal manera que su finalización no se produzca ni antes ni después de la posición deseada, siendo para ello condición imprescindible que se mantenga la temperatura de colada, en el recipiente o molde de colada, dentro unos márgenes muy estrechos.

Si consideramos en segundo lugar la presión de apriete, ya he señalado anteriormente que el proceso de colada continua mediante solidificación rápida equivale a un proceso de colada en acería juntamente con un proceso de laminación en caliente. Por tanto el control de la presión de apriete sobre los cilindros a altas revoluciones(Roll Separating Force RSF) es muy importante, ya que condiciona el caudal másico a colar en dicho proceso así como

el espesor de la banda a través de la separación de los cilindros de colada conformación. Por todo ello su incidencia es definitiva en todo lo referente a la geometría de la banda así como a su planicidad y muy especialmente a la calidad superficial y en bordes de la misma.

El espesor de la banda como función de la separación entre los cilindros, y por consiguiente de la presión de apriete de los mismos, es bastante sencilla de explicar de forma cualitativa, figura 17, ya que el fin de la solidificación de la capa externa del material en contacto con los cilindros de colada conformación debe tener lugar en la zona de alineamiento de los ejes de dichos cilindros. Esta zona corresponde a la mínima separación entre dichos rodillos. Si por el contrario el proceso de solidificación termina, de forma prematura, a un nivel superior, se produciría un exceso en el ratio de laminación lo cual conlleva un proceso de soldadura inadecuado entre las dos capas previamente solidificadas por contacto con los cilindros de colada conformación, así como a numerosos defectos en la superficie de la banda. En sentido opuesto, si el final de la solidificación se produce por debajo de la zona mencionada tendríamos un derrame de la vena líquida con dispersión en forma de cono de eyección a la salida de los cilindros.

Ahora bien, si profundizamos un poco más en esto^[65] y dado que en el transcurso del proceso de solidificación no existe solamente una fase líquida y una fase sólida, sino que existe una zona

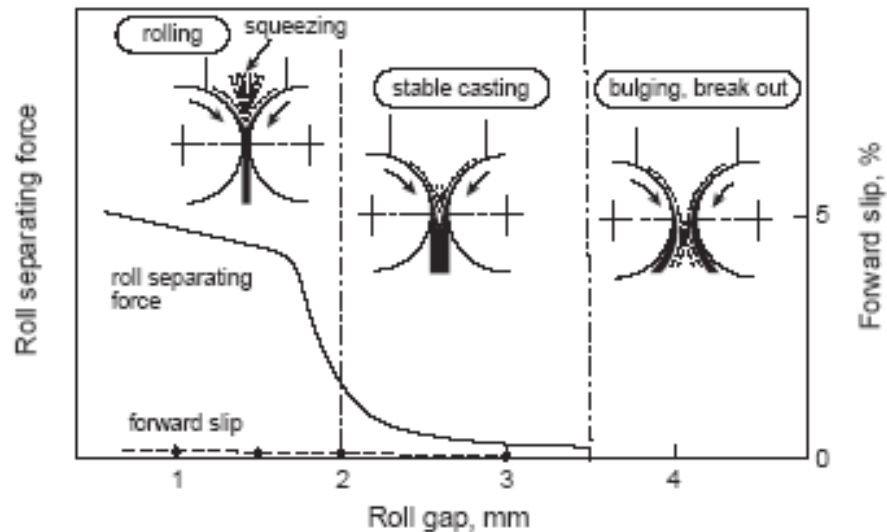


Figura n° 17. Correlación entre la presión apriete de los cilindros con el proceso de la solidificación y la separación entre los mismos.

Correlation between roll separating force and the location of the crater tip.

Ref.n° 38, fig. 23.24, pp. 15.

pastosa o esponjosa que se encuentra en fase de solidificación, debe existir un gradiente de presiones correspondientes a ambas fases, tal como se muestra en la figura 18.

Por todo ello, el control de estos parámetros, mediante un dispositivo muy complejo, se ha vuelto indispensable para el correcto funcionamiento de este proceso siderúrgico. De la corrección y exactitud que dicho control depende en buena medida el éxito de este nuevo proceso siderúrgico de colada continua mediante solidificación rápida.

3.2.3 - Calidad y defectos generados en el transcurso del proceso de colada.

En este apartado, es preciso señalar que la mayor parte de los defectos e imperfecciones en la banda, obtenida mediante este procedimiento, tienen su origen en las etapas de alimentación y colada^[67-69]. En efecto, defectos tales como agrietamiento en superficie y bordes de la banda, escorias adheridas, reoxidación del metal^[70] y solidificación prematura están relacionados con la distribución no uniforme del flujo de alimentación, nivel y temperatura del acero líquido en el molde, rugosidad y limpieza de los cilindros de colada conformación, protección frente a la oxidación de la banda mediante gas inerte etc...

En estos trabajos se ha recopilado la experiencia de un gran número de coladas realizadas por este procedimiento, fruto del

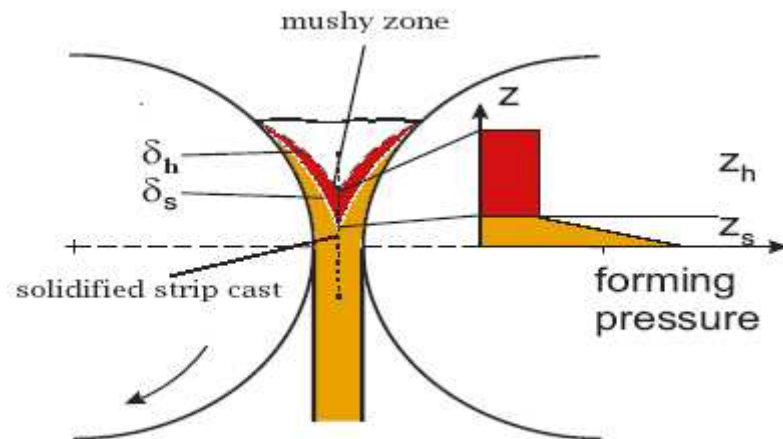


Figura nº 18. Perfil de presiones en la zona solidificada y en la zona pastosa parcialmente solidificada.

Pressure profile for solid and mushy zone

Ref.nº 65, fig.3, pp. 3

cual es la serie de defectos que aparecen en la tabla II, así como las variables y parámetros del proceso sobre los cuales se debe actuar en orden a la supresión ó minimización de los mismos.

Especial cuidado debe ponerse en evitar la adherencias de partículas de metal, solidificadas prematuramente, sobre los cilindros de colada conformación en el inicio del proceso de colada, ya que estas partículas pueden afectar a la calidad superficial de la banda, causando grietas superficiales y dañando asimismo a los cilindros de colada.

Asimismo es especialmente importante la protección y el control de la zona del menisco, mediante una atmósfera protectora, en orden a prevenir la reoxidación del metal fundido y evitar al mismo tiempo la formación de escoria en la superficie del metal fundido durante el proceso de colada. La formación de esta escoria, por pequeña que sea, nos conduce a una solidificación irregular produciendo numerosos defectos en la superficie de la banda durante el proceso de colada. Este defecto ó conjunto de defectos han sido ampliamente estudiados y aminorados en gran medida mediante la protección de la zona del menisco con una atmósfera inerte ó no oxidante.

Finalmente, dada la importancia de la calidad superficial de la banda, no puedo concluir este apartado sin hacer mención a los posibles defectos originados por la interacción del metal fundido con los refractarios del dispositivo de colada.

Tabla II. Principales tipos defectos y parámetros del proceso para la actuación sobre los mismos.

Major problems and key technologies

Ref.nº 67, tabla 2, pp. 172

Problems	Key Technologies
Skull	Nozzle design, Edge dam design and oscillation, Melt temperature
Scum	Inert gas shrouding, Meniscus shielding, Scum weir, Melt cleanliness
Edge flash	Edge dam design and control, Optimization of RSF
Strip shape	Roll gap control, Initial roll crown, Meniscus shielding gas
Equiaxed zone	Optimization of RSF, Roll surface texturing
Surface crack	Roll surface texturing, Meniscus shielding gas, Scum control

En efecto, la interacción entre el acero líquido del baño y los refractarios empleados en los orificios y dispositivos de colada ha resultado ser la causa de algunos defectos en este nuevo proceso siderúrgico. Así el oxígeno, contenido en el metal líquido, puede combinarse con el carbón del refractario alúmina grafito, resultando, como consecuencia de ello, la formación de burbujas de monóxido de carbono, las cuales pueden producir problemas en la zona del menisco en el transcurso del proceso de colada y muy especialmente defectos superficiales en el producto acabado, tal como se muestra en la figura 19.

Por ello interesa reducir por todos los medios la producción de este monóxido de carbono, mediante la adecuada selección de los materiales que componen el canal y orificio de colada así como los cierres laterales del molde ó vertedero de colada.

En el trabajo de Y.G. Lee et al^[67] anteriormente citado, se hace un análisis completo de la incidencia del tipo de material empleado en los orificios de colada y su incidencia en la calidad superficial del material obtenido.

3.3.- Etapa de solidificación.

3.3.1 - Estudio del proceso de solidificación en base a modelización matemática.

A la vista de lo que he señalado anteriormente en las etapas de alimentación y colada, se hace evidente, que el proceso de solidificación viene condicionado de forma directa por las

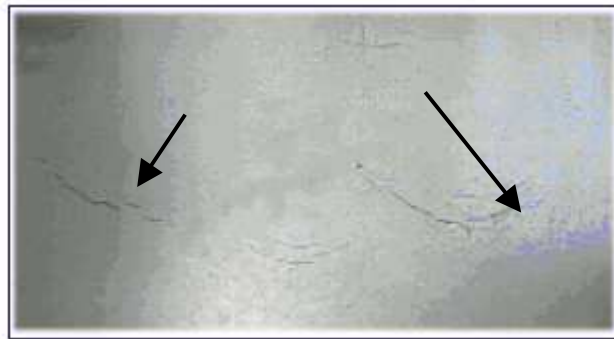


Figura nº 19. Defectos superficiales originados como consecuencia del monóxido de carbono resultado de la interacción entre el metal en estado líquido y el refractario.

Photo of defect on strip resulting from meniscus disturbances induced by CO bubbling.

Ref.nº 50, fig. 11, pp. 257

variables y parámetros señalados en la ecuación de la continuidad, que condicionan las direcciones y campos de velocidades del flujo del acero líquido que tiene lugar en el interior del molde ó vertedero de colada.

En base a ello podemos afirmar que, en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, los fenómenos de transmisión de calor y transporte de materia a través de las interfases existente entre los cilindros de colada y la capa de metal solidificado en primer término así como entre ésta y el baño fundido constituyen un problema no lineal. En efecto, en este segundo caso, capa solidificada - metal fundido, la posición de la interfase no es conocida a priori ni tampoco está fija en el espacio, lo cual confiere a este estudio una complejidad extraordinaria.

Este problema ha sido abordado, desde un punto de vista matemático, por diversos autores, entre los que cabe citar a K. Miyazawa et al^[71] quienes desarrollaron un modelo matemático bidimensional para estudiar los procesos de transmisión de calor y de solidificación, del aluminio puro, en función de variables tales como el ratios de enfriamiento, caudal másico de alimentación, separación entre los cilindros de colada conformación y velocidad de los mismos.

Posteriormente T. Saitoh et al^[72] han empleado la distribución de velocidades desarrollada en el trabajo anterior pero

aplicándolo en este caso a la colada continua mediante solidificación rápida de aceros inoxidables.

Estos autores han desarrollado un modelo matemático completo teniendo en cuenta las ecuaciones generales del movimiento del fluido así como las ecuaciones correspondientes a la transmisión de calor.

Ya he señalado en este mismo apartado que, en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, el estudio de la interfase existente entre el metal solidificado y el baño fundido da lugar a un sistema no lineal(Moving boundary problem MBP).

Por ello, al objeto de poder simplificar la resolución del problema, estos autores han empleado el método de la interfase fija (Boundary fixing method BFM), considerando una interfase de geometría arbitraria mediante el empleo de una variable independiente, de esta forma el problema puede quedar reducido a la resolución de un problema unidimensional.

Del desarrollo de este modelo pueden sacarse algunas conclusiones interesantes desde el punto de vista técnico:

- La influencia de la etapa de transferencia de calor desde la fase líquida hacia el metal solidificado no es decisiva si consideramos el proceso globalmente.

- En cuanto a los rodillos o cilindros de colada tiene mucha más influencia, en el proceso de solidificación, el estado superficial de los mismos, es decir su rugosidad, que la separación entre ambos cilindros de colada.

Ambas conclusiones avalan el desarrollo de modelos más elaborados que estudiaré posteriormente, en los cuales la solidificación tiene lugar en forma de coronas sobre las crestas de rugosidad de los cilindros de colada conformación, fusionándose estas coronas seguidamente.

Más recientemente diversos autores^[73-78] han continuado desarrollando distintos modelos, físicos y matemáticos, en los cuales se determina y resuelve el sistema de ecuaciones que representan el campo de velocidades en el fluido, la conservación de la cantidad de movimiento y los procesos de transmisión de calor, empleando para ello sistemas de análisis por elementos finitos^[79].

De esta forma se correlacionan y analizan, de forma teórica, las distribuciones de los campos de velocidades y temperaturas, ésta última tanto en la fase líquida como en la sólida, así como los coeficientes de película en la interfase sólido-líquido, en función de diversos parámetros tecnológicos del proceso, tales como: volumen, forma y dimensiones del molde ó vertedero de colada, altura del líquido en el molde, velocidad y temperatura de colada, evolución del frente de solidificación, velocidad angular de los cilindros de colada conformación así como la separación entre los mismos etc...

Ahora bien, hasta el momento presente, la mayor parte de los modelos que he considerado presuponen una superficie del fluido plana y mantenida en un nivel constante, sin embargo muy pocos

estudios se han realizado en el período transitorio cuanto el flujo del metal fundido va llenando el molde o vertedero de colada. Sin embargo, este aspecto tiene una importancia extraordinaria, ya que, como he señalado anteriormente, es uno de los mayores problemas que se presentan, desde el punto de vista técnico, para el desarrollo industrial de la colada continua mediante solidificación rápida.

Ya he señalado anteriormente, al estudiar la etapa de alimentación, que el período transitorio inicial o de arranque del proceso de colada continua mediante solidificación rápida presenta serios problemas, ya que se han de controlar, en esta etapa transitoria, todos los parámetros que acabo de señalar para el estado estacionario, con el añadido de que, durante este período inicial, el metal vertido en el molde o vertedero debe ir ganando progresivamente altura hasta alcanzar la altura óptima del baño.

Este período transitorio tiene una extraordinaria importancia ya que una práctica incorrecta de la operación en este momento de arranque, es decir en el período transitorio, puede dar lugar a defectos en la superficie de la banda ó incluso a la rotura de la misma, con la consiguiente dificultad de controlar el proceso y alcanzar el régimen estacionario, con la subsiguiente producción de grandes cantidades de chatarra. Todo lo cual condiciona la viabilidad del proceso en sí mismo.

Diversos autores^[80], pero especialmente J. D. Hwang et al.^[81, 82], han realizado estudios de modelización matemática sobre

los tipos de flujo y perfiles de temperaturas en el transcurso del régimen transitorio al inicio del proceso durante la etapa de alimentación.

Estos últimos han representado el proceso de solidificación en el periodo transitorio; tipo de flujo y perfil de temperaturas^[83] en los instantes; 0.19, 0.32,...0.95 s, después de vertido el metal líquido, como función de los parámetros del proceso que permanecían constantes; velocidad de colada: 0.40m/s, temperatura de colada: 1465° C, separación entre cilindros: 2 mm.

Finalmente una revisión completa de los distintos modelos matemáticos desarrollados sobre la etapa de solidificación en éste nuevo proceso siderúrgico puede verse en los trabajos^[84,85].

Sin embargo actualmente se puede considerar que los modelos puramente matemáticos no simulan de forma completa los procesos de transferencia térmica y solidificación que tienen lugar durante el proceso industrial de colada continua mediante solidificación rápida, ya que dicho proceso se inicia en puntos discretos ó discontinuos de la superficie de los cilindros de colada, debiendo por tanto tenerse en consideración aspectos tales como el tipo de superficie y muy especialmente la rugosidad de la misma. De todo lo cual nos ocuparemos con detalle en el siguiente apartado.

3.3.2 - Incidencia de los cilindros de colada conformación en los procesos de transmisión de calor, solidificación, y calidad de la banda.

Antes que nada es necesario reiterar la enorme importancia que, en la calidad de la banda y productividad del proceso, tienen los procesos de transmisión de calor y solidificación del material, ya que condicionan de forma decisiva la viabilidad misma de este nuevo proceso siderúrgico de colada continua mediante solidificación rápida.

Por ello, en este apartado, voy a estudiar la incidencia de los cilindros de colada conformación, especialmente la rugosidad de los mismos, tanto en los procesos de transmisión de calor y solidificación como en la calidad superficial de la banda obtenida.

Ahora bien, en lo que a los cilindros de colada conformación en concreto se refiere, su incidencia, en los procesos de transmisión de calor, solidificación y calidad de la banda, es decisiva a través de diversos parámetros tales como; material empleado en la construcción de los cilindros de colada conformación, tipo de recubrimiento aplicado sobre los mismos y muy especialmente la rugosidad de dicho recubrimiento^[50,68], procesos de dilatación en los cilindros debido al choque térmico cíclico de alta frecuencia consecuencia de las altas velocidades angulares, formación de películas gaseosas debido a la rugosidad de los cilindros etc.....

Aspectos todos ellos que estudiaré a lo largo del presente apartado, comenzando por el estudio de la incidencia que los

cilindros de colada conformación tienen en los procesos de transmisión de calor y solidificación.

3.3.2.1 - Incidencia de los cilindros de colada en el proceso de transmisión de calor y solidificación a través de la rugosidad de los mismos.

- Incidencia en el proceso de transmisión de calor

En el trabajo de R. P. Tavares et al.^[86] se desarrolla un estudio sobre el proceso de transmisión de calor entre el baño fundido y la superficie de los cilindros de colada conformación, que, a diferencia de los modelos matemáticos considerados anteriormente, tiene en cuenta la rugosidad de dichos cilindros.

Este trabajo consiste en el estudio de los coeficientes de película y coeficiente global de transmisión de calor, mediante un análisis matemático monodimensional, basándonos en la lectura de unos termopares insertados en los cilindros de colada conformación.

El desarrollo experimental del trabajo se realizó sobre aceros de bajo contenido en carbono, empleándose una buza con toberas colocadas en posición horizontal y en dirección hacia los cierres laterales del molde ó vertedero de colada. La temperatura de colada se mantuvo a 25° C por encima de la temperatura de fusión.

Respecto a la forma de llevar a cabo el trabajo, en la figura 20 puede verse una representación del dispositivo experimental empleado en este estudio con especial mención a la colocación de los termopares. Los demás datos, referentes a la planta piloto, condiciones de colada y análisis químico de los elementos constituyentes de la aleación pueden verse en el mencionado trabajo.

En la figura 21 se muestran los resultados que corresponden a una forma típica de transferencia térmica cuando se opera con velocidades de colada bajas, del orden de 4 m/minuto.

Los picos pronunciados en la transmisión de calor corresponden a aquellos periodos de contacto entre el metal líquido y los termopares alojados en los cilindros. Las pequeñas variaciones que pueden apreciarse en los picos de flujo térmico son probablemente debidas a pequeñas variaciones en las condiciones de colada y también al hecho que en cada revolución las temperaturas se toman en diferentes puntos a lo largo de la región de contacto entre el metal en estado fundido y el cilindros de colada conformación, evidentemente diferentes posiciones para el muestreo de temperaturas conducen a la medida de diferentes flujos caloríficos.

La figura 22 muestra con mayor detalle la variación en el flujo calorífico durante el tiempo de contacto. En el instante en que el metal fundido entra en contacto con el cilindro de colada conformación aparece un agudo incremento en la transmisión de flujo

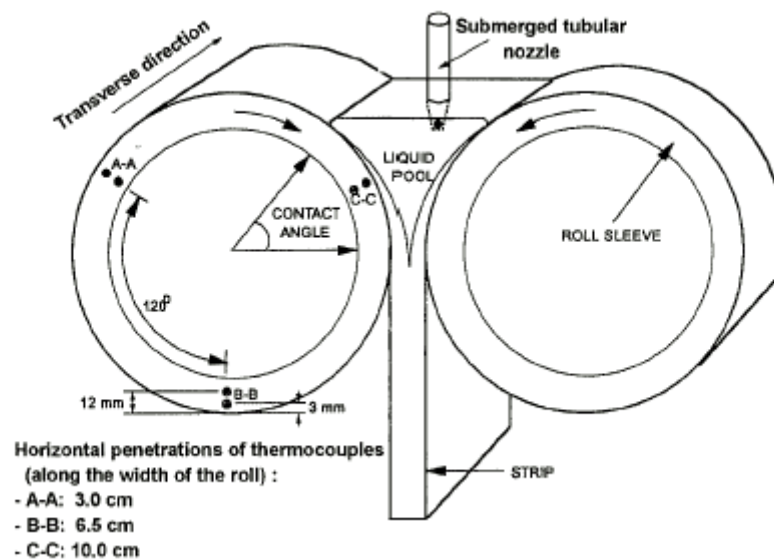


Figura nº 20. Dispositivo experimental empleado para el desarrollo del modelo de transmisión de calor

Schematic representation of the experimental set-up in the pilot caster.

Ref.nº 86, fig. 1, pp. 1354

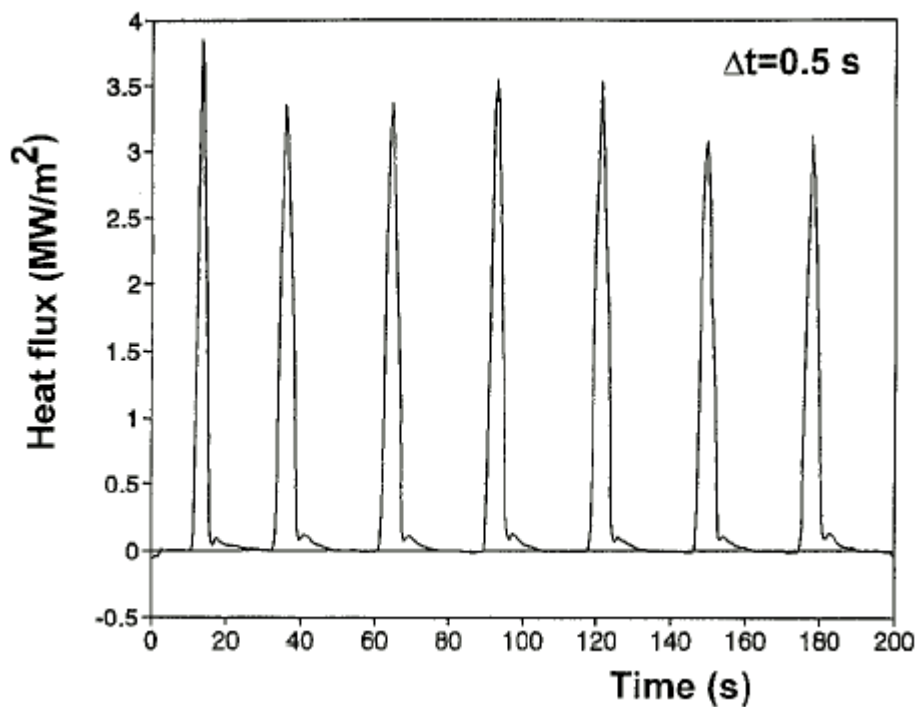


Figura nº 21. Variaciones en el flujo térmico sobre la superficie de los cilindros de colada conformación en función del tiempo. Los termopares en los que se tomaron las medidas corresponden al par B-B.

Velocidad de colada: 4m/minuto, Espesor banda: 6 - 7.5 mm

Transient variations in heat fluxes at the roll-melt interface. Thermocouples: B-B.

Ref. nº 86, fig. 2, pp. 1356

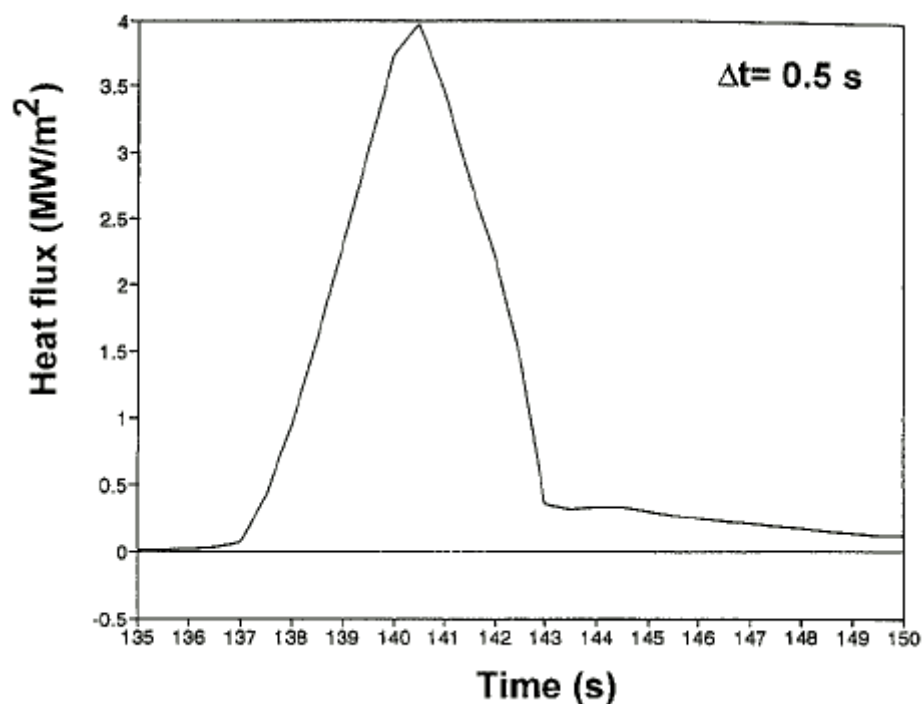


Figura nº 22. Evolución de la variación del flujo térmico durante el tiempo de contacto entre el metal líquido y los cilindros de colada conformación.

Velocidad de colada: 4m/minuto, Espesor banda: 6 - 7.5 mm
 Los termopares en los que se tomaron las medidas corresponden al par A-A.

Transient variations of heat fluxes during the contact time,
 Thermocouples pair A-A.

Ref.nº 86, fig. 3, pp. 1356

calorífico, pudiendo estimarse que el máximo se alcanza normalmente entre un medio a dos tercios del tiempo de contacto.

Las zonas de separación entre los picos de transferencia térmica corresponden, obviamente, a los tiempos en los cuales los termopares insertados en los cilindros de colada conformación no se encuentran en contacto con el baño fundido.

Del análisis de los resultados, que se muestran en estas figuras, puede estimarse que:

- El proceso de transmisión de calor tiene lugar entre la superficie de los cilindros de colada conformación y la primera capa, muy delegada, de material que ha solidificado en primer lugar. Esto se encuentra en perfecta concordancia con el modelo de solidificación de coronas sobre las crestas ó picos de la rugosidad de los cilindros de colada conformación que desarrollaré en el siguiente apartado.

- Estas dos superficies son rugosas, por tanto se produce un contacto entre dos fases sólidas solamente en determinados puntos discretos ó discontinuos, los cuales están separados por unas burbujas o películas de aire.

Una estudio más completo sobre la incidencia de esta película gaseosa, y el tipo de gas que la forma, en el proceso de transmisión de calor lo realizaré en el apartado correspondiente a la calidad superficial de la banda, habida cuenta de la transcendencia que dicha película tiene en la mencionada calidad y al objeto de dar una visión integral del proceso en su conjunto.

De todo lo anterior se deduce que, en los puntos de contacto, la transmisión de calor debe ser por conducción entre las dos superficies sólidas., en las zonas donde no existe contacto la convección y la radiación a través de la película gaseosa constituyen los mecanismos principales de transmisión de calor.

Conforme progresa el movimiento de rotación conjunto de los cilindros de colada conformación y la película solidificada, se produce un aumento de la presión ferrostática sobre dicha película solidificada, consecuencia de lo cual tiende a disminuir el espesor de la película de gas atrapado, dando como resultado un aumento en la transmisión de calor por conducción.

Ahora bien, si realizamos un segundo grupo de ensayos a mayor velocidad de colada, 7-8 m/minuto, podremos observar, tal como se muestra en la figura 23, que existe no solamente un máximo sino dos máximos en la intensidad de transmisión de calor.

La explicación a este fenómeno, propuesta por estos autores, es importante, ya que afecta al núcleo de lo que constituye la primera etapa de solidificación y que presenta un máximo interés para la comprensión global de la etapa de solidificación en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida. Para estos autores, el segundo pico en la transmisión de calor está probablemente asociado con la interacción entre las dentritas en la zona pastosa próxima a la zona de solidificación.

Cuando se alcanza en el material un grado de solidificación suficiente, al que denominaremos crítico, las dentritas forman una

red de gran cohesión que comienza a ejercer una determinada presión sobre la delgada capa solidificada en primer término y más aún conforme la distancia entre la superficie de los rodillos disminuye al acercarse a la zona de alineamiento de ejes. En esta situación, la película sólida transmite esta presión sobre la superficie de los cilindros incrementando la presión de contacto sobre los cilindros y por ello el flujo de transmisión de calor por conducción, siendo por tanto este el origen, en opinión de estos autores, del segundo pico en la transmisión calorífica que aparece en la figura 23.

La ausencia de este segundo pico en los ensayos a baja velocidad de colada, puede ser debida a los ratios de enfriamiento más bajos y por consiguiente espacios interdendríticos mayores por lo que no se ejerce la sobrepresión, anteriormente mencionada, y por consiguiente no se produce el consecuente incremento en la transmisión de calor por conducción.

Un avance de la cuantificación de los valores del flujo térmico, como función de la rugosidad de los cilindros de colada conformación, la he dado en el apartado correspondiente a la etapa de colada, donde había señalado que, a diferencia de la colada continua convencional, al no existir ninguna lubricación se produce un contacto mucho más eficaz en la interfase sólido-líquido, como consecuencia de todo ello los procesos de transmisión de calor son enormemente superiores, (8-15 Mw/m²), a los que se producen en las coladas convencionales.

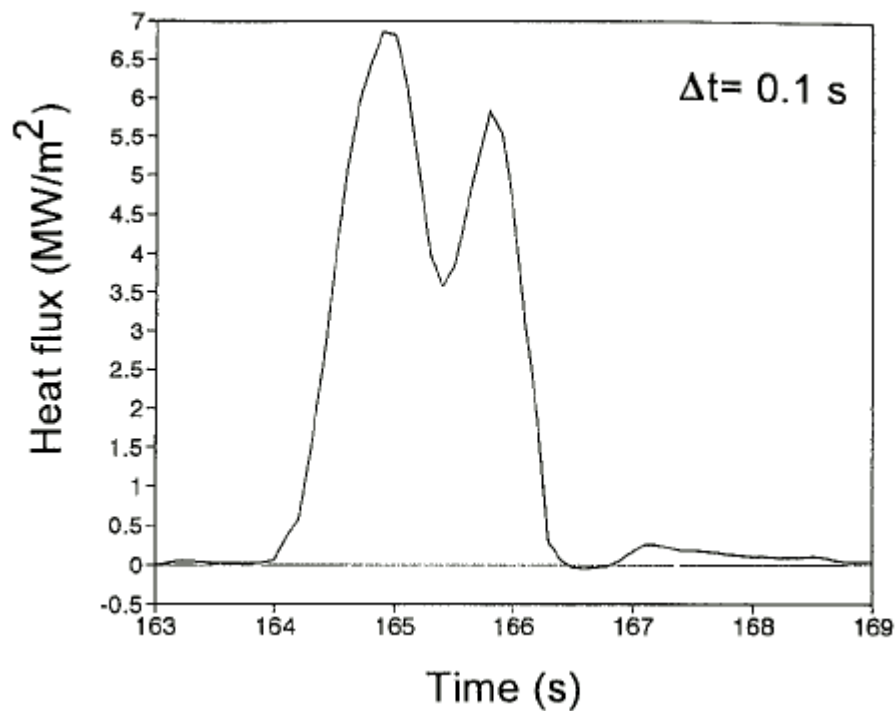


Figura nº 23. Evolución de la variación del flujo térmico durante el tiempo de contacto entre el metal líquido y los cilindros de colada conformación.

Velocidad de colada: 7 - 8 m/minuto, Espesor banda: 4 - 5 mm

Los termopares en los que se tomaron las medidas corresponden al par B-B.

Transient variations of heat fluxes during the contact time,
Thermocouples pair B-B.

Ref.nº 86, fig. 5, pp. 1357

En las figuras 24^[38] y 25^[50] se representan los valores del flujo térmico en función de la rugosidad de los cilindros de colada conformación. En este segundo caso y para determinada rugosidad, que no se indica por razones de confidencialidad del proceso, se alcanzan valores de 35 Mw/m², con tiempos de colada de 100 milisegundos lo cual redundaría en un notable incremento de la productividad del proceso.

Podemos por tanto afirmar que, desde un punto de vista práctico, el control de la transmisión de calor mediante la adecuada selección de la rugosidad de los cilindros de colada conformación es uno de los retos más importantes de este nuevo proceso siderúrgico, ya que va a condicionar de manera decisiva el proceso de solidificación, y como consecuencia de ello la productividad y viabilidad de la instalación.

- Incidencia en el proceso de solidificación

Continuemos estudiando el proceso de transmisión de calor entre el baño fundido y los cilindros de colada conformación, pero haciendo especial mención a su relación con el inicio del proceso de solidificación, todo ello como función de la rugosidad de los cilindros de colada conformación.

Ya en 1972 Prates y Biloni^[87] estudiaron el proceso de solidificación rápida en aleaciones de aluminio - cobre, como función de las condiciones bajo las cuales se desarrolla el

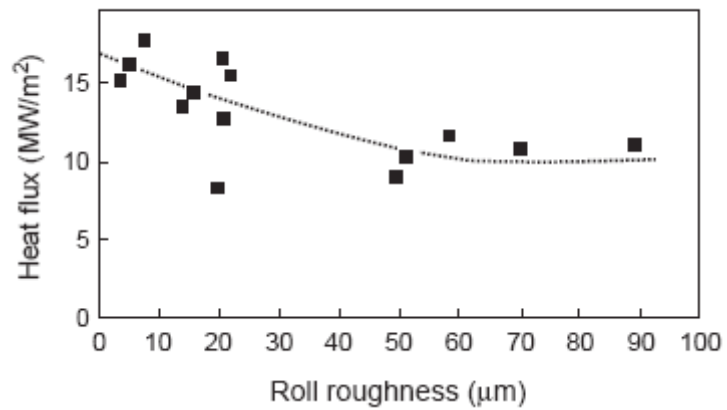


Figura nº 24. Intensidad del influjo calorífico como función de la rugosidad de los cilindros de colada conformación

Heat flux density as a function of roll roughness in the case of twin-roll strip casting

Ref.nº 38, fig. 23-16(b), pp. 12

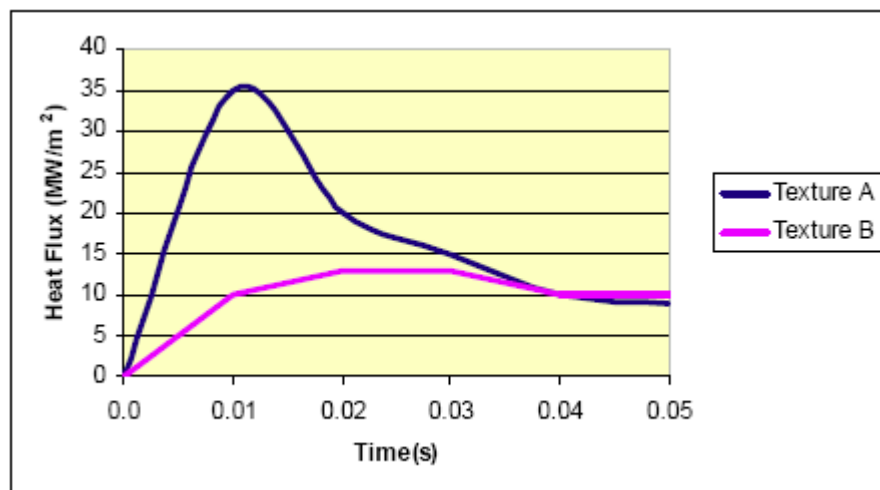


Figura nº 25. Efecto de la textura de los rodillos de colada sobre la velocidad a de transferencia térmica.

Effect of roll texture on heat fluxes

Ref.nº 50, fig. 4, pp. 255

proceso de solidificación en la interfase entre el metal líquido y el sustrato base, especialmente la rugosidad de éste último, llegando la conclusión que el proceso viene regulado por:

- Naturaleza del flujo de metal líquido sobre la superficie del sustrato, lo cual depende en gran medida del número de Reynolds. Este parámetro incide de forma decisiva en la morfología y estructura de los granos obtenidos en el proceso de solidificación.

- Rugosidad superficial del sustrato base.

Estos autores llegaron a correlacionar la rugosidad media, medida en micrómetros, con el número de núcleos de solidificación (ρ) observados por unidad de área y con el coeficiente global de transmisión de calor U ($\text{Cal} / \text{cm}^2 \cdot \text{C}^\circ \cdot \text{s}$) existente en la interfase metal líquido - sustrato de solidificación.

De los trabajos realizados, puede deducirse que el aumento en el número de núcleos de solidificación (ρ) se traduce en un aumento del coeficiente global de transmisión de calor U y por tanto en la transmisión de calor entre el metal en estado fundido y el sustrato base.

Asimismo estos autores muestran que el inicio de la solidificación del metal se inicia justo en la zona de contacto entre la superficie del metal fundido y las crestas de rugosidad del sustrato sobre el que solidifica, y que la estructura final desarrollada, de la cual dependen en gran medida las

características mecánicas finales del material, es función de las condiciones de solidificación impuestas al sistema.

Posteriores trabajos llevados a cabo por L. Strezov et al.^[88], a nivel de laboratorio sobre aceros inoxidable AISI 304, estudiaron el proceso de transmisión de calor y solidificación de dichos aceros inoxidables sobre sustratos ó bases de cobre de diferentes rugosidades. En efecto, en el caso de estos ensayos, se probaron superficies con distintas rugosidades variando el espaciado o separación entre las crestas de rugosidad 75 - 300 micras y manteniendo una profundidad constante de 30 micras, salvo en el caso de las superficies más pulidas, tal y como puede verse tanto en la tabla III como en la figura 26.

En la figura 27 se muestra el proceso de transmisión de calor para los primeros 50 milisegundos según las diferentes rugosidades del sustrato, pudiendo apreciarse que el pico de transmisión de calor tiene lugar en los diez primeros milisegundos. Por otra parte, los mayores procesos de transmisión de calor se alcanzan con valores en el espaciado de la rugosidad entre 100 y 200 micras.

Estos resultados están en buena concordancia con los expuestos anteriormente, figura 24, tanto en lo que se refiere a los valores de rugosidad como de transmisión de calor.

Finalmente, y esto es un aspecto muy importante, el modelo de nucleación, muestra una nucleación claramente alineada con las crestas de rugosidad de conformidad al modelo que voy a

Tabla III. Separación y profundidad en la rugosidad de las superficies ensayadas

Sustrate surface textures

Ref.nº 88, tabla 2, pp. 962

No.	Pitch (μm)	Depth (μm)
1	Smooth	$0.15R_a$
2	75	30
3	100	30
4	150	30
5	200	30
6	300	30

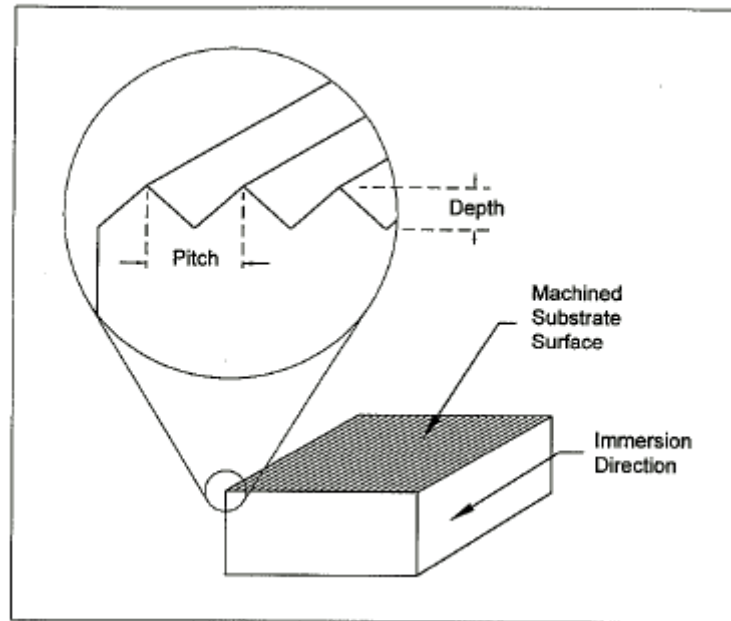


Figura nº 26. Representación esquemática de la rugosidad del sustrato mostrando tanto la separación como la profundidad de la superficie rugosa.

Schematic of substrate surface texture showing machined ridges parallel to the immersion direction.

Ref.nº 88, fig. 4, pp. 962

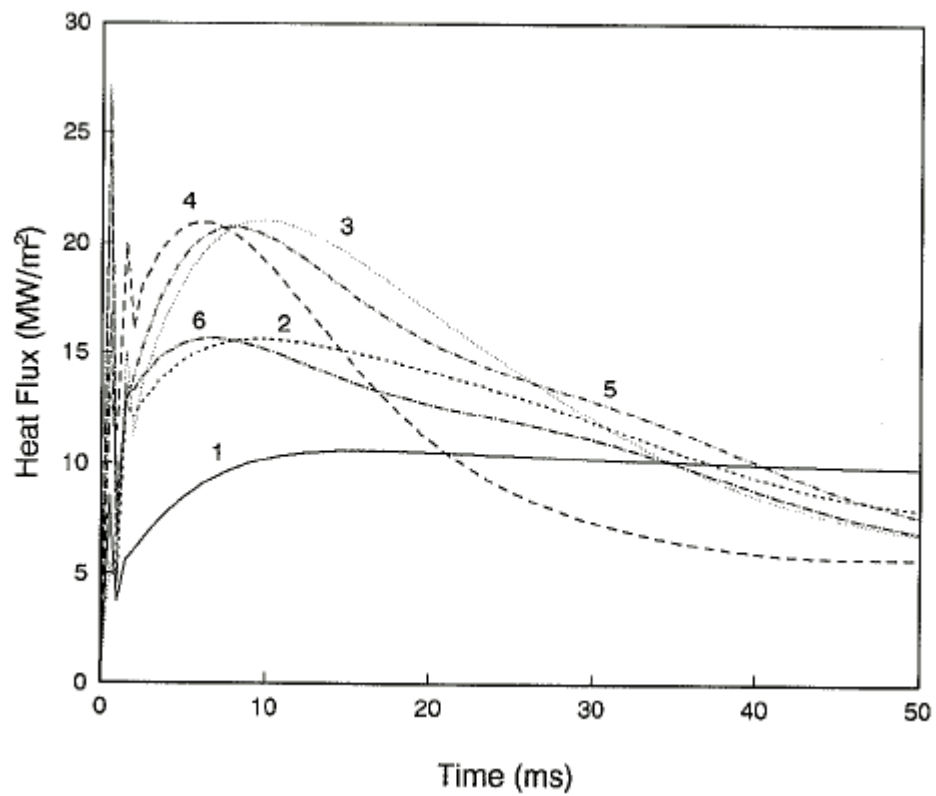


Figura nº 27. Flujos de transmisión calorífica como función de la rugosidad en el intervalo de los 50 primeros milisegundos.

Los números (1 a 6) hacen referencia a los indicados en la tabla III

Heat flux histories for samples solidified on various substrate surfaces.

Ref.nº 88, fig. 5, pp. 962

desarrollar, mostrando además una estructura dentrítica fina, lo cual se corresponde con un elevado número de centros de nucleación tal como puede verse en la figura 28 (a) y (b).

Por otra parte, es muy importante señalar que la estructura dentrítica tiende a ser más gruesa conforme se incrementa la separación entre las crestas de la rugosidad, esto se correspondería perfectamente con lo dicho anteriormente en el sentido de que la nucleación comienza sobre las crestas de las líneas de rugosidad mecanizadas previamente. Si estas líneas se encuentra más separadas los núcleos de solidificación tenderán a estar más separados con la consiguiente disminución del número de los mismos y aumento de su tamaño.

En base a todo ello, más recientemente, H. Fukase et al.^[89] han desarrollado un modelo teórico para simular la etapa de solidificación que ocurre durante el proceso de colada continua mediante solidificación rápida. Este modelo se conocen con el nombre de simulación del comportamiento del material en el transcurso de la solidificación de la película exterior (Solidifying Shell Behaviour Simulation System SBS) y en él se simula todo el proceso de solidificación de la banda, desde el contacto inicial entre el acero líquido y la superficie de los rodillos de colada conformación hasta el final de la solidificación cuando la banda se separa de los cilindros de colada conformación.

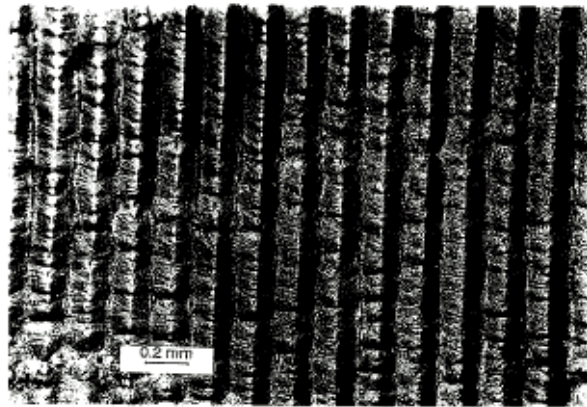


Figura nº 28(a). Estructura de la superficie solidificada en contacto con un sustrato superficial rugoso (200 μm de separación entre crestas de rugosidad).

Surface solidification structure of a sample solidified on a textured substrate surface (200 μm ridge pitch).

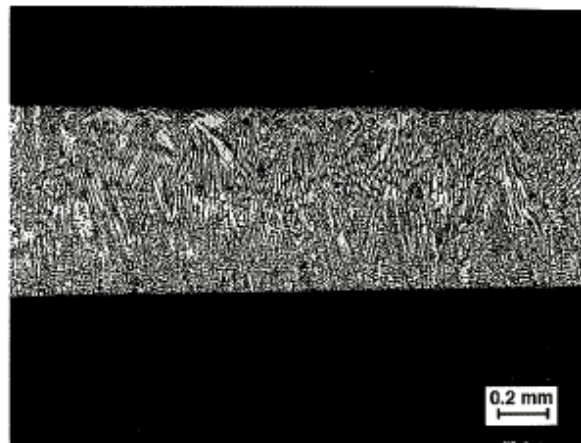


Figura nº 28 (b). Estructura de solidificación transversal de la muestra solidificada en contacto con un sustrato superficial rugoso (200 μm de separación entre crestas de rugosidad).

Transverse solidification structure of a sample solidified on a textured substrate surface (200 μm ridge pitch; top surface in contact with substrate).

Ref. nº 88, fig. 8 y 11, pp. 962 y 963

A semejanza de lo visto en modelos anteriores, en este modelo se consideran unos puntos de contacto discretos ó discontinuos, entre el metal en estado líquido y los cilindros de colada, en los inicios del proceso de solidificación. Estos puntos discretos o discontinuos coinciden con las crestas de rugosidad de la superficie de los cilindros de colada. Con todo ello, lo que se pretende conseguir, en este modelo, es mostrar un tratamiento global, conjunto y simultáneo, de los procesos de transmisión de calor y de solidificación. En el estudio de dichos procesos se incluye el inicio de la solidificación, deformaciones de la capa solidificada, su separación de los cilindros de colada y subsiguiente progreso del frente de solidificación hacia el interior.

Para ello se crea una unidad de solidificación y crecimiento que denominaremos corona y cuyo crecimiento da lugar a una lente u oblea y sobre la cual basaremos el modelo de solidificación y crecimiento.

La formación y evolución de esta unidad de solidificación y crecimiento comporta varias etapas:

- La primera de ellas consiste en la formación de la corona y su posterior crecimiento hasta formar una lente u oblea.
- Seguida de la unión y combinación de estas lentes con las consiguientes deformaciones en las mismas.
- Para finalizar con su separación de la superficie de los cilindros de colada conformación.

Seguidamente pasaré a considerar con más detenimiento cada una de estas etapas en base al modelo desarrollado por estos autores.

Respecto a la primera de ellas, cual es la formación de la corona y su posterior crecimiento hasta formar una lente u oblea, ya he señalado anteriormente y de forma reiterada, que la superficie de los cilindros de colada conformación está inherentemente asociada con una rugosidad superficial de algunas micras.

Asimismo, como ya he visto anteriormente, la fuerza de la presión ferrostática ejercida desde el baño líquido "en esta primera etapa", donde el inicio de la solidificación tiene lugar en la zona del menisco con menos de 10 mm en profundidad, no es suficiente para rellenar los valles de la rugosidad superficial y por tanto se puede afirmar que los contactos entre el líquido fundido y la superficie de los cilindros se realiza en puntos discretos ó discontinuos sobre la superficie de los mismos. Estos puntos son las zonas donde se produce la nucleación y el crecimiento de la fase sólida y cuyo desarrollo se explica mediante el citado modelo.

Durante esta primera etapa, período de presolidificación, se produce una transmisión de calor por convección-conducción, como ya he señalado, entre el metal en estado líquido y las superficies exteriores; crestas o picos de rugosidad de los cilindros de colada. Como consecuencia de ello, en esta fase, se produce la

solidificación de núcleos, en forma de coronas, en la parte superior de las crestas ó protuberancias existentes debido a la rugosidad de los rodillos de colada, tal como puede verse en la figura 29.

La geometría y dimensiones de estas coronas son función asimismo del tipo de conformación rugosa de los cilindros de colada. El modelo propuesto por estos autores es capaz de incorporar diferentes tipos de rugosidad con diversas formas geométricas y diferentes áreas superficiales.

Si consideramos ahora la segunda etapa del proceso de solidificación, a la cual me referiré como la etapa de combinación de los núcleos de solidificación ó coronas y donde dichas coronas van creciendo hasta entrar en contacto unas con otras. Un esquema de este proceso de combinación puede verse en la figura 30.

Esta fase del proceso es importante para eliminar, en la medida de lo posible, tanto a nivel de superficie como a nivel subsuperficial el desarrollo de grietas ó defectos.

La tercera y última etapa de la solidificación consiste en la interacción entre estas obleas ya desarrolladas, así como la influencia sobre ellas de los fenómenos de contracción térmica y momentos dinámicos, ejercidos estos por las fuerzas asociadas al gradiente en la presión ferrostática existente dentro del molde ó vertedero.

Este gradiente de presiones es debido a la diferencia de altura, en el nivel del líquido, existente en el molde ó vertedero

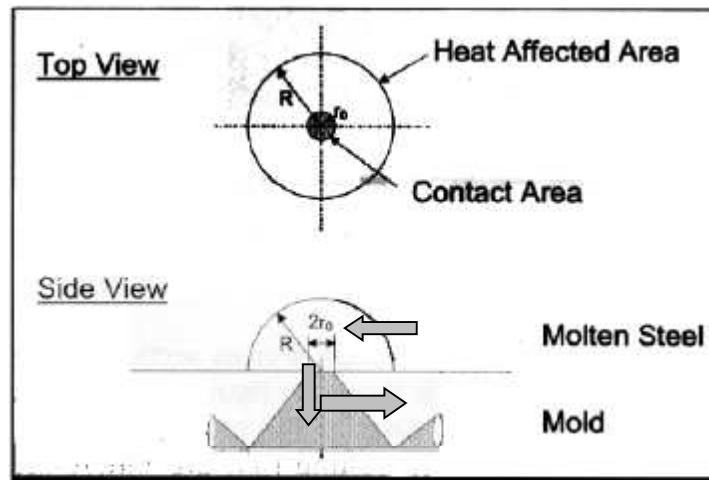


Figura nº 29. Diagrama del área de contacto y proceso de transmisión de calor durante el proceso de solidificación en el sistema de colada continua mediante solidificación rápida. Las flechas indican flujos entrantes de calor por convección desde el baño líquido a la corona solidificada y flujos disipativos de calor, donde concurren los procesos de transmisión de calor por conducción: corona - cresta de rugosidad y convección, radiación: cresta de rugosidad - gas circundante.

Diagram of contact area and heat-affected zone size for solidification against a pyramid-like surface.

Ref. nº 89, fig. 4, pp. 50

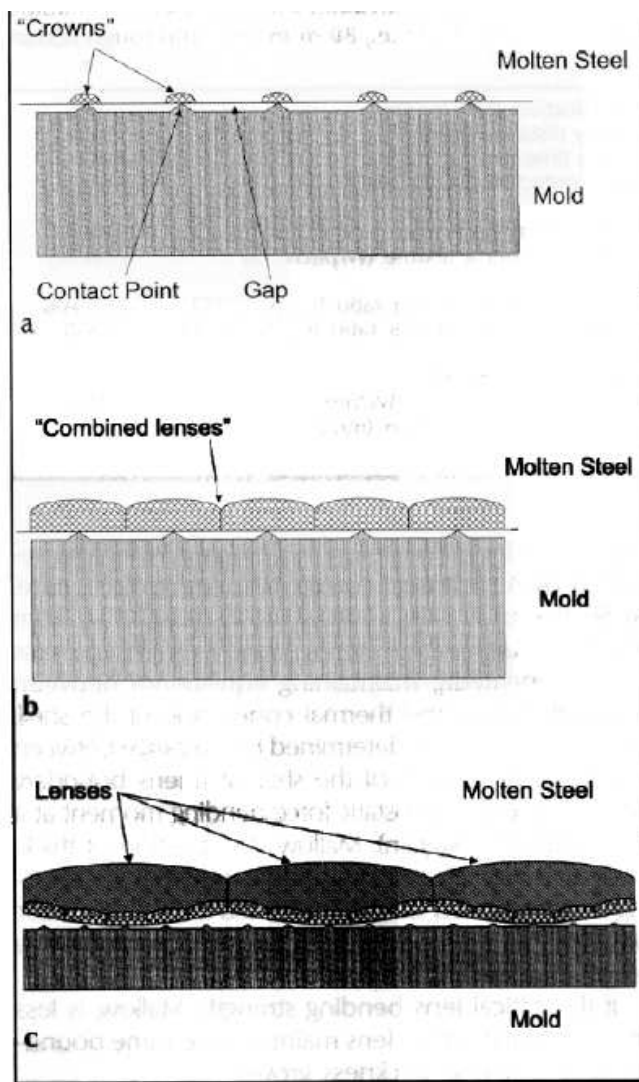


Figura n° 30. Esquema de el proceso de solidificación con la consiguiente formación de coronas, posterior crecimiento de las mismas hasta formar las lentes u obleas. Combinación de estas últimas y finalmente separación de las mismas en algunos de los puntos de contacto de la superficie de los cilindros de colada.

(a) Nucleation or crowning stage of solidification according to SBS, (b) combining growth stage of solidification (c) floating stage and depicting lenses formed by the coalescing of adjacent lenses at a frequency dictated by the ferrostatic pressure and yield strength of the steel shell.

Ref.n° 89 ,fig. 5, pp. 51

entre la zona del menisco y la zona de alineamiento de los ejes de los cilindros de colada conformación. El resultado de ello es que el conjunto de lentes u obleas rompe su contacto, en los puntos discretos o discontinuos, a través de los cuales estaba unida con la superficie de los cilindros de colada, y por tanto comienza la separación de la película solidificada de los cilindros de colada conformación, tal como puede verse en la figura 31, formándose entonces ya la primera capa de solidificación.

Para completar el estudio del proceso de solidificación es necesario considerar otros aspectos importantes, cuales son;

- La incidencia de la composición química en el proceso inicial de nucleación, sobre los picos de rugosidad de los cilindros de colada conformación.

- La estructura resultante en el material que solidifica en primer término sobre la superficie de los cilindros de colada conformación.

- La incidencia de la rugosidad de los cilindros de colada conformación en la rugosidad final de la banda obtenida.

Respecto a lo primero, incidencia de la composición química en el proceso inicial de nucleación, los trabajos de K. Mukunthan et al.^[62] señalan que, en el caso de aceros inoxidable, el contenido de azufre en el baño fundido tiene un efecto muy importante en la fase de nucleación tal como se muestra en la figura 32, donde, como puede verse, el número de núcleos aumentó considerablemente con el aumento en el contenido de azufre debido a la reducción en

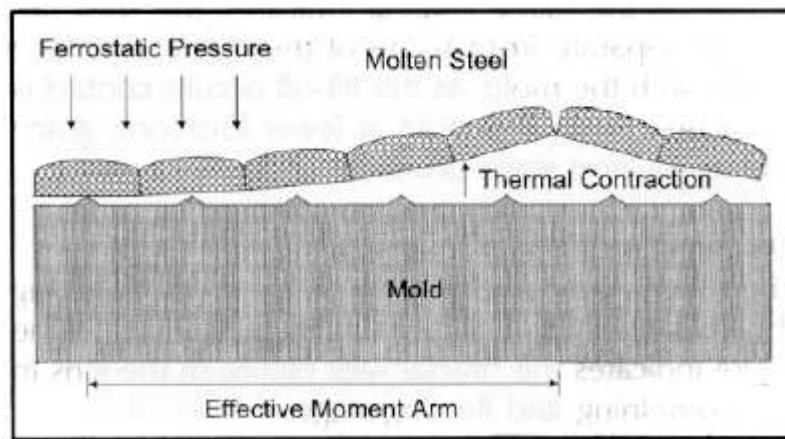


Figura nº 31. Etapa de separación de las obleas desde la superficie de los cilindros de colada debido a la contracción inherente al proceso de solidificación combinada con los momentos flectores debidos a la presión ferrostática.

Floating stage solidification according to Solidifying shell behaviour simulation system (SBS), where lenses separate from the sustrate.

Ref.nº 89, fig. 6, pp. 52

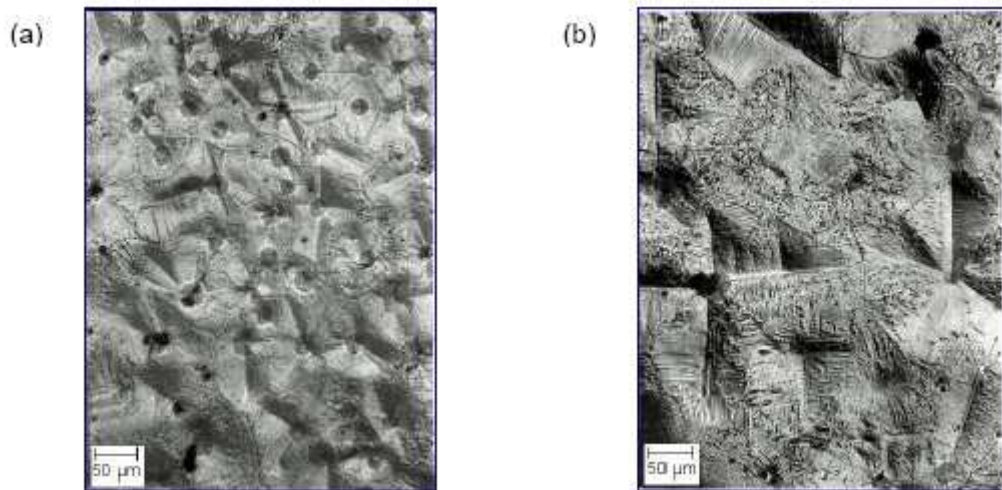


Figura nº 32. Efecto del contenido de azufre en el baño fundido sobre la estructura de nucleación en la superficie del material:

(a) 0.015 wt% (b) 0.03 wt%

Effect of melt sulphur on surface solidification structures showing nucleation pattern

(a) 0.015 wt% (b) 0.03 wt%

Ref.nº 62, fig. 7, pp. 427

la tensión superficial, en la interfase baño fundido-cilindro de colada, con el aumento de el contenido de azufre.

Ahora bien, si tenemos en consideración los resultados experimentales obtenidos, figura 33, puede deducirse que el número de núcleos de solidificación está también estrechamente relacionado con el proceso de transmisión de calor en las primeras etapas del proceso de solidificación. Aspecto éste que confirma el modelo desarrollado por Fukase et al.^[89], donde la transmisión de calor tiene lugar por conducción en las crestas ó picos de rugosidad con la subsiguiente formación de coronas en la primera fase del proceso de solidificación en la zona del menisco.

Cabe deducir por tanto la importancia del número de núcleos de solidificación en el proceso de transmisión de calor y por tanto en el proceso de solidificación, habiéndose estimado, para este material, que un incremento en la densidad de nucleación de 50 a 1000 núcleos por milímetro cuadrado incrementa la transmisión de calor de 10 a 40 Mw/m².

En lo que hace referencia a lo segundo; la estructura resultante en el material que solidifica en primer término sobre la superficie de los cilindros de colada, lo normal es obtener una estructura dentrítica típica de enfriamientos muy rápidos sin llegar evidentemente a una estructura amorfa. El mecanismo por el que esto se produce es el siguiente: en ambos cilindros de colada conformación se produce una primera capa de solidificación formada por el contacto del metal líquido con la superficie de dichos

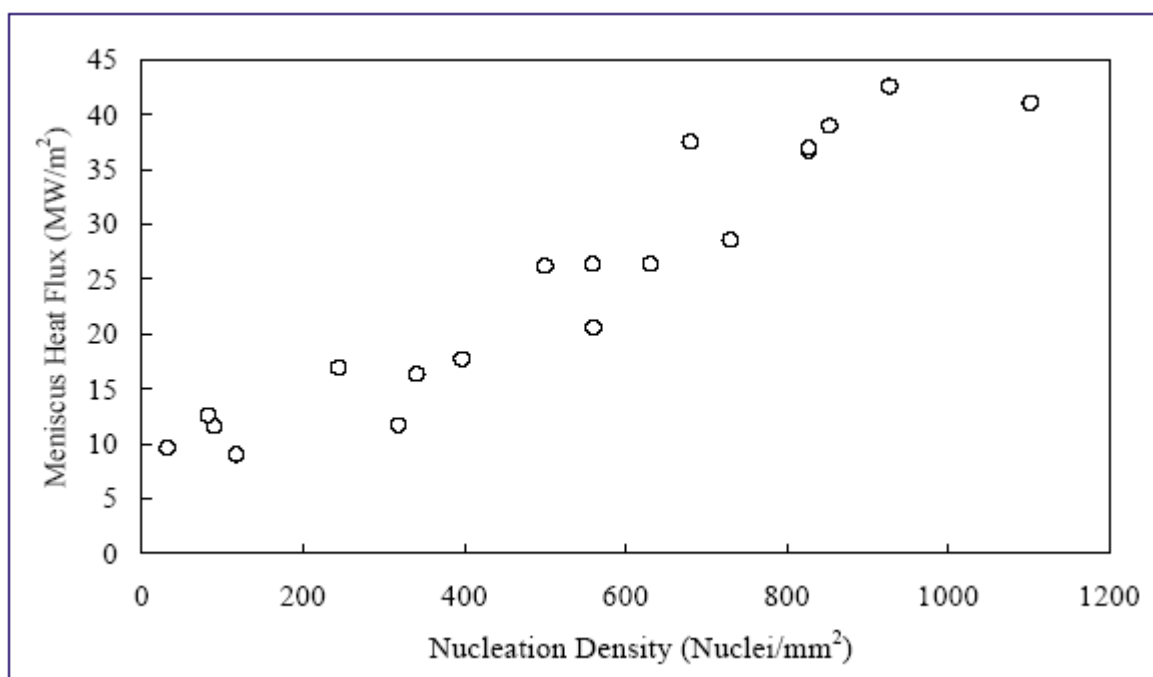


Figura nº 33. Correlación entre la transmisión de calor en la zona del menisco al inicio de la solidificación y la densidad de nucleación en la interfase metal líquido - sustrato base.

Correlation between measured meniscus heat fluxes and solidification nucleation density.

Ref.nº 62, fig. 8, pp. 428

cilindros, esta capa de solidificación va creciendo en la dirección del máximo gradiente de temperatura, produciendo una estructura dentrítica perpendicular a la superficie de contacto, tal como puede verse en la figura 34.

Ahora bien, dado que existe un gradiente de temperaturas desde la superficie de la banda hacia el centro, ello da lugar a un valor no uniforme en el límite elástico entre el centro y la superficie de la banda. La deformación plástica, por tanto, se localiza, en su etapa final, en el centro de la banda debido a su mayor temperatura y por ende menor resistencia a la deformación plástica. Por tanto esta zona central sufre un movimiento relativo, con respecto a los bordes que han solidificado en primer lugar, en dirección contraria a la dirección de colada, lo cual explicaría el ángulo de inclinación de los cristales columnares solidificados en primer término en ambas superficies de la banda tal como puede verse en la figura 35.

Por otra parte en ese espacio central, en forma de "V", que queda entre las dos capas solidificadas el acero permanece en estado líquido, y en ella se produce un proceso de solidificación más lenta, dando lugar a una morfología normalmente equiaxial.

Esta explicación es concordante con los estudios llevados a cabo por H. Takatani et al.^[90] quienes han estudiado el crecimiento de la estructura dentrítica en chapa magnética de acero al silicio con contenido en el mismo del 3%.

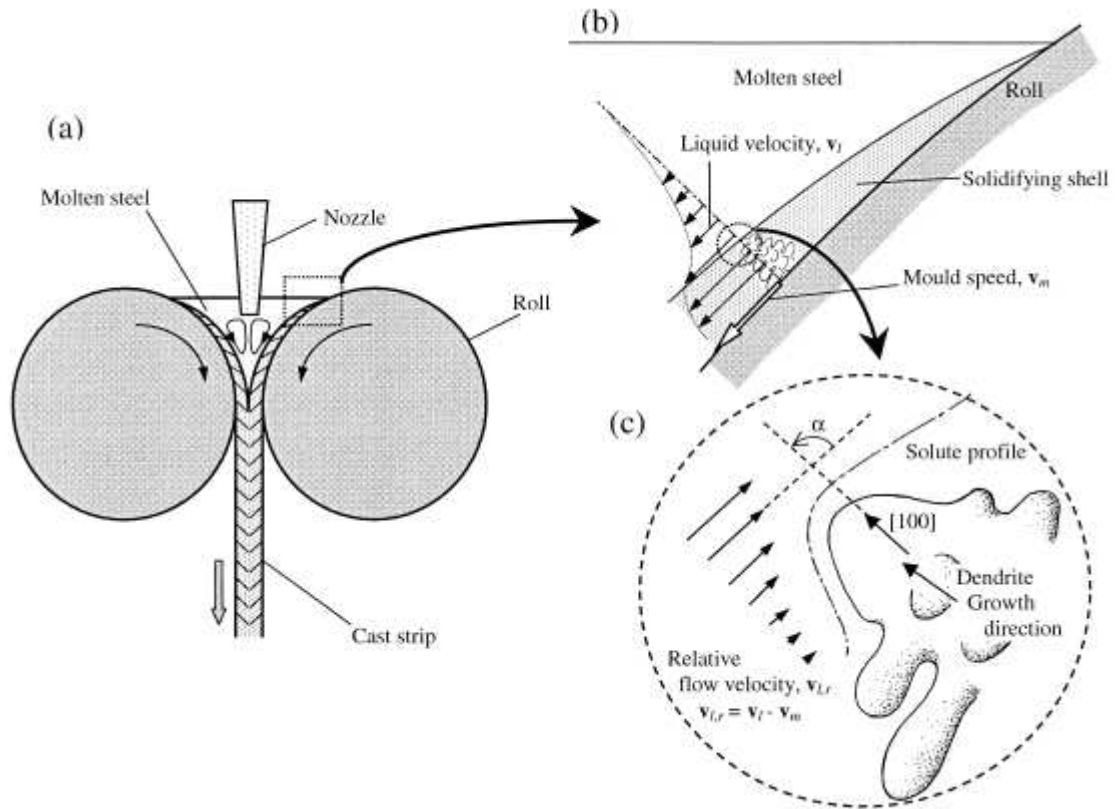


Figura nº 34. Representación esquemática del crecimiento de las dendritas en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Schematic view of twin-roll casting process and growing dendrite in the relative flow.

Ref.nº 90, fig. 1, pp. 677

With kind permission of Elsevier Ltd.

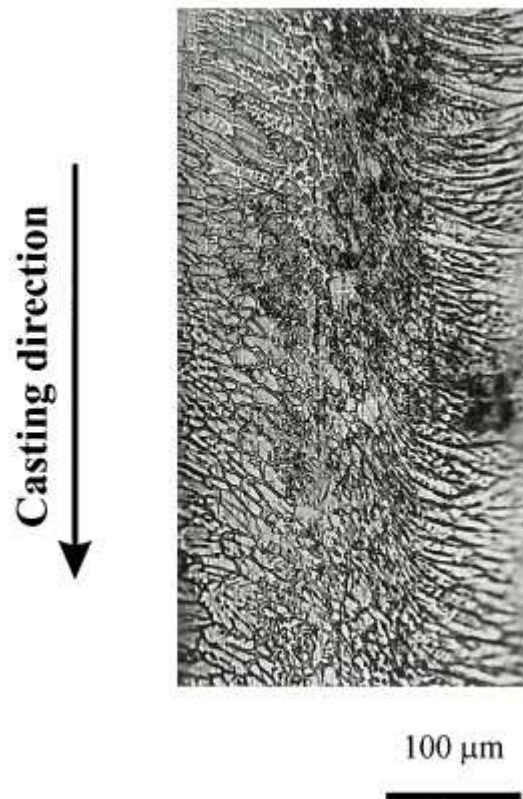


Figura nº 35. Microestructura en la dirección longitudinal de colada y en la que se muestra el crecimiento de los granos columnares en dirección opuesta a la dirección de colada.

Microstructure in longitudinal direction of the as-cast strip, showing growth of columnar crystal tips in reverse direction to the direction of casting in the center of the strip thickness.

Ref.nº 98, fig. 6, pp. 593

En dicho trabajo se señala que la cinética de crecimiento de las dentritas depende no sólo del tipo del material que se esté procesando, sino del ratio de enfriamiento del proceso de solidificación rápida así como de la dirección de flujo del mismo.

Las conclusiones más importantes de este estudio son:

- La cinética del crecimiento de estas dentritas es función, del gradiente térmico entre el metal en estado fundido y la superficie de los cilindros de colada conformación, así como de la velocidad del flujo.

- El crecimiento y la dirección de crecimiento preferente de las dentritas, en este tipo de material chapa magnética ($\approx 3\% \text{ Si}$), está girada ligeramente respecto a la normal, aproximadamente 15° , en dirección contraria a la del flujo, estando el ángulo de giro muy condicionado precisamente por el tipo y velocidad de flujo (figura 35).

Sin embargo cabe señalar que a pesar de todo los estudios realizados hasta la fecha sobre el mecanismo de crecimiento de las dentritas, especialmente en lo que se refiere a sus direcciones preferentes de crecimiento y la cinética de dicho proceso, la incidencia de los parámetros operacionales del proceso sobre el tipo de estructura final y la textura no están aún perfectamente determinados.

Un estudio completo y detallado de las estructuras metalúrgicas inherentes al proceso de colada continua mediante solidificación rápida puede verse en la obra de M. Ferry^[91]

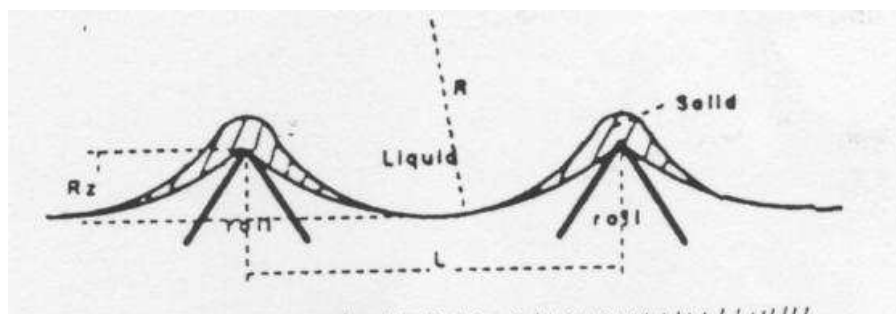
Respecto al tercero de los puntos anteriormente mencionado, incidencia de la rugosidad de los cilindros de colada conformación en la rugosidad final de la banda obtenida; cabe señalar que la incidencia de dicha rugosidad en la rugosidad final de la banda obtenida es un aspecto del mayor interés, por cuanto atañe no sólo al proceso de solidificación sino también a la calidad superficial de la banda.

J.P. Birat et al.^[92] han estudiado como influye la microgeometría de la superficie del rodillo de colada sobre la superficie de la banda obtenida mediante solidificación rápida, a lo cual estos autores denominan "transferencia de rugosidad".

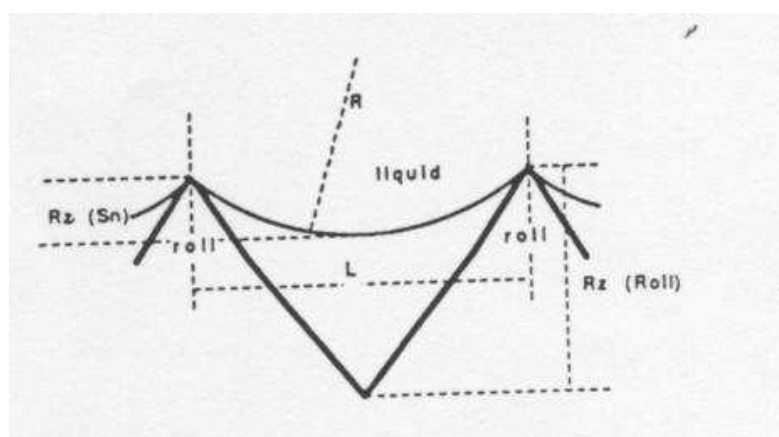
Para ello, estos autores han experimentado sobre el proceso de colada continua por solidificación rápida mediante la proyección de un chorro de metal fundido sobre la superficie de una sola rueda giratoria a altas revoluciones en el caso de un acero inoxidable.

Los resultados nos muestran, figura 36, que si consideramos las primeras etapas del proceso de solidificación, de conformidad al modelo que he tomado para su desarrollo, los núcleos de la misma aparecen en un principio en la superficie de las crestas ó picos de rugosidad de los cilindros de colada, mientras que el acero líquido se coloca en los valles de rugosidad, asociándose este fenómeno a la tensión superficial.

De conformidad con esto, en una superficie de pequeña rugosidad, figura 36(a), el acero penetra hasta el fondo de las



(a)



(b)

Figura n° 36 (a,b). Resultados experimentales sobre la transferencia de rugosidad entre el cilindro de colada y la banda, caso de acero inoxidable 304

Inicio del proceso de solidificación sobre las crestas de rugosidad de los cilindros de colada, en el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida de una sola rueda.

Experimental results on the rugosity transfer between roll and strip on the single-roll model, stainless steel

Ref.n° 92, figs. 18 y 19, pp. 928

depresiones ó valles rugosos, mientras que con una rugosidad más pronunciada, figura 36(b), la penetración no será completa y por tanto la réplica que se haga de esta rugosidad sobre la banda será solamente parcial.

De ahí que los resultados experimentales indiquen que :

- Conforme más elevadas es la rugosidad superficial de los cilindros de colada mayor es la rugosidad en la superficie de la banda.

- Cuando operamos con rugosidades bajas el proceso de transferencia de rugosidad es casi perfecto y por tanto la rugosidades en el cilindro y en la superficie de la banda son prácticamente iguales.

- Si la rugosidad de los cilindros aumentaba mayor es la diferencia entre la rugosidad de la banda y la de los cilindros de colada, siendo obviamente mayor en estos últimos que en la superficie de la banda.

3.3.2.2 - Calidad superficial de la banda y procesos de agrietamiento del material en el transcurso de la etapa de solidificación.

El proceso de obtención de diversos tipos de acero por el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida presenta todas las ventajas que ya he ido señalado anteriormente a lo largo del presente trabajo. En contrapartida, se hace

absolutamente necesario, especialmente en el caso de los aceros inoxidables, mejorar la calidad de la superficie de la banda, producida por este procedimiento, para alcanzar los estándares de calidad obtenidos en el proceso de colada continua y laminación en caliente convencional.

Entre los problemas de calidad superficial más importantes nos encontramos con las grietas en la superficie y en el interior de la banda, ya que pueden deteriorar de forma notable la calidad superficial del material, capacidad de conformación del mismo, así como su resistencia a la corrosión.

De un estudio más detallado de la estructura de las microgrietas, ya que su tamaño oscila normalmente en el rango de unos cientos de micras, se deduce que las mismas se forman principalmente en la superficie exterior de la banda y en zonas cóncavas de la misma (tortoise-shell-shaped depressions) en el transcurso del proceso de solidificación^[93-95], aspecto éste que estudiaré con detalle en el transcurso del presente apartado.

En efecto, de conformidad al modelo de solidificación, coronas-obleas, anteriormente propuesto, estas depresiones ó concavidades, y consecuentemente el proceso de agrietamiento, son inherentes al proceso de colada continua mediante solidificación rápida ^[96], debido básicamente a:

- Rugosidad de los cilindros de colada, lo que conlleva la formación de una película gaseosa entre los cilindros de colada y la superficie de la banda y como consecuencia distintos gradientes

de temperatura, según las zonas, entre la superficie de la banda y los cilindros de colada conformación.

- Tipo de atmósfera protectora empleada durante el proceso de colada.

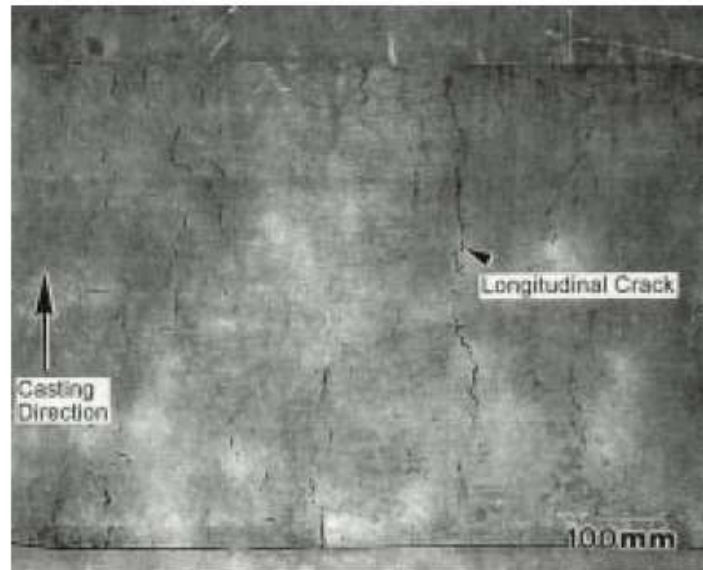
- Variaciones en el espesor de la primera corteza solidificada debidas a la formación, en el transcurso del proceso de solidificación, de capas aislantes de óxidos que dificultan el proceso de transmisión de calor.

- Velocidad del proceso de enfriamiento en el transcurso de la etapa de solidificación.

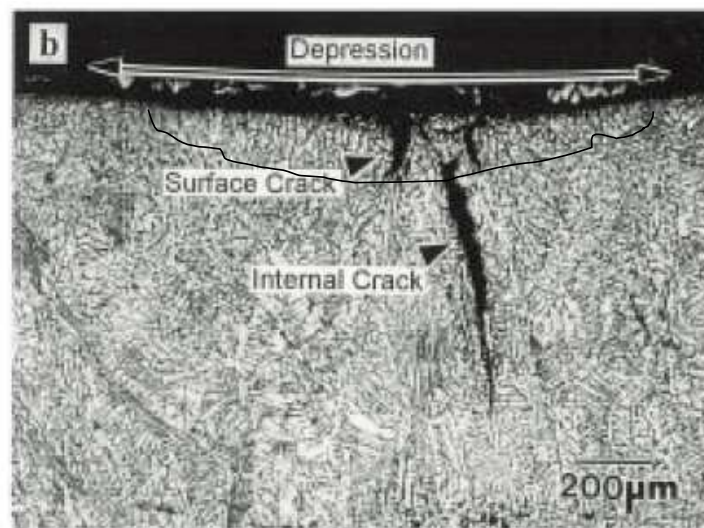
Pasemos a ver en primer término los distintos tipos de grietas, para pasar seguidamente a analizar su génesis y desarrollo posterior.

En la figura 37 (a, b) se muestran las grietas longitudinales, generadas en la superficie, en una banda de acero inoxidable obtenida por el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida. Asimismo se muestra también en superficie las zonas cóncavas de depresión ó curvatura asociadas a la formación de estas grietas, lo que nos indica que un proceso de solidificación no correcto y probablemente retardado ha tenido lugar en esa zona.

En lo que respecta a las grietas generadas debajo de la superficie ó subsuperficiales, en dicha figura 37(b) puede verse asimismo que este tipo de grietas se generan como consecuencia del



(a)



(b)

Figura nº 37(a). Grietas longitudinales en superficie en una banda de acero inoxidable grado AISI 304 obtenido mediante SCT.

Cracks onto a surface of an as-cast strip of an AISI 304 Stainless Steel

(b)Depresión ó concavidad asociada al fenómeno de agrietamiento.

Optical micrograph showing surface and internal crack and depression.

Ref.nº 96, fig. 2(a) pp. 2250 y fig. 4(b) pp. 2251

With kind permission of Springer Science and Business Media

estado de tensiones asociado a la curvatura existente entre la zona de granos equiáxicos y la estructura dendrítica.

La figura 38 nos muestra con mayor detalle la propagación de una de estas grietas subsuperficiales, incubada por debajo de la superficie de solidificación, propagándose paralelamente a la estructura dendrítica primaria propia del proceso de solidificación rápida y alineada con una línea de segregación.

Asimismo en la figura 39 puede verse una grieta transversal que se genera a partir de una deformación semiesférica ó cóncava, en cualquier caso su profundidad es mucho más pequeña que las grietas longitudinales. Estas grietas tiene la particularidad de que pueden engendrar a su vez grietas secundarias. La explicación a este tipo de grietas puede encontrarse en un aumento progresivo de las tensiones mecánicas asociadas a la fase de conformación en la zona próxima a los rodillos de guiado, debido probablemente al proceso de curvado, al objeto de colocar la banda en posición horizontal, a que se ve sometida dicha banda en esta fase del proceso, aunque su origen no es del todo conocido.

Un estudio completo sobre el origen, incubación, y propagación de todas estas grietas tanto longitudinales como transversales puede verse en el trabajo^[97].

Pasemos seguidamente a estudiar, como he señalado anteriormente, la génesis y desarrollo de estas grietas como

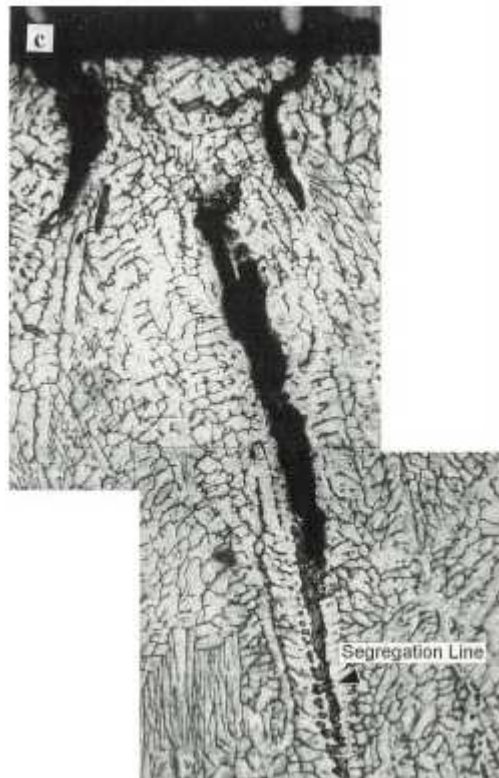
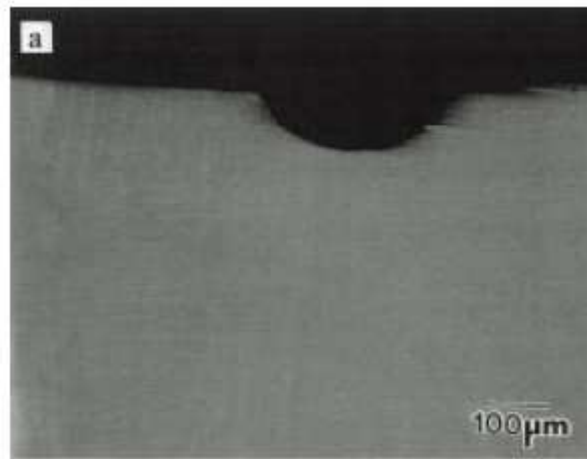


Figura nº 38. Propagación de una de las grietas desde la superficie de la banda y otra incubada desde el interior de la misma y paralela a la línea de segregación.

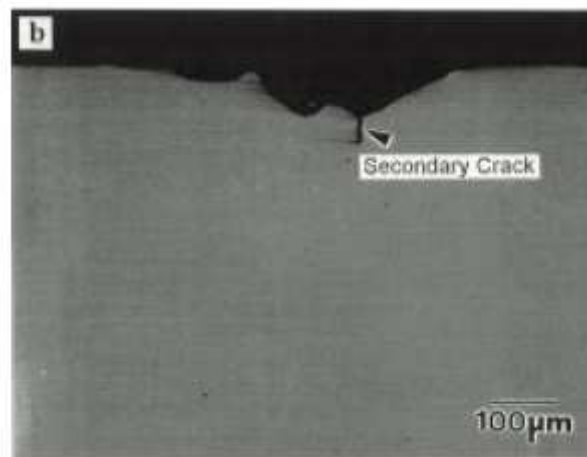
An internal crack and depression

Ref.nº 96, fig. 4(c), pp. 2251

With kind permission of Springer Science and Business Media



(a)



(b)

Figura n° 39. (a) Grietas transversales en la banda colada mediante solidificación rápida. En la figura (b) puede verse asimismo la generación de una grieta secundaria a partir de la grieta primaria de tipo transversal.

Optical micrograph of cross-sectional microstructures of transverse crack showing (a) a typical transverse crack and (b) secondary crack formed inside a transverse crack.

Ref.n° 96, figs. 5 (a) y (b), pp. 2252

With kind permission of Springer Science and Business Media

función de las variables señaladas anteriormente, comenzando por la incidencia de la rugosidad de los cilindros de colada.

- Incidencia de la rugosidad de los cilindros de colada a través de la formación de la película gaseosa:

Para determinar la relación existe entre el proceso de agrietamiento y la rugosidad superficial de los cilindros de colada se realizaron ensayos con cilindros de colada que habían sido tratados previamente para obtener una rugosidad diferente en cada una de las mitades del cilindro y comparar de esta manera los resultados obtenidos en la generación de grietas en cada una de ambas mitades.

En la figura 40(a) pueden verse las dos regiones, en una de las cuales no se ha inducido rugosidad alguna, y en la que sin embargo se han generado un considerable número de grietas longitudinales, mientras que la otra región, zona rugosa, presenta un número muy limitado de grietas.

Asimismo la temperatura de ambas mitades en la superficie de la banda fue medida y sus resultados se muestran en la figura 40(b), pudiendo deducirse que la zona de la banda que había estado en contacto con la zona rugosa de los cilindros presentaba una temperatura superior y más homogénea que la superficie de la banda en contacto con la parte del cilindro no rugosa. Esto hace pensar en un proceso de transferencia térmica más homogéneo y superior en

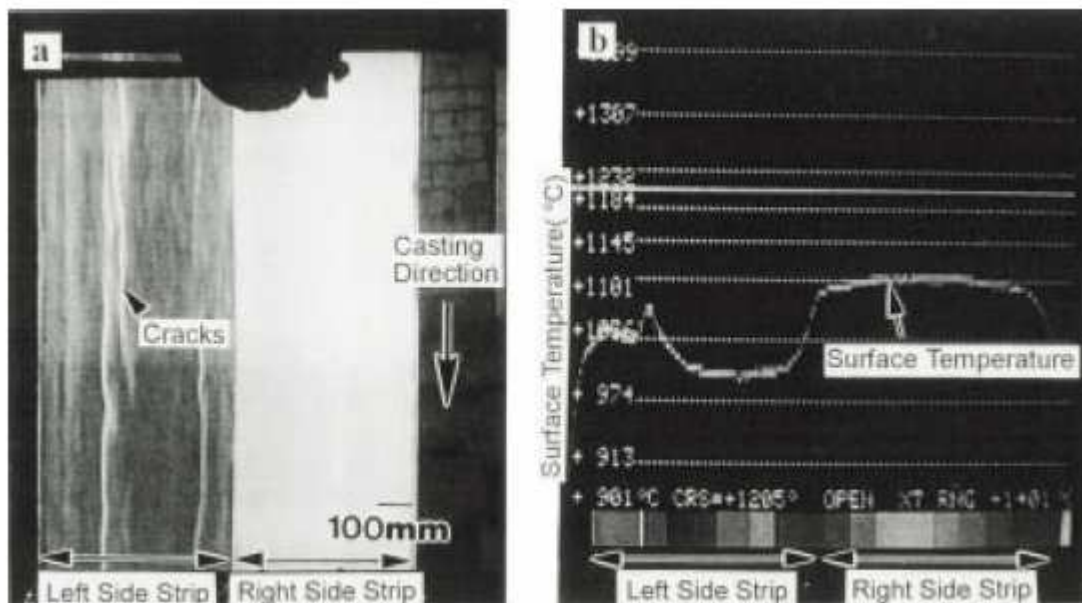
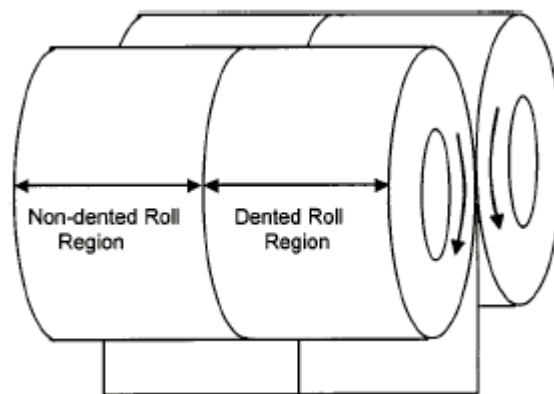


Figura n° 40. Correlación entre la rugosidad superficial y la temperatura con la generación de grietas en el caso de la colada continua mediante solidificación rápida.

(a) Photograph and (b) thermography of the strip surface cast using a roll, where the right side was dented and the left side was not.

Note: Longitudinal cracks on the left side (nondented) of the strip surface in (a).

Ref.n° 96, fig. 10, pp. 2255

With kind permission of Springer Science and Business Media

términos cuantitativos, todo ello de conformidad al modelo de solidificación desarrollado previamente.

También es posible, a partir de estos ensayos, determinar la transferencia térmica por unidad de área en función de la rugosidad de los cilindros de colada y del tipo de gas empleado como atmósfera protectora, tal como puede verse en la figura 41 y que muestra unos resultados en buena concordancia a los ya señalados en la figura 24.

De los resultados obtenidos en ambas figuras puede deducirse como consecuencia lógica lo que ya se presuponía, es decir, que la transferencia térmica entre los cilindros de colada y la banda solidificada se produce; por conducción entre los núcleos que solidifican en los picos de rugosidad de los cilindros de colada y por convección-radiación a través de la película gaseosa formada, el espesor de la cual está a su vez relacionado con la rugosidad de los cilindros de colada conformación.

Evidentemente, conforme va disminuyendo la rugosidad va aumentando la transferencia térmica, debido a un menor espesor de la película gaseosa, aumentando por ello el fenómeno de transmisión de calor, desde la superficie de la banda hacia los cilindros de colada, con las consiguientes dilataciones y contracciones de origen térmico que conllevan una mayor susceptibilidad del material para la generación de grietas. Por el contrario un aumento en la rugosidad produce un incremento en el espesor de la película gaseosa disminuyendo por ello la transmisión de calor y

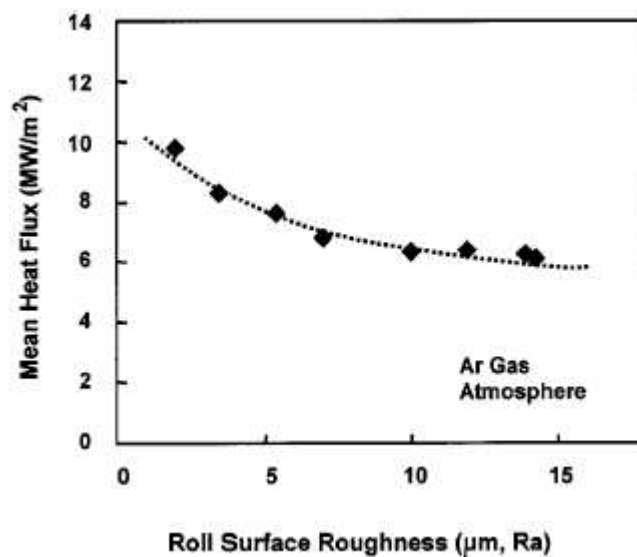


Figura n° 41. Relación en que la transferencia térmica y la rugosidad superficial de los cilindros de colada, empleando gas argon como atmósfera protectora.

Mean heat flux vs surface roughness of the dented rolls.

Ref.n° 96, fig. 13, pp. 2256

With kind permission of Springer Science and Business Media

como consecuencia los cambios de volumen asociados al proceso y por ende la generación de grietas.

- Veamos seguidamente la incidencia del tipo de atmósfera protectora empleada durante el proceso de colada.

Las atmósferas protectoras tales como argon ó nitrógeno se emplean durante el proceso de colada continua mediante solidificación rápida al objeto de minimizar la formación de inclusiones causadas por la reoxidación del metal líquido.

En lo que respecta al argon este tiene un menor coeficiente de transmisión térmica y peor humectabilidad con respecto a la superficie de los cilindros de colada, siendo, por otra parte, difícilmente soluble en el baño fundido. Por otro lado el nitrógeno tiene una buena humectabilidad con respecto a la superficie de los cilindros, mejora el coeficiente de transmisión de calor entre la corteza solidificada y los cilindros de colada y presenta al mismo tiempo una mayor solubilidad en el baño fundido.

Al objeto de cuantificar el efecto del tipo de atmósfera sobre el fenómeno de generación de grietas, por la importancia industrial que esto conlleva, se efectuaron algunos ensayos^[96] para estudiar el efecto que sobre dichas grietas tenía la relación argon/nitrógeno.

En la figura 42, se representa el flujo calorífico, en función del tipo de atmósfera, viniendo dada ésta variable en tanto por

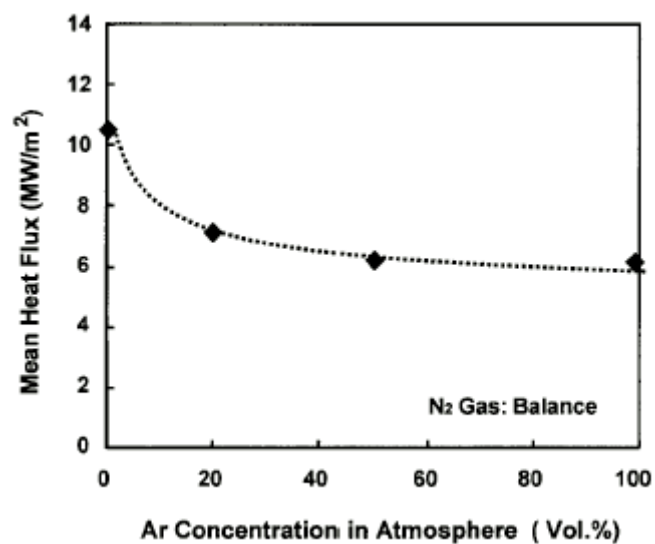


Figura nº 42. Relación entre el proceso de transmisión térmica y el tanto por ciento en volumen en la composición de la atmósfera.

Mean heat flux for the dented roll vs Ar concentration in atmosphere

Ref.nº 96, fig. 16, pp. 2258

With kind permission of Springer Science and Business Media

ciento. De estos ensayos se deduce, que el mayor proceso de transferencia térmica tiene lugar con atmósferas de nitrógeno disminuyendo este considerablemente cuando aumentaba el tanto por ciento en volumen de argón.

Asimismo se modificó la superficie de los cilindros de colada, generando concavidades ó depresiones uniformemente distribuidas sobre la superficie de la misma. Estas concavidades tenían aproximadamente 800 μm de ancho y 150 μm en espesor. Una vez realizado esto se efectuaron coladas empleando argón y nitrógeno como atmósferas protectoras.

En el caso del argón se encontraron, sobre la superficie de la banda, depresiones o concavidades en las zonas correspondientes a las zonas cóncavas de los cilindros de colada. Por el contrario, en el caso de nitrógeno, se encontraron protuberancias ó convexidades en las mismas zonas, tal como puede verse en la figura 43. Estos procesos están asociados a la diferencia en la tensión superficial en la interfase sólido (cilindro de colada)-líquido (metal fundido), generándose preferentemente las grietas en las zonas cóncavas por su distribución de tensiones.

A la vista de ello, es conveniente emplear atmósferas de nitrógeno, que además de la función protectora que ya hemos señalado anteriormente, aumentan el flujo térmico y minimizan el proceso de agrietamiento.

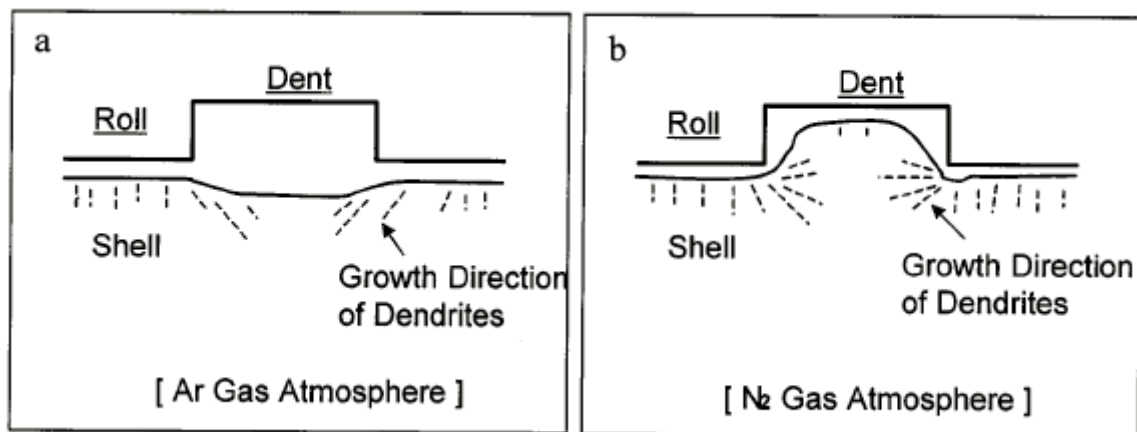
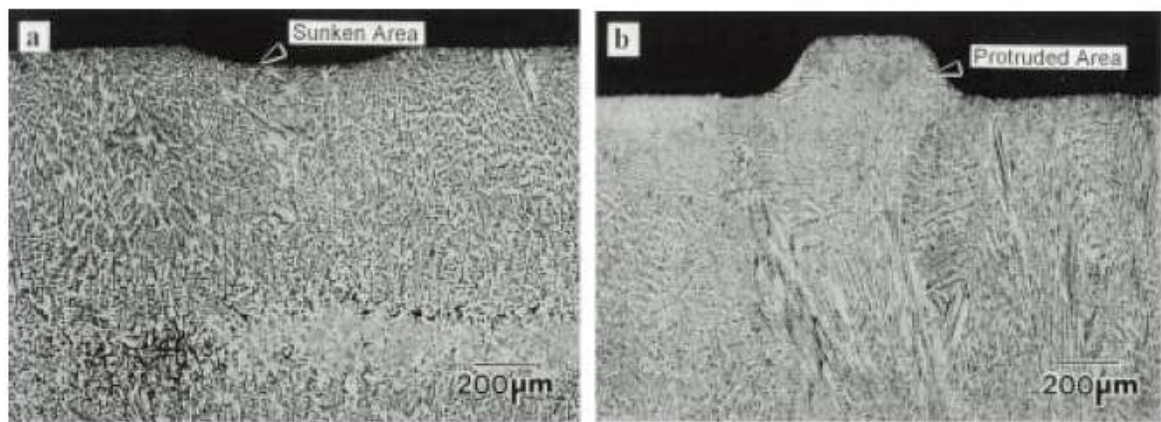


Figura nº 43. Efecto del tipo de atmósfera de protección en la superficie de la banda obtenida mediante colada continua por solidificación rápida (a) atmósfera de argon (b) atmósfera de nitrógeno.

Schematic drawings of cross-sectional microstructures of the strips cast using (a) Ar and (b) N₂ gas atmosphere, showing cross-sectional surface shapes and growth directions of dendrites.

Ref.nº 96 , fig. 15, pp. 2257

With kind permission of Springer Science and Business Media

-Veamos seguidamente las variaciones en el espesor ó depresiones en la primera corteza solidificada, debidas a la formación de capas aislantes de óxidos en el transcurso del proceso de solidificación:

Para ello y antes de comenzar a estudiar el mecanismo de formación de estos óxidos, vamos estudiar previamente su composición química, lo cual nos ayudará a comprender el proceso de formación de los mismos y su mecanismo de actuación en la formación de grietas.

En la figura 44 se muestra la micrografía de una muestra de óxido extraída de la superficie de los cilindros de colada y analizada tanto desde el punto de vista morfológico como desde el punto de vista químico.

En la tabla IV puede verse la composición química de la mencionada muestra de óxido así como un análisis de la escoria generada en este proceso siderúrgico.

Del análisis de los resultados que se muestran en dicha tabla puede deducirse, que si exceptuamos el níquel que forma parte del recubrimiento de los cilindros de colada, esta muestra está constituida fundamentalmente por óxidos de manganeso, tal como revela el análisis químico de la muestra obtenida en la superficie de los cilindros de colada. Asimismo, y en mucha menor proporción, pueden verse óxidos de cromo y óxidos de silicio, pero siendo con mucho el porcentaje mayoritario, tal como puede verse en la

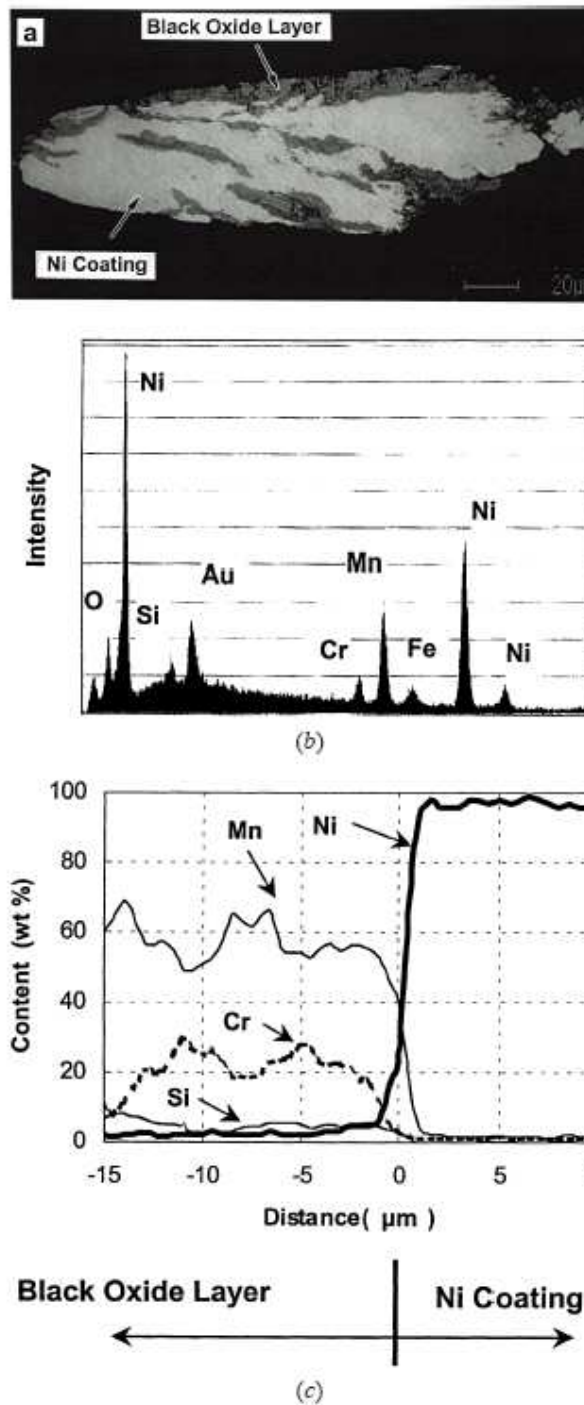


Figura n° 44. Análisis químico y morfológico de una muestra de óxido obtenida directamente de los rodillos de colada

(a) SEM micrograph and (b) EDS spectrum of the black oxide layer obtained from the Ni-coated roll surface. (c) A variation of the Ni, Cr, Mn, and Si contents in the interfacial region between a roll and a black oxide layer. Ref.n° 97, fig. 5, pp. 1492
With kind permission of Springer Science and Business Media

Tabla IV. Análisis cuantitativo de la muestran de óxido extraída de la superficie de lo rodillos de colada.

Quantitative EDS Analysis Data of Black Oxide
Layers and Slags (Weight Percent)

Ref.nº 97, tabla I , pp. 1492

With kind permission of Springer Science and Business Media

Oxides and Slags	Mn	Cr	Si	Al	O
Black oxide (layer type)	64.7	13.5	4.6	—	12.4
Slag	20.1	3.4	16.3	9.0	38.3
Powders obtained from Ni chill dipping test	62.5	6.6	9.43	—	21.5

figura, el correspondiente a los óxidos de manganeso. Por otra parte, es de destacar la evolución en la composición de la muestra, desde la superficie que está en contacto con los cilindros de colada hasta un espesor de 15 micras desde dicha superficie.

Ahora, una vez visto esto, podemos estudiar el mecanismo de la formación de dichos óxidos sobre la superficie de los cilindros de colada. Estos óxidos, que se fijan sobre la superficie de los cilindros de colada, pueden presentarse en forma de aglomerados firmemente adheridos a los cilindros de colada ó en capas de varias micras de espesor cubriendo amplias zonas de dichos cilindros de colada.

Entre las diversas causas que pueden dar lugar a la formación de óxidos vamos a fijarnos principalmente en las siguientes:

- Fijación de las escorias existentes en la superficie del baño sobre la superficie de los cilindros de colada.

- Reacción entre el baño fundido y la superficie de los cilindros de colada.

- Evaporación desde el baño y posterior condensación sobre los cilindros de colada de elementos que tiene una presión de vapor muy alta. Sabido es, como ya he señalado anteriormente, que estos óxidos están formados principalmente por aluminio, silicio, cromo y muy especialmente manganeso, tal como se muestra en la tabla IV.

Pasemos seguidamente a analizar cada una de estas posibilidades y su probabilidad de intervención en la formación de los óxidos.

En primer término, es conocido que el aluminio y silicio pueden provenir de su empleo como agentes desoxidantes ó bien formar parte como producto de la erosión de los refractarios. Sin embargo dado que, como he mostrado en la tabla IV anteriormente mencionada, el contenido de silicio y aluminio en la escoria es muy superior al contenido en los óxidos, ello implica que la escoria no es un agente activo en la formación de estos óxidos, ya que además se procura que la escoria esté perfectamente aislada de los cilindros de colada.

Por otra parte, tampoco parece nada probable que la formación de los óxidos esté relacionadas con el recubrimiento de níquel de los cilindros de colada, ya que este compuesto no ha sido detectado en la composición de estos óxidos, tal como se muestra en figura 44.

Por ello, la explicación más plausible a este fenómeno radica en que el contenido de manganeso en el acero inoxidable oscila entre un 0.8 a 1% Mn y la presión de vapor, correspondiente a esta composición, es del orden de $4.4 \cdot 10^{-4}$ atm., aproximadamente veinte veces superior a aquella del hierro y del cromo. Por ello los átomos de manganeso pueden evaporarse fácilmente desde el baño y reaccionar con los átomos de oxígeno del aire formando óxidos, los cuales se fijan sobre la superficie de los cilindros de colada,

adherencia que viene facilitada por el giro de los rodillos a altas revoluciones.

Dado que este proceso tiene lugar de forma continua durante el proceso de colada el óxido de manganeso adherido a la superficie del cilindro de colada va aumentando progresivamente en espesor, mostrándose en la figura 45 un esquema en el cual se explica el proceso por el que finalmente se forma la capa de óxido en la superficie de los cilindros.

Veamos seguidamente el mecanismo de actuación de estos óxidos y su incidencia en la generación de grietas.

Como acabo de mencionar los óxidos, de los que he venido hablando, modifican la transferencia térmica entre la capa externa de material inicialmente solidificado y la superficie de los cilindros de colada actuando como aislantes, lo cual conlleva un ratio de enfriamiento distinto, aproximadamente entre 10-20% menor que en el resto de la superficie. Esto tiene evidentemente consecuencias negativas en el proceso de transmisión de calor y por ende en la solidificación, las cuales analizaré seguidamente.

En efecto, en el caso de un proceso de solidificación ,empleando cilindros perfectamente limpios y libres de óxidos, el tamaño de grano es fino homogéneo y equiáxico, mientras que si el proceso tiene lugar con cilindros de colada cubiertos parcialmente por películas de óxidos los granos se presentan bajo dos formas diferentes; la primera de ellas consistente en granos finos y

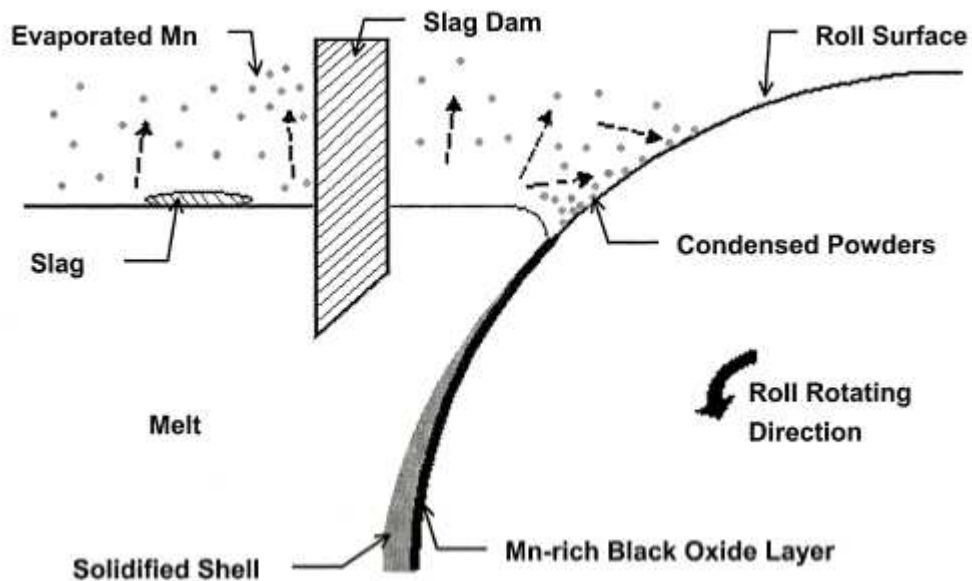


Figura nº 45. Esquema de la formación de óxidos sobre la superficie de los cilindros de colada y posteriormente sobre la superficie de la banda

Schematic diagram showing the formation process of the black oxide layer on the roll surface.

Ref.nº 97, fig. 7, pp. 1494

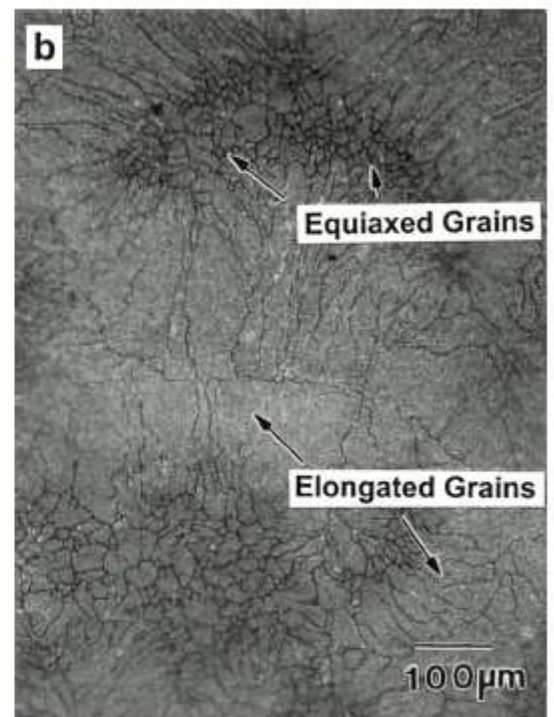
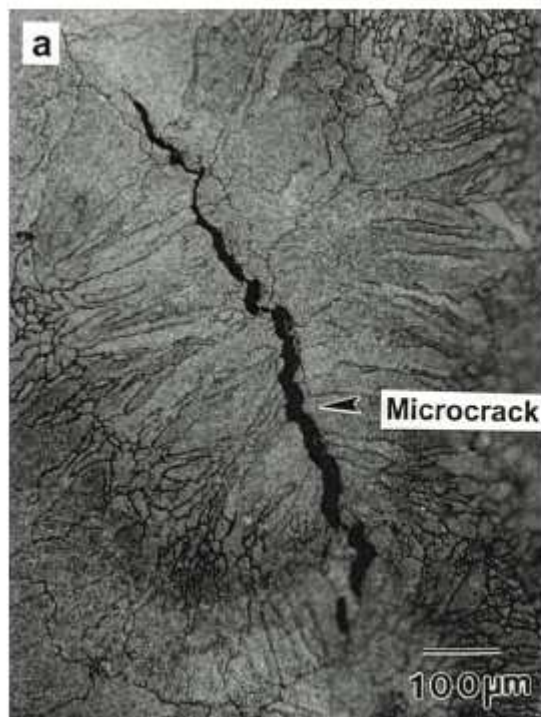
With kind permission of Springer Science and Business Media

equiáxicos y la segunda consistente en granos más propios de una estructura dentrítica.

Este último tipo de estructura es muy susceptible a la generación de microgrietas, debido por un lado a las tensiones propias del proceso de solidificación, a las cuales hay que añadir las tensiones mecánicas, debidas a la a la falta de homogeneidad en la superficie debido a la curvatura que se genera en la misma, como consecuencia de la capa de óxidos adheridos a la superficie de los cilindros de colada. Alcanzado este punto, cuando la concentración de tensiones excede un determinado valor, que denominaremos crítico, las microgrietas comienzan a desarrollarse a lo largo de la depresión o concavidad que estamos mencionando, figura 46, pudiendo observarse asimismo en la figura 47 la asociación entre la presencia de óxidos y la formación de grietas.

Una vez estudiado el origen de estas grietas, pasaré, aunque sea brevemente, a considerar la frecuencia en la aparición de las mismas con relación al número de coladas efectuadas, ya que el número de coladas y la continuidad de las mismas representa, como ya he señalado anteriormente, un aspecto clave en lo que se refiere a la productividad y viabilidad de este nuevo proceso siderúrgico.

El la figura 48 puede verse la relación existe entre el número de grietas por unidad de área y la rugosidad superficial de los cilindros de colada como función del número de coladas efectuadas.



Figuras nº 46. En la que se muestran zonas superficiales que presentan grietas, asimismo se muestran como en las grietas se inician normalmente en la zona de intersección de las estructuras dendríticas.

Optical micrographs of the (a) and (b) cracked and surface regions, showing grain boundaries. A microcrack initiates at an intersection of coarse elongated grains, as shown in (a).

Ref.nº 97, fig. 3, pp. 1490

With kind permission of Springer Science and Business Media

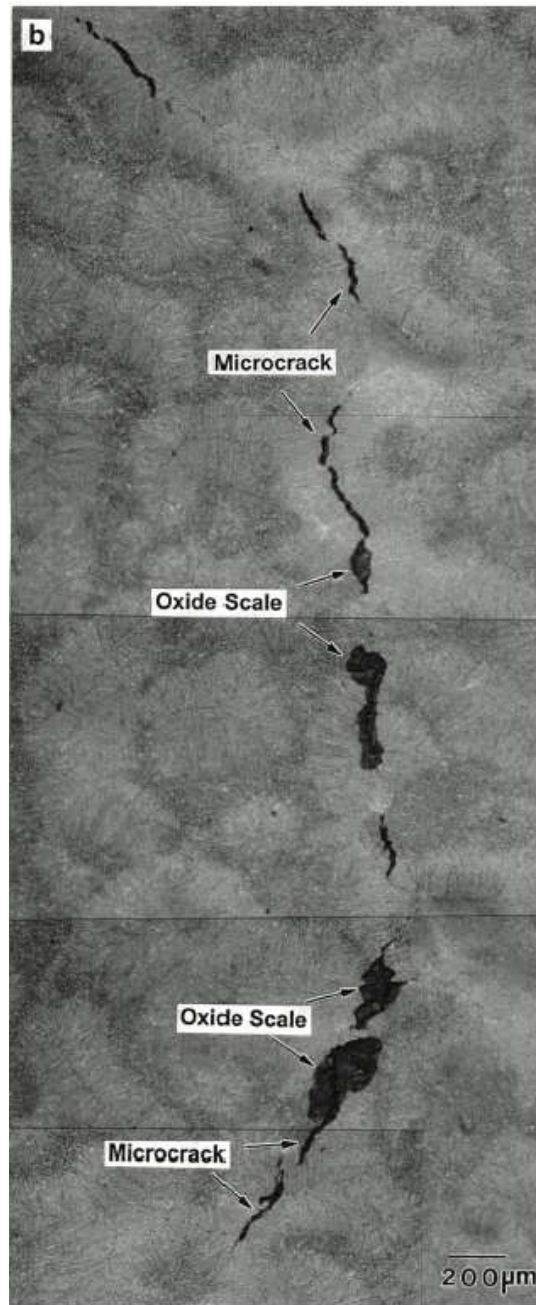


Figura nº 47. En la cual pueden verse tanto las zonas de depresión o curvatura asociadas a la generación de grietas así como el desarrollo de una grieta y óxidos.

Optical micrographs of the cast strip surface, showing (a) tortoise-shell-shaped depressions and (b) microcracks formed along the depressions. Oxide scales are also found in (b).

Ref.nº 97, fig. 2, pp. 1489

With kind permission of Springer Science and Business Media

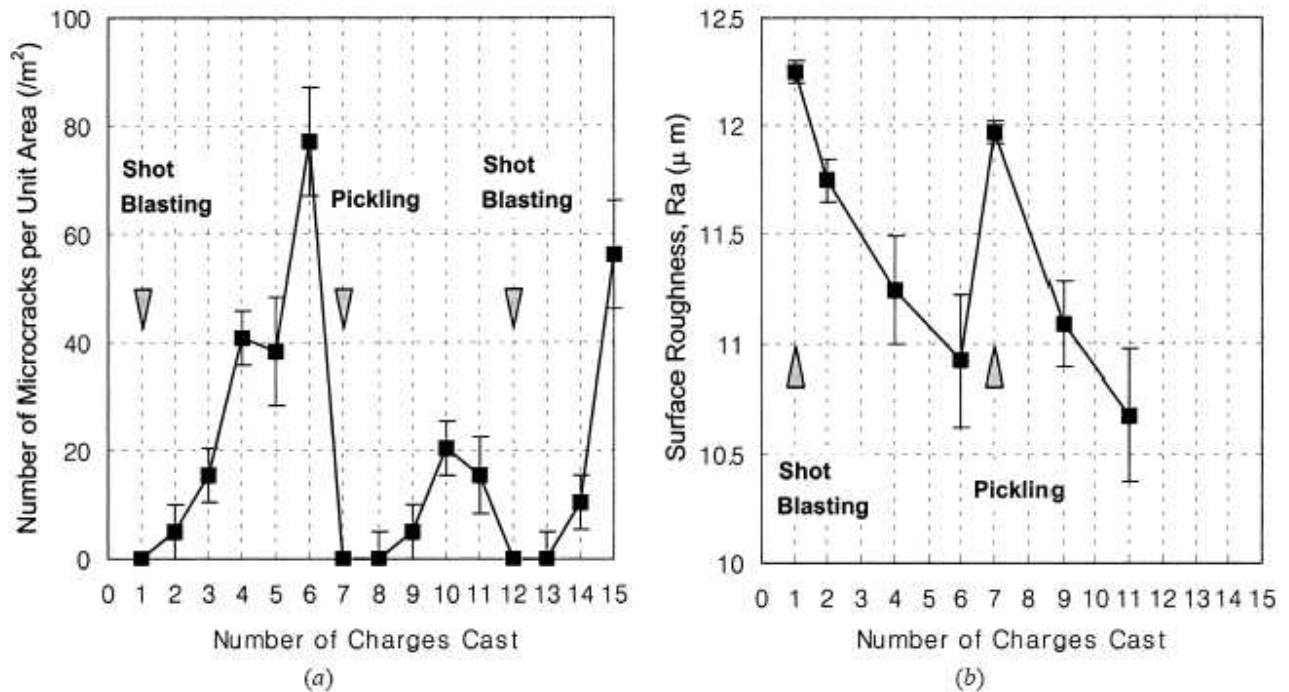


Figura nº48. Relación de el número de grietas por unidad de área (a) y la rugosidad de los cilindros de colada (b) en relación al número de coladas efectuadas

(a) Frequency of microcracking, (b) roughness, as a function of the number of cast charges.

Ref.nº 97, fig. 6, pp. 1493

With kind permission of Springer Science and Business Media

De un análisis más detallado de los datos que se muestran en dicha figura, podemos deducir que las microgrietas no se forman durante las primeras coladas, sin embargo la frecuencia de las microgrietas se incrementa rápidamente conforme aumenta el número de coladas. No obstante, cuando la superficie de los cilindros de colada se somete a una limpieza, incrementando de esta manera su rugosidad ya que desaparece la capa de óxido que se adhiere a la superficie de los cilindros, ó cuando la capa de óxido es completamente eliminada mediante un decapado con ácido clorhídrico, las microgrietas disminuyen rápidamente tal como puede verse en dicha figura.

A la vista de todo lo anterior y debido a que, en este caso, el ratio de laminación en frío posterior es mucho más limitado que en los procesos de colada convencionales, estos defectos de colada pueden permanecer en superficie incluso después del proceso de conformación en frío. Llegamos por tanto a la conclusión, como ya habíamos hablado en un principio, que este proceso de formación de grietas es uno de los mayores problemas de calidad que se presentan en este nuevo proceso siderúrgico, y por tanto debe tratar de evitarse la aparición de las mismas.

Para ello se proponen diversas acciones en este nuevo proceso productivo:

- Procurar una superficie rugosa lo más homogénea posible en la superficie de los rodillos de colada.
- Emplear atmósferas protectoras de argon.

- Regular adecuadamente la velocidad de colada y altura del metal fundido en el molde ó recipiente de colada.

- Evitar, en la medida de lo posible, la formación de óxidos en el metal fundido, procurando asimismo evitar turbulencias dentro del baño en el molde o recipiente de colada.

En cualquier caso se ha podido observar que el número y tamaño de estas microgrietas disminuye considerablemente cuando el proceso de colada continua mediante solidificación rápida tiene lugar después de una limpieza o mejor un tratamiento de decapado de la superficie de los cilindros de colada.

Todo ello confirma que este fenómeno está estrechamente relacionado con la formación de la capa de óxidos en la superficie de los rodillos de colada, y que esta capa actúa como un aislante que frena el proceso de transferencia térmica entre los cilindros de colada y el metal fundido, lo cual como ya he visto anteriormente tiene una extraordinaria importancia en el proceso de solidificación, produciéndose como consecuencia de ello una solidificación no homogénea de la banda que conduce a la formación de estas grietas. La instalación de rodillos de limpieza de las superficies de los cilindros de colada se presenta como una posible solución para la mejora del estado superficial de los cilindros de colada y consecuentemente la disminución en el número y frecuencia de las citadas grietas.

3.3.2.3 - Proceso de desgaste y deformación de los cilindros en el transcurso del proceso de solidificación y conformación de la banda.

Ya he señalado anteriormente que las ventajas técnicas, inherentes al proceso de colada continua mediante solidificación rápida, no aseguran su viabilidad comercial si la producción no se hace a un costo competitivo y si no se obtiene la adecuada calidad, especialmente en lo que se refiere a la calidad superficial de la banda.

Ambos condicionantes se encuentran estrechamente relacionados con la evolución en la topografía superficial de los cilindros de colada conformación y el mantenimiento en explotación de los mismos.

Ello es fácilmente comprensible, si consideramos que los cilindros de colada conformación son el componente esencial dentro del proceso en su conjunto y por ello influyen grandemente sobre los costes de explotación del proceso en función de la frecuencia de su recambio, además de incidir de forma decisiva en la calidad superficial de la banda a través de; la incidencia en el proceso de transmisión de calor en interfase metal fundido-cilindro de conformación, estructura metalográfica de la banda, rugosidad superficial y aparición de grietas superficiales en la misma etc... Máxime teniendo en cuenta que dicha banda va a ser empleada de forma directa ó sometida posteriormente a procesos ó

tratamientos tales como la laminación en frío, embutición, ciclos de recocido, recubrimiento y pintura superficial etc....

Para poder actuar sobre todas estas variables es imprescindible comprender y separar claramente los dos procesos que tienen lugar en los cilindros de colada conformación en el transcurso del proceso siderúrgico:

- El primero de ellos consiste en el proceso de desgaste ó abrasión termomecánica que tienen lugar durante las etapas de colada y conformación de la banda.

- El segundo está asociado a las deformaciones, de origen térmico, que se producen en los cilindros, consecuencia del choque térmico cíclico de alta frecuencia a que se someten los mismos en el transcurso del proceso.

Comencemos por el estudio del primero de ellos, cual es el proceso de abrasión termomecánica sobre la superficie del cilindro durante el proceso de colada.

Sobre este punto, N. Zapuskalov et al.^[98] han estudiado el mecanismo de interacción del baño fundido con la superficie de los cilindros de colada conformación y el desgaste a que se ven sometidos dichos cilindros.

Como ya he señalado en el transcurso de este trabajo, y de conformidad al modelo desarrollado en el apartado correspondiente a la transmisión de calor y solidificación; "simulación del comportamiento del material en el transcurso de la solidificación de la película exterior (SBS)", se produce, en primer lugar, un

contacto entre el metal en estado fundido y la superficie de los cilindros de colada conformación, seguida de una solidificación en forma de corona en las crestas ó picos de rugosidad de los cilindros de colada conformación, crecimiento y combinación de dichas coronas hasta la formación de lentes u obleas que forman la película solidificada. Finalmente tiene lugar la separación de dicha película con un movimiento relativo entre la misma y los cilindros de colada conformación.

El mecanismo mediante el cual se produce el desgaste en la superficie de los cilindros de colada conformación puede resumirse de la siguiente forma.

En primer término, en este proceso de separación, por fractura, entre las lentes u obleas de la película solidificada y las crestas de la rugosidad de los cilindros de colada conformación, se produce un proceso muy fuerte de abrasión termomecánica del cilindro con arrastre de material desde el mismo. Todo lo cual no sólo produce un desgaste de la superficie del cilindro sino que varía la rugosidad del mismo, como función del tiempo de trabajo, con todas sus consecuencias.

En segundo lugar, el aumento de la presión, en la zona de solidificación, conduce a un incremento en la transmisión de calor, debido éste a una mejora en el contacto de la corteza exterior de la banda, que ha solidificado en primer término, con los cilindros de colada. Ello trae como consecuencia un incremento de la temperatura en la superficie de los cilindros.

En un momento determinado de este proceso, el incremento de la presión, junto a la elevación de la temperatura de la superficie de los cilindros, puede dar lugar a que la propia banda comience a desgastar la superficie de los cilindros, tal y como puede verse en la figura 49, correspondiente al modelo matemático desarrollado por estos autores, para estudiar el desgaste de los cilindros de colada basado en la erosión que ejerce la banda sobre el recubrimiento rugoso de los cilindros de colada conformación.

Sin entrar en detalles sobre el desarrollo del modelo matemático, si podemos apreciar, en la figura 49, que la fuerza normal N que se ejerce por parte de la banda, que ha penetrado en las concavidades de rugosidad del cilindro de colada conformación, genera un esfuerzo cortante T en la dirección del movimiento. Dado que existe un deslizamiento ó desplazamiento relativo entre la banda y el cilindro de colada conformación, podemos observar cualitativamente que este movimiento relativo conduce al desgarró ó arranque de una parte del material. En el trabajo mencionado puede verse un desarrollo completo del modelo matemático desarrollado por estos autores^[98] .

Esto puede comprobarse si se realizan análisis químicos sobre la banda solidificada en estado bruto de colada, donde pueden encontrarse pequeñas cantidades de cobre, (en estas pruebas los cilindros no estaban recubiertos de níquel), que anteriormente no existía, y que ha sido extraído de la superficie de los cilindros durante el proceso de solidificación, tal como puede verse en la

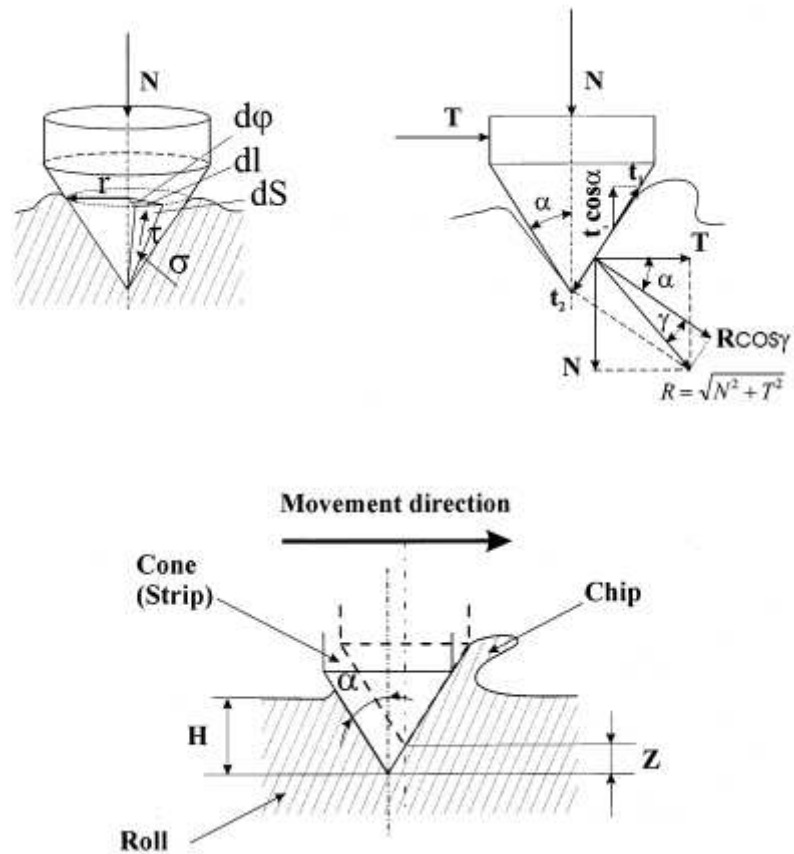


Figura n° 49. Esquema del proceso de desgaste de los cilindros de colada conformación

Schematic of micro scratching process and material removal

Ref.n° 98, fig. 8, pp. 593

figura 50. En esta figura puede visualizarse que conforme mayor es la presión de apriete sobre los cilindros de colada mayor es el tanto por ciento de cobre presente en la superficie de la banda.

Por otra parte, también podemos constatar experimentalmente, que si consideramos la rugosidad de los cilindros, el perfil topográfico de la superficie de los mismos no es constante sino que varía a lo largo del proceso. Esta variación consiste en una modificación en la rugosidad media en la superficie del cilindro y una variación en la separación entre los picos de dicha rugosidad.

Esto tiene una gran transcendencia debido a que convierte a este proceso en un proceso dinámico, ya que la solidificación de las coronas y el crecimiento de las mismas será variable en el tiempo como función de las variaciones que se produzcan en la rugosidad, tanto en altura como en separación entre crestas, de los cilindros de colada conformación.

Pasemos a estudiar seguidamente el segundo de los puntos anteriormente mencionado; el cual está asociado a las deformaciones de origen térmico que se producen en los cilindros de colada conformación, consecuencia del choque térmico cíclico de alta frecuencia a que se someten los mismos en el transcurso de este proceso.

Un grupo de autores^[99-103] han estudiado la distribución de temperaturas y el comportamiento termomecánico del cilindro; tensiones y deformaciones de origen mecánico y térmico, que se producen en los mismos, como consecuencia de los procesos de

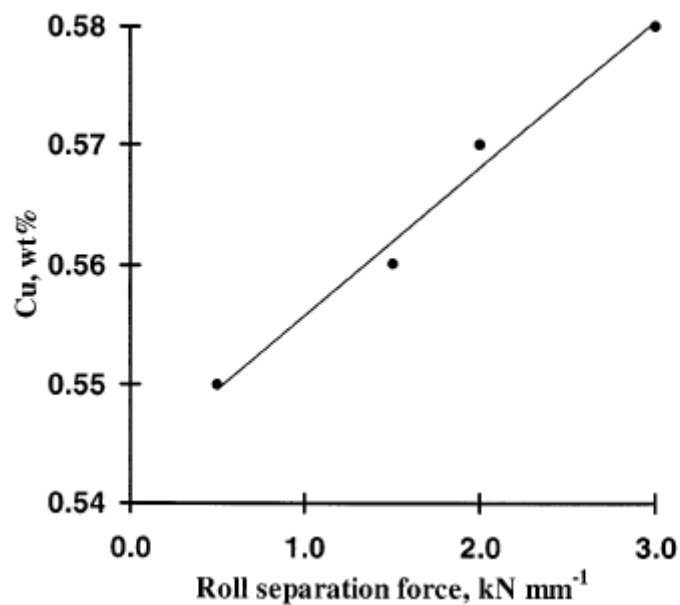


Figura n° 50. Contenido de cobre en la banda solidificada como función de la presión de apriete sobre los cilindros en función de la distancia de separación entre los mismos.
Relationship between concentration of copper in as-cast strip and the roll separation force.

Ref.n° 98, fig. 4, pp. 592

transmisión de calor y choque térmico cíclico de alta frecuencia, empleando para ello un análisis bidimensional mediante elementos finitos en régimen elástico.

Asimismo en estos trabajos se estudian los aspectos de diseño, tales como las principales dimensiones de los cilindros de colada y todo lo que hace referencia a la optimización de la refrigeración de los cilindros con el propósito de alargar la vida útil de los mismos, incrementando de esta forma la productividad del proceso.

De acuerdo a estos autores, los factores más importantes que influyen sobre la distribución de temperaturas y comportamiento termomecánico del cilindro son:

- Espesor de la capa de recubrimiento.
- Espesor del material base.
- Velocidad de rotación de los cilindros.

Empecemos por tanto estudiando de forma general la distribución de temperaturas y el campo de tensiones asociado a la misma, para pasar a considerar seguidamente el resto de los factores señalados anteriormente.

Las características completas de la planta piloto donde se han realizado los ensayos vienen dadas en este trabajo^[99]. No obstante puedo resumir que la longitud de los cilindros de colada era de 1.300 mm, diámetro de los mismos 1.250 mm, espesor de la capa de recubrimiento 2 mm, velocidad de colada 50 m/minuto. Siendo los flujos de transmisión de calor desde el acero líquido al rodillo de

colada de $7,55 \text{ Mw/m}^2$ cuando se procesaba acero inoxidable austenítico del grado AISI 304.

En las figuras 6 (b) y 51 (a) se muestra un esquema del molde ó vertedero de colada, así como un corte en la dirección axial correspondiente a un cilindro de colada conformación en el cual pueden verse los orificios ó conductos correspondientes a la refrigeración del cilindro. En la figura 51 (b) se muestra la distribución de temperaturas alcanzadas en las zonas próxima a dichos conductos.

Asimismo, en la figura 52 (a) se representa la distribución de temperaturas, después que el cilindro de colada conformación ha girado veinte revoluciones, tomada ésta en el punto de alineamiento de los ejes (kissing point ó roll nip). Dicha figura muestra que el gradiente temperatura es bastante grande. Así en el punto de encuentro ó de alineación de los ejes la temperatura en la superficie del rodillo es aproximadamente 406°C , disminuyendo hasta 106°C en el extremo opuesto del diámetro, es decir cuando el cilindro ha girado 180° .

De todo ello cabe deducir que la temperatura máxima se alcanza en el punto de alineamiento de los ejes de los cilindros, disminuyendo después progresivamente hasta alcanzar un mínimo en la zona del menisco justo antes de entrar el cilindro en contacto con el baño líquido. Como consecuencia de ello se produce una variación cíclica de temperaturas muy importante y de muy alta frecuencia, tal como puede verse en la figura 52 (b), dando



Figura nº 51 (a). Vista de un cilindro de colada conformación
con los orificios ó conductos de refrigeración
The analysis model of an axisymmetric section plane
Ref.nº 99, fig. 3, pp. 299

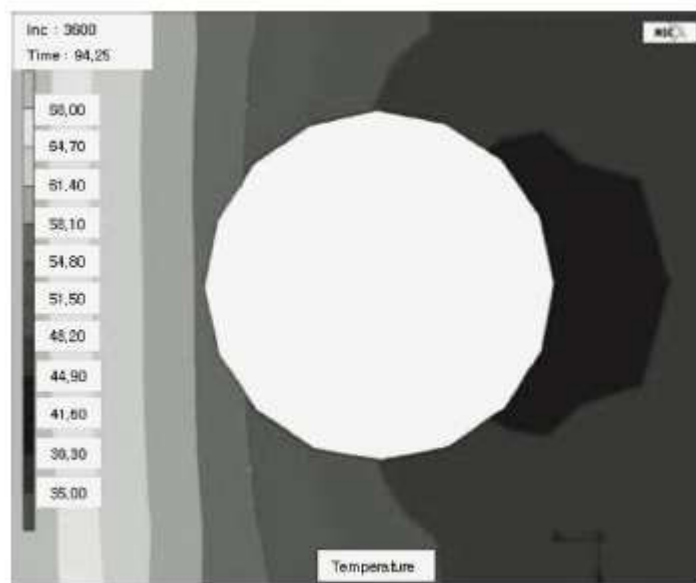


Figura nº 51 (b). Distribución de la temperatura en las
proximidades de los conductos de refrigeración del cilindro en el
punto de alineamiento de los ejes de los cilindros
Temperature distribution around the cooling channel at the roll
nip.

Ref.nº 99, fig. 5, pp. 301
With kind permission of Elsevier Ltd.

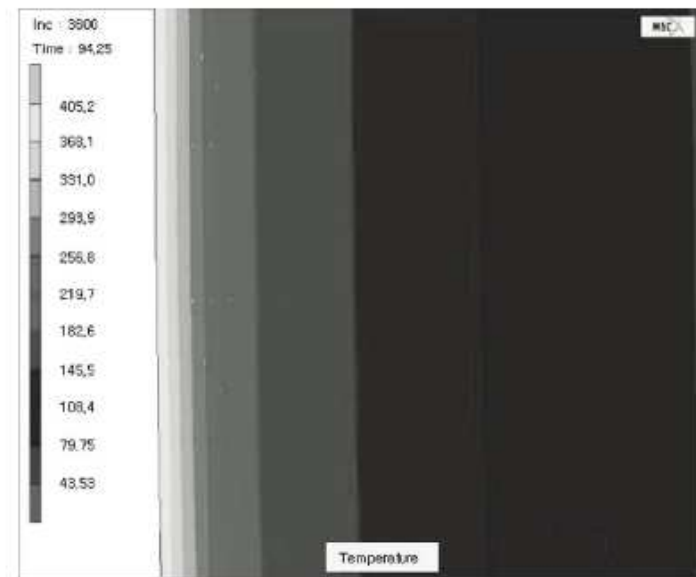


Figura nº 52(a). Distribución de temperaturas en el punto de alineamiento de los cilindros.

Temperature distribution at the roll nip

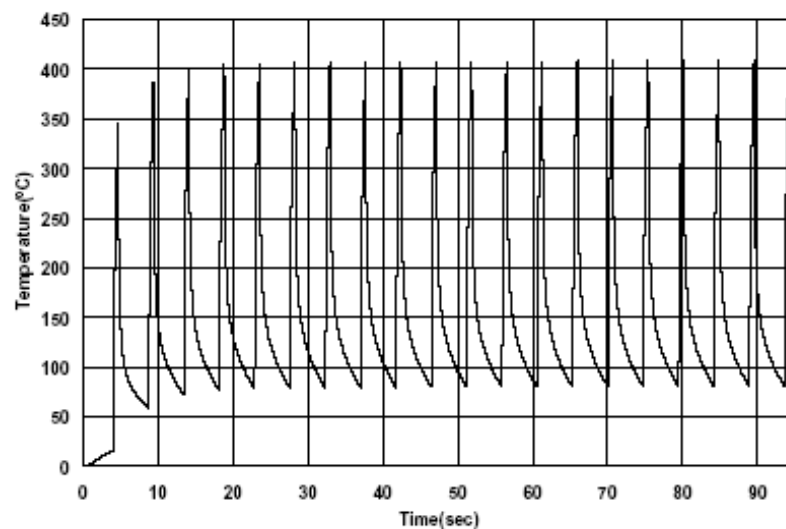


Figura nº 52(b). Variaciones de la temperatura sobre la superficie de los cilindros de colada en función del tiempo. Los máximos corresponden al punto de alineamiento de los cilindros, los mínimos corresponde a la temperatura del cilindros cuando se encuentra a la altura del menisco antes del contacto con el baño

Temperature variation of roll surface with time

Ref.nº 99, fig. 6, pp. 301

With kind permission of Elsevier Ltd.

lugar a tensiones y deformaciones de origen térmico muy importantes.

Ello trae aparejado uno de los problemas más importantes de este nuevo proceso siderúrgico, cual es el proceso de dilatación térmica de los cilindros de colada en función del tiempo de funcionamiento y su incidencia en el espesor de la banda.

De los trabajos experimentales, llevados a cabo por este grupo de trabajo, puede deducirse que la expansión térmica en función del número de ciclos se incrementa rápidamente al principio hasta alcanzar un punto a partir del cual la pendiente de crecimiento es mucho más suave. Ello requiere la necesidad de ajustar en el tiempo la separación entre los cilindros de colada si se quiere alcanzar u obtener una banda con unas tolerancias en espesor adecuadas.

Por otra parte, puede llegar a suceder que si las tensiones desarrolladas en el punto de alineamiento de los cilindros de colada conformación, que es donde se produce la máxima acumulación de tensiones, supera el régimen elástico se produzca una deformación plástica del cilindro con la consiguiente repercusión en todo el proceso de colada, especialmente en la uniformidad del espesor de la banda.

En la tabla V puede verse un resumen de la distribución de temperaturas y tensiones como función de la posición del cilindro de colada conformación.

Tabla V. Distribución de tensiones y temperaturas en función de la posición del cilindro de colada, después de veinte revoluciones.

Stress and temperature at each position of roll (after 20 revolutions)

Ref.nº 99, tabla I, pp. 304

With kind permission of Elsevier Ltd.

Position	Nip Alineamiento de ejes	After Rotation in a 180-degre arc	Before meniscus
Stress (N/m²)x10⁸	12.1	2.223	1.417
Temperature (C°)	405.6	106.2	81

Una vez visto de forma general el análisis térmico y el estado de tensiones que se pueden generar en los cilindros de colada conformación, vamos a pasar a considerar, seguidamente y de forma breve, los otros factores que habíamos señalado anteriormente, es decir la influencia que, en la distribución de temperaturas y en el estado general de tensiones de los cilindros de colada conformación, ejercen el espesor de la capa de recubrimiento, el espesor del material base así como la velocidad de rotación de dichos cilindros.

Comencemos por el primero de ellos, cual es la influencia del espesor de la capa recubrimiento en la distribución temperaturas y estado general de tensiones del cilindro.

Normalmente la superficie de los cilindros de colada conformación se recubre con una capa de níquel de espesor constante, esta capa de níquel incrementa el tiempo de vida medio de los cilindros y mejora la calidad superficial de la banda.

El níquel tiene excelentes características tales como; buena resistencia a la corrosión, resistencia al choque térmico, y alta resistencia mecánica a elevada temperatura. Sin embargo, dado que la conductividad térmica del níquel es menor que la del cobre, el recubrimiento de níquel presentará una resistencia térmica mayor conforme más elevado sea el espesor de la capa de níquel.

Ello conlleva una disminución en la temperatura en la superficie del sustrato de cobre que está en contacto con la superficie del níquel, siendo esta disminución más pronunciada

conforme aumenta el espesor de dicho recubrimiento. Este efecto no es positivo ya que un aumento en el gradiente de temperaturas en la interfase níquel cobre conduce a un incremento en las tensiones de origen térmico en la interfase.

En la figura 53 puede verse la distribución de temperaturas en superficie, como función del tiempo de colada, para diferentes espesores de recubrimiento en la capa de níquel, pudiendo apreciarse, como era de esperar, un aumento en la temperatura de la superficie de los cilindros conforme aumenta el espesor de la capa de níquel.

Esto tiene una consecuencia industrial muy importante, ya que si la capa de níquel es demasiado gruesa, la temperatura en la superficie de los cilindros de colada conformación será elevada y por tanto no permitirá ó dificultará el proceso de solidificación de la capa de acero fundido en contacto con la superficie del metal fundido por no existir suficiente gradiente de temperaturas.

En otras palabras, si el recubrimiento de níquel es demasiado grueso, temperaturas superficiales demasiado elevadas, la solidificación no tendrá lugar en buenas condiciones y por tanto la calidad superficial será inadecuada. Por ello es necesario encontrar un punto de equilibrio, para el espesor de la capa de níquel, entre su función como superficie refrigerante, que disminuye conforme aumenta su espesor y su función protectora que aumenta la vida media de los cilindros.

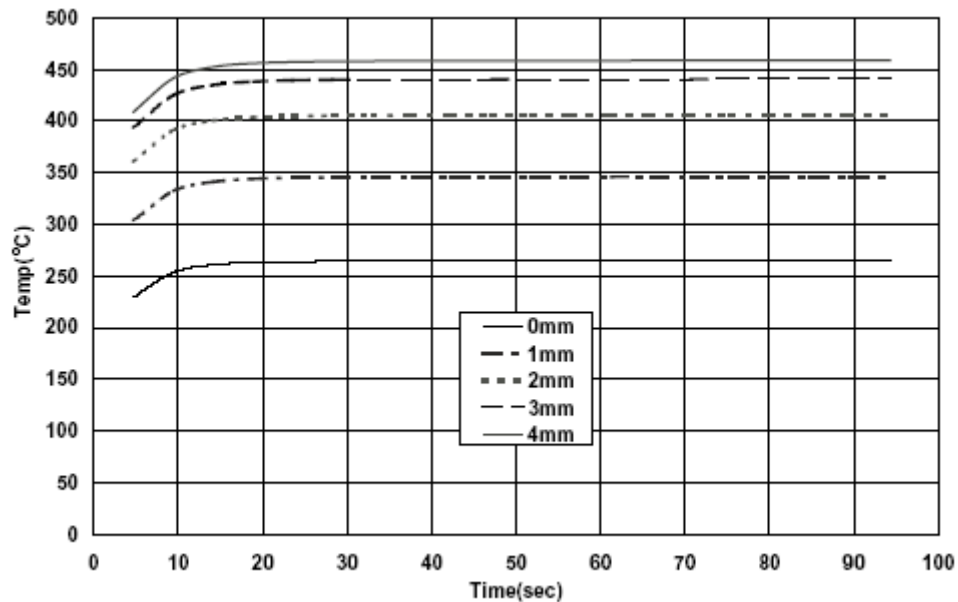


Figura nº 53. Distribución de temperaturas en la superficie ,como función del tiempo, para diferentes espesores en la capa de recubrimiento de níquel.

Surface temperature according to the thickness of Nickel plating

Ref.nº 99, fig. 11, pp. 304

With kind permission of Elsevier Ltd.

Respecto al segundo punto, espesor del sustrato base, en este caso cobre, es conocido, que si en el transcurso del proceso productivo se producen grietas en el cobre de los cilindros se hace necesario su retirada y mecanizado, con lo cual el diámetro del cilindro varía por la disminución en el espesor del cobre. Con ello el comportamiento térmico de los cilindros de colada se modifica, es decir, la distancia entre la superficie de dichos cilindros y los conductos de refrigeración varía, por ello el espesor de la capa de cobre puede afectar a temperatura de la superficie de los cilindros y a la distribución de tensiones en la interfase sustrato recubrimiento.

Estos autores han llegado a la conclusión que disminuyendo el diámetro de los cilindros la superficie de los mismos se encuentra a una distancia menor de los conductos refrigeración, ello puede producir un excesivo enfriamiento en la superficie que se encuentra próxima a esos conductos. En otras palabras, la temperatura sobre toda la superficie del cilindro no sería homogénea, lo cual puede dar lugar a la aparición de grietas en la superficie de la banda y concentración de tensiones en algunos puntos de la interfase. Por todo ello debe mantenerse una distancia adecuada entre los conductos de refrigeración y la superficie libre de los cilindros de colada conformación.

Respecto al último de los factores que influye sobre la distribución de temperaturas y comportamiento termomecánico de los cilindros de colada conformación, cual es la velocidad de dichos

cilindros, ya se ha considerado todo ello en el apartado correspondiente al proceso de transmisión de calor, pudiendo observarse en la tabla I un resumen de los valores del flujo calorífico como función de la velocidad de dichos cilindros.

Sólo cabe señalar aquí a modo de resumen que la temperatura superficial, en el punto de alineamiento de los cilindros de colada, aumenta conforme aumenta la velocidad de giro de los mismos debido al menor tiempo existente para la disipación térmica, tanto por radiación y convección cuando el cilindro no se halla en contacto con el baño líquido, como por la combinación de los procesos de conducción y convección a través de los canales de refrigeración internos del cilindro.

3.4.- Etapa de conformación de la banda.

En el apartado anterior, he estudiado la incidencia de los procesos de transmisión de calor y choque térmico cíclico de alta frecuencia sobre los cilindros de colada conformación así como el estado de tensiones deformaciones asociado al mismo.

Ahora, se hace evidente la necesidad de profundizar en este estudio, dado que las deformaciones que se generen en los cilindros de colada conformación han de repercutir necesariamente en la geometría final de la banda obtenida.

Ello es necesario, dado que, como ya he señalado anteriormente, el éxito del proceso de colada continua mediante

solidificación rápida se basa fundamentalmente en la calidad de la banda obtenida, pudiendo citarse, además de lo señalado en el apartado anterior referido al proceso de agrietamiento, la necesidad de alcanzar estándares de calidad adecuados tanto en lo que se refiere a la uniformidad geométrica del perfil de la banda como a sus dimensiones y tolerancia en las mismas.

Por ello, en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida las dimensiones y perfil de la banda, figura 54, deben ser controladas dentro de unos márgenes de tolerancias muy estrechos, de forma que las bobinas, así obtenidas, puedan ser utilizadas directamente ó procesadas posteriormente, sin problemas, en operaciones tales como laminado en frío u otras operaciones metalúrgicas.

Respecto a todo ello sabemos, dado que lo hemos considerado con detenimiento, que el principal proceso de conformación de la banda tiene lugar en el molde ó vertedero de colada, incluyéndose en ello el proceso de solidificación por contacto en las crestas de rugosidad de la superficie de los cilindros de colada conformación. Por tanto es evidente que el perfil y dimensiones de dichos cilindros tiene una influencia decisiva en la uniformidad geométrica y en la estabilidad dimensional de la banda.

Este perfil de los cilindros así como la uniformidad y tolerancias en las dimensiones geométricas de la banda vienen determinadas por numerosos factores tales como; dimensiones y

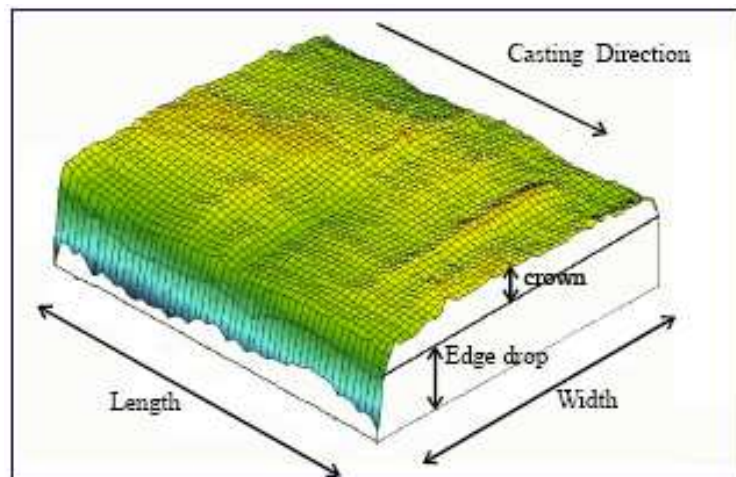


Figura nº 54. Representación esquemática de los parámetros geométricos del perfil de la banda.

Strip dimensional requirements

Ref.nº 50, fig. 13, pp. 258

geometría del molde ó vertedero de colada, diámetro y longitud de los cilindros de colada etc..., pero fundamentalmente por:

- Tensiones y deformaciones de origen mecánico, función de la presión de apriete sobre los cilindros de colada^[104](perfil de presiones).

- Tensiones y deformaciones de origen térmico^[59,105] en dichos cilindros:

- Asociadas a las variaciones de temperaturas debidas a la rotación de los cilindros (perfil de temperaturas, figura 21, ya estudiado).
- Asociadas a la variación de temperatura en la dirección axial del cilindro desde los bordes ó extremos al centro.

Así, en la figura 55 puede verse la diferencia de temperaturas existente en los cilindros de colada en la dirección longitudinal del cilindro, desde los bordes exteriores, en contacto con el refractario, hasta el centro. Como puede apreciarse en esta figura, tanto la temperatura como el flujo térmico son muy inferiores en las zonas próximas a los bordes. Ello es debido, como ya he estudiado, a la existencia de una zona de contacto triple; entre el metal líquido, los cilindros de colada y el cierre lateral del molde, además de existir adicionalmente una

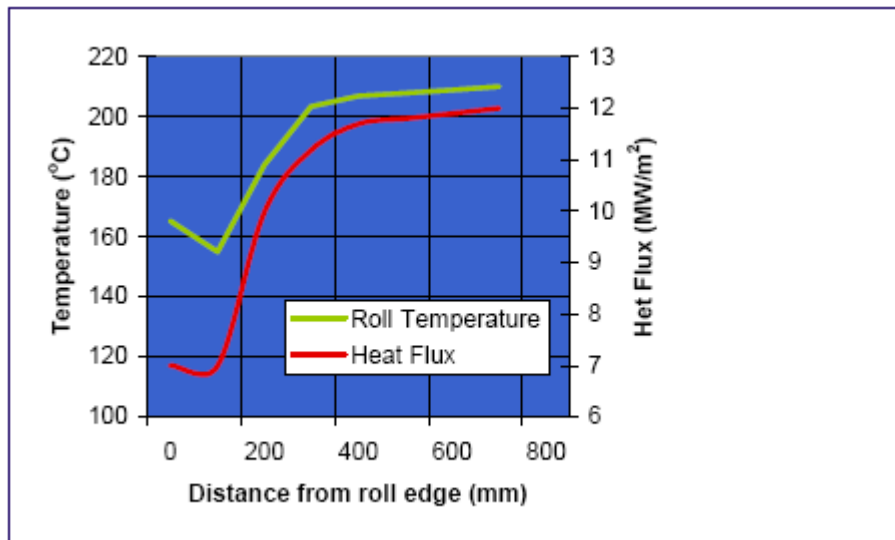


Figura nº 55. Diferencias en la temperatura y transmisión de calor desde el borde al centro en los cilindros de colada.

Measured temperature across roll width and calculated heat fluxes

Ref.nº 50, fig. 16, pp. 259

dirección axial, la dirección del eje del cilindro, para la eliminación del calor.

Todo lo cual conduce a diferencias de espesor en la banda, debido a las distintas condiciones de solidificación existentes entre el borde y el centro del cilindro, ello nos llevará posteriormente a tener que definir el perfil de los cilindros de colada para homogeneizar y optimizar el perfil de la banda obtenida.

Veamos ahora con un poco más de detenimiento, la incidencia del estado de tensiones-deformaciones, existente en los cilindros de colada, en el proceso de conformación de la banda.

En la figura 56 se muestran las distintas formas de conformación posible de la misma.

Así, si la banda es conformada a una forma geométrica cóncava, lo que se corresponde con una deformación de origen térmico en los cilindros de colada, tal como puede verse en la figura 56(b), la parte central de la banda soportara una mayor deformación que los bordes, de tal manera que la banda se habrá conformado, dando como resultado una tensión residual a compresión en el centro y a tracción en los bordes.

Por el contrario si la banda es conformada a una forma geométrica convexa, lo que se corresponde con una deformación de origen mecánico en los cilindros de colada debido a la presión de apriete, tal como puede apreciarse en la figura 56(a), la

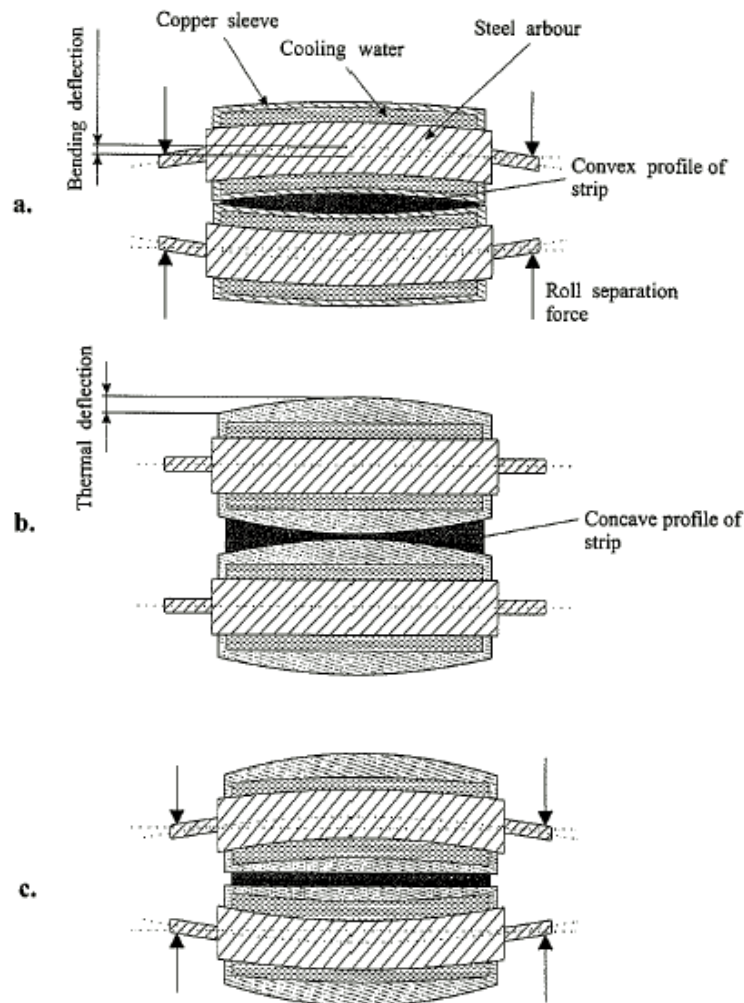


Figura nº 56. Perfiles de los cilindros de colada y de la banda obtenida mediante proceso de colada continua por solidificación rápida. (a) perfil convexo en la banda con tensiones asociadas de origen mecánico. (b) perfil cóncavo en la banda con tensiones de origen térmico. (c) perfil plano de la banda donde se han compensado las tensiones de origen mecánico y térmico.

Inflatable roll and as cast strip profiles: (a)convex profile of the strip in the roll with bending deflection. (b) concave profile of strip in the rolls with thermal deflection of the roll. (c)flat profile of the strip when the bending deflection is compensated by the thermal deflection.

Ref.nº 105, fig. 9, pp. 1111

distribución de tensiones residuales será a compresión en los extremos y a tracción en el centro.

Cuando estas tensiones sobrepasan un determinado valor crítico y alcancen la zona de deformación plástica se producirán deformaciones, dando lugar a ondulaciones en la banda, ya sean en la zona central ó en la zona de bordes laterales. Esto debe evitarse a toda costa, ya que constituye uno de los mayores problemas técnicos para la fabricación de la banda por el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida.

En la figura 57 se muestra los dos tipos de deformación en los cilindros de colada conformación y su influencia en la configuración geométrica final de la banda; estas dos componentes son debidas a las tensiones de origen mecánico y térmico respectivamente.

Para obtener una banda con perfil plano, tal como se muestra en la figura 56(c), no es posible emplear cilindros planos como podría parecer, ya que las coladas realizadas con cilindros planos conducen generalmente a una chapa con perfil cóncavo, en la cual espesor en la parte central de la banda es inferior al de los bordes. Esta diferencia en espesores es debida a la contracción en volumen que experimenta la banda al solidificarse el acero líquido existente en el interior. Por ello los cilindros de colada deben tener una ligera flecha a fin de compensar este defecto que estamos mencionando. Ambos tipos de perfil se muestran en la figura 58.

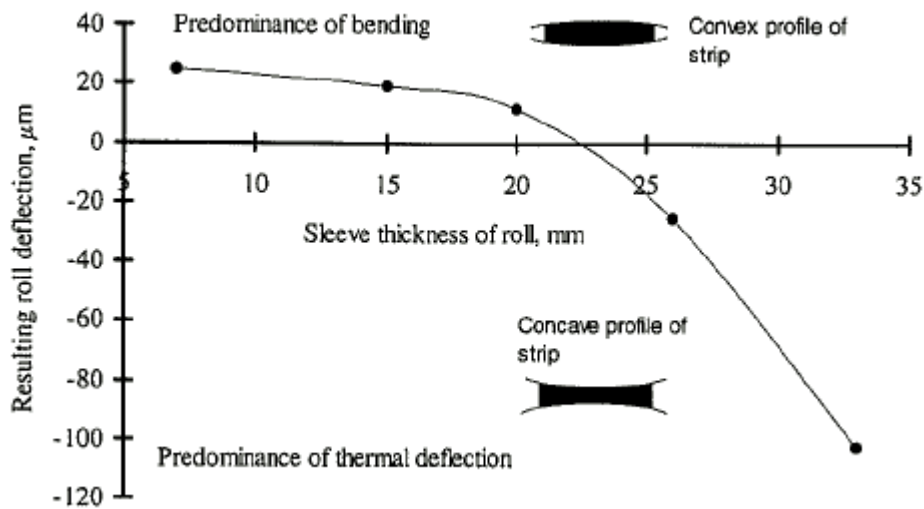


Figura nº 57. Influencia de la espesor de la capa recubrimiento de los cilindros de colada conformación en la deformación total generada sobre los mismos, tanto como consecuencia de tensiones mecánicas como térmicas, y el subsiguiente perfil de la banda.

Influence of thickness of the roll sleeve on total roll deflection and the shape of the strip profile. The resulting roll deflection is calculated as:

$$(\text{Resulting roll deflection}) = (\text{Bending deflection}) - (\text{Thermal deflection})$$

Ref.nº 59, fig. 14, pp. 1122

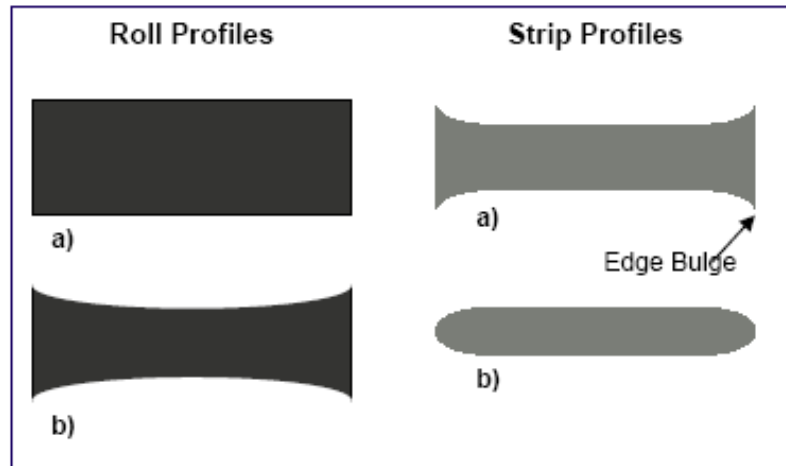


Figura nº 58. Perfil de la banda obtenida en función de los
perfiles de los cilindros de colada.

Effect of roll crown on strip profile. a) Flat roll b) Roll with
machined crown.

Ref.nº 50, fig. 15, pp. 259

Por todo ello y para poder hacer frente al problema, es necesario entender perfectamente los mecanismos que generan tanto estas tensiones de origen mecánico como las de origen térmico y que pueden dar lugar a un perfil geométrico en la banda no deseado.

Si a ello añadimos que el perfil del cilindro no es estático, sino que varía en función de la marcha del proceso, como ya he visto con todo detalle anteriormente, ello nos conduce a que la regulación del perfil geométrico y el espesor de la banda, a lo largo del proceso, sea uno de los aspectos más difíciles de manejar en este nuevo proceso siderúrgico.

Un análisis completo lo aquí expuesto puede verse en los trabajos^[105,106].

3.5.- Etapa de laminación en caliente y bobinado.

En los apartados anteriores hemos visto la deformación en los cilindros de colada conformación y su influencia en la configuración geométrica final de la banda.

En el presente apartado, vamos a estudiar la pasada de laminación en caliente a que se somete este material con posterioridad a su solidificación y cuyo objetivo es doble:

- En primer término, y al objeto de rectificar la geometría de la banda, se instala normalmente una sola etapa de laminación en caliente previa al proceso de bobinado, cuya finalidad es alcanzar

tolerancias geométricas equiparables a aquellas obtenidas en los procesos convencionales que incluyen el proceso de laminación en caliente.

- En segundo lugar, el empleo de un bobinado en continuo, a elevada temperatura y bajo tensión, conduce a un cambio en la estructura y propiedades del material con relación a las que tenía al abandonar los cilindros de colada conformación. Esta estructura, y por tanto las propiedades asociadas a ella, pueden ser controladas y reguladas mediante la temperatura de bobinado.

Esto permite obtener distintas estructuras, y por tanto propiedades diferentes en el material, partiendo de la misma composición química inicial, lo cual constituye una auténtica singularidad de este proceso.

Pasaré seguidamente a desarrollar el primero de estos apartados.

Cuando se trata de procesos convencionales, incluso en el caso de acerías compactas ó minimills, los trenes de laminación en caliente disponen al menos de cuatro etapas. En este tipo de proceso el tiempo entre la laminación secuencial de los slabs es empleado para alcanzar en los mismos la temperatura adecuada para el proceso de laminación en caliente.

Por el contrario, en el caso de la colada continua mediante solidificación rápida, la planta es capaz de operar durante varias horas sin interrupción, por tanto la temperatura previa a la laminación en caliente debe ser estabilizada. En base a ello,

dependiendo del tipo de material y de su espesor final, se hará o no necesario el empleo de un horno de inducción para la homogeneización del material como paso previo a su laminación en caliente.

Así, en el caso de aceros de bajo contenido en carbono colados en un espesor de aproximadamente 2,5 mm, pueden aplicarse reducciones de hasta el 40% en los grados más bajo de carbono. De esta forma pueden llegar a obtenerse valores finales en el espesor en la banda de 1,5 mm, una vez efectuada la pasada de reducción en caliente.

Por el contrario, en el caso de aceros inoxidable grado AISI 304, si puede ser necesario el empleo de un horno de inducción para el recalentamiento de la banda, previamente a su pasada de reducción en caliente, cuando dichas reducciones exceden el ratio del 28%.

Veamos seguidamente el segundo de los apartados anteriormente mencionado, es decir la posibilidad de modificar la estructura y por tanto las propiedades del material como función de la temperatura de bobinado.

Hemos visto anteriormente, que el propio proceso de solidificación rápida implica que el material, que ha solidificado en último lugar en la zona central de la banda, está sometido a un estado de tensiones mayor que el correspondiente a la zona columnar ó dentrítica que lo ha hecho en primer lugar y en contacto con los cilindros de colada conformación. Esta

irregularidad en la distribución de tensiones a través del espesor de la banda está asociada con; el tamaño de grano, densidad de dislocaciones, tensiones residuales de origen térmico, deformación plástica no uniforme durante el proceso de solidificación, etc....

Una confirmación a todo esto puede verse en la figura 59 donde se ha representado la diferencia en el estado de tensiones medido, mediante la dureza, entre la superficie y el centro de la banda como función de la temperatura de bobinado.

En esta figura se puede apreciar la disminución de las durezas, tanto en superficie como en el centro de la banda, así como la convergencia de las mismas, conforme aumenta la temperatura de bobinado, lo cual indica que un cierto revenido de alivio de tensiones ha tenido lugar durante el proceso de bobinado, mostrándose los valores más elevados para el material que ha sido dejado enfriar al aire, es decir aquel que se encuentra en estado bruto de colada.

Asimismo, como era de esperar, y tal como puede verse en la figura 60, el tamaño de grano del material así procesado y bobinado a distintas temperaturas aumentan conforme aumenta la temperatura de bobinado, en función de lo que he señalado anteriormente respecto al revenido que sufre el material en función de la temperatura de bobinado, y que conduce a una eliminación más ó menos pronunciada de la estructura que posee el

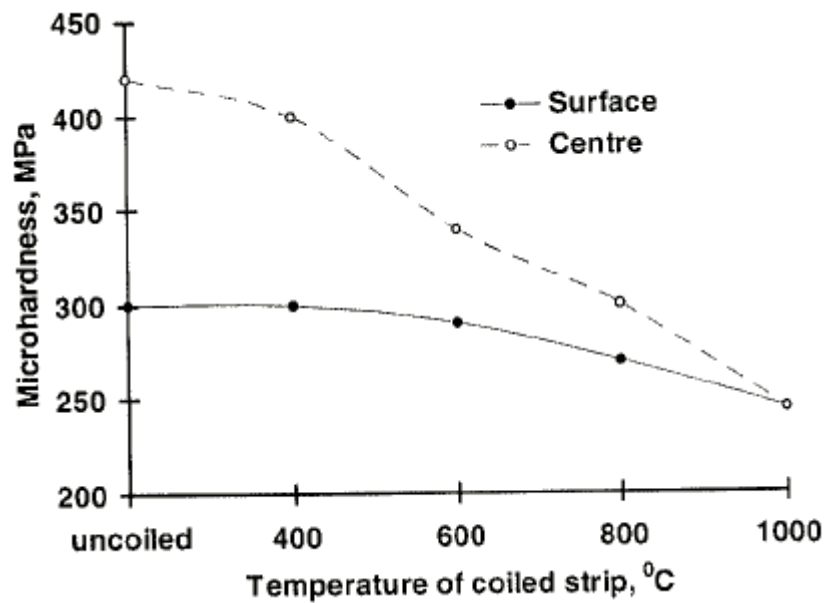


Figura nº 59. Diferencia en el estado de tensiones, medido con la dureza, entre la sub-superficie y el centro de la banda como función de la temperatura de bobinado.

Dependence of the microhardness of the sub-surface and centre layers through the strip thickness with temperature of the coiled strip.

Ref.nº 107, fig. 6, pp. 466

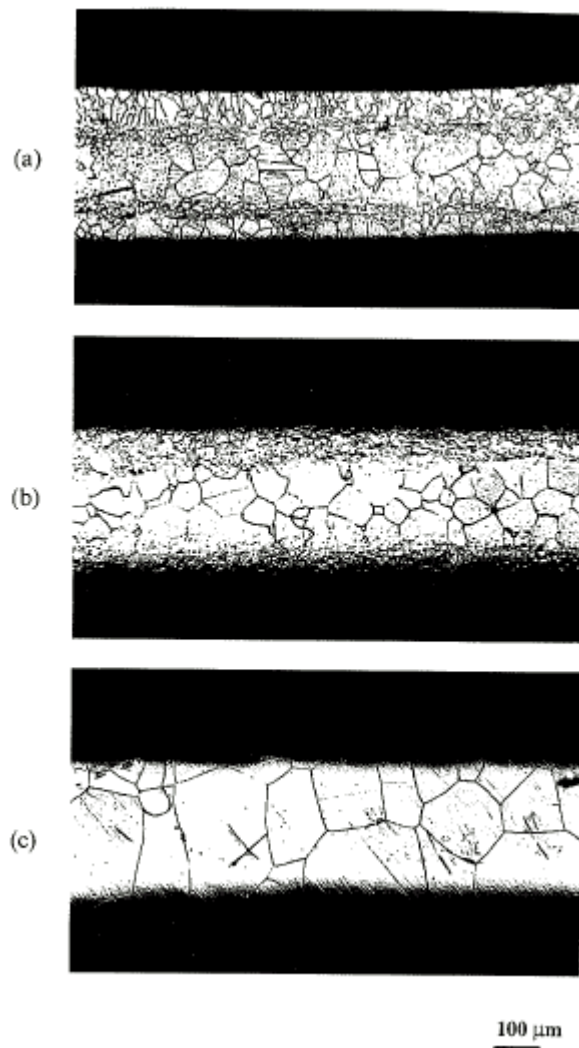


Figura nº 60. Estructura micrográfica de la sección transversal de la banda y tamaño de grano según las distintas temperaturas de bobinado (a) 600 C°, (b) 800 C°, (c) 1000 C°.

Metallographic structure in the transverse section of the coiled as-cast strip at temperature: (a) 600 C°, (b) 800 C°, (c) 1000 C°.

Ref.nº 107, fig. 10, pp. 467

material en el estado bruto de colada en función de dicha temperatura de bobinado.

Se hace evidente por tanto, que para conseguir distintas estructuras con la misma composición química de partida, se puede actuar sobre distintas variables tales como; velocidad de la banda, grado de enfriamiento a que se somete a la misma, por aspersión u otro procedimiento, entre la etapa de laminación en caliente y el bobinado, así como la temperatura de éste último.

Un estudio completo sobre los ratios de reducción, así como las dimensiones finales, especialmente en lo que hace referencia al espesor, tanto en lo que se refiere a aceros inoxidables grado AISI 304^[45] como en el caso de aceros al carbono^[61] puede verse en los trabajos citados. Un estudio análogo, en el caso de la chapa magnética al silicio, en el que se incluye además la evolución tanto de la microestructura como de las características mecánicas en la etapa de laminación en caliente y consiguiente bobinado, puede verse en los trabajos^[98,107].

Una visión resumida de algunos de los principales parámetros de este nuevo proceso siderúrgico, tales como; capacidad y velocidad de colada, diámetro y recubrimiento de los cilindros de colada, ancho y espesor del material obtenido, etc...para distintas instalaciones de las principales compañías puede verse en la tabla VI.

Para finalizar, al concluir estos apartados dedicados al estudio del proceso siderúrgico, es necesario remarcar que el

Tabla VI. Principales parámetros operatorios del proceso de colada continua mediante solidificación rápida, según las distintas compañías

Parameters of strip casters.

Ref.nº 59, tabla 5, pp. 1120

Country	Company	Heat capacity, ton	Casting speed, m/min	Roll diameter, mm (Roll surface material)	Thickness, mm	Width, mm	Coil mass, ton	Steel grade	Ref.
Germany	Eurostrip	90	60-100	1500	2-3; 1,5-4,5	1100-1450	90; 3x30	Stainless	(8-11)
Italy		60	40-100	800/1500 (Cu)	2-3	1130-1350	20	Stainless, Carbon, Special	(11, 10, 90)
USA	Nucor-BHP-IHL	110	80	500	1-2	1345-2000	25	Carbon	(12)
France	Myosotis	92	20-80	1500 (Cu+Ni)	2-4	865-1350	15	Stainless, Carbon, Special	(11, 12)
Australia	BHP- IHL	60	80 Maximal 150	500 (Cu)	0.9-2.0	1345 Maximal 2000	25	Carbon	(12, 13)
Japan	Nippon Steel/ Mitsubishi Heavy Industries	60	20-130	1200 (Cu+Ni)	1.6-5	778 / 1330	27	Stainless	(94, 95, 137)
	Kawasaki	3	60-420	550/800 (Cu)	0.2-0.8	500	0.5	Stainless, Special	(96, 97)
	Pacific Metals Hitachi Zosen	10	50	1200 (Steel)	2.5	1100	10	Stainless	(98)
France	IRSID	0.3 / 8	15-90	660 (Carbon steel, Cu, Cu+Ni, Cr-Zr)	1-2	200 / 800	1.5	Carbon, Special	(99, 100)
Germany	ZFW	0.25	90-480	350/500 (Steel, Cu)	0.6-3	30-800		Stainless, Special	(101)
	Aachen University of Technology (RWTH)	0.18	6-60	580 (Cu)	0.5-3	150-300	0.18	Carbon, Stainless, Special	(11, 102, 103)
	Max Planck Institute	0.07	5-25	330 (Steel)	0.5-3	120	0.07	Carbon, Special	(104, 105)
Korea	PoSCO RIST/Davy	5/10	50/135	750/ 1250, 1300 (Cu+Ni, Steel)	1.8-5.0	350/1300	1.8/10	Stainless, Special	(106, 107, 108)
UK	British Steel	2-5	8-36	750 (Steel)	1-5.5	74 / 500/750	3	Stainless, Special	(109, 110)
Russia	VNIIMETMASH		120-360	340 (Cu-1%Cr)	0.1-0.5	150/300	0.05	Special	(111, 112)
Taiwan	ITRI		12-24	400 (Cu-1%Cr)	2	300		Stainless	(113)

proceso, globalmente considerado, es de una extraordinaria complejidad, dado el gran número de variables y parámetros empleados, la correlación entre los mismos y su incidencia en la calidad final de la banda obtenida. Todo lo cual presenta nuevos retos que requieren de soluciones tecnológicas muy avanzadas que conllevan la introducción de las nuevas tecnologías ,especialmente de control y automatización, sin las cuales hubiese sido absolutamente imposible el desarrollo de este nuevo proceso.

Aunque ello excede del ámbito del presente trabajo en las referencias^[64,108-113] pueden verse algunos trabajos representativos sobre este aspecto del proceso.

4.- DESARROLLO DEL PROCESO A NIVEL INDUSTRIAL

4.1- Desarrollo en I+D e instalaciones piloto

Ya he señalado en la introducción al presente trabajo los motivos por los cuales resulta extremadamente interesante, desde el punto de vista económico, el desarrollo de esta nueva tecnología.

Asimismo, ya he visto en el apartado 1.2 el desarrollo histórico del proceso de colada hasta llegar al proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

En el presente apartado efectuaré una revisión de los trabajos realizados en I+D, plantas piloto y subsiguiente desarrollo industrial de dicho proceso.

En los trabajos^[114-119] puede verse una revisión muy completa, desde sus orígenes, sobre el desarrollo histórico, actividades en investigación y desarrollo (I+D) en esta nueva tecnología y el consiguiente desarrollo de plantas piloto, así como las empresas o grupos de empresas y centros de investigación^[120-122] involucrados en su desarrollo. Asimismo se detalla la trayectoria de cada una de ellas con respecto a esta tecnología, y los fondos recibidos^[22,114] de entidades nacionales ó supranacionales indicativos de la importancia concedida al desarrollo de esta nueva tecnología.

En la figura 61 se muestra los esfuerzos realizados en I+D, plantas piloto y desarrollo a escala industrial llevados a cabo por diferentes empresas y grupos de empresas hasta 1998.

Seguidamente desglosaré, brevemente, a modo de ejemplo y sin ánimo de ser exhaustivo, lo realizado por los principales grupos de empresas en distintas zonas geográficas:

- En el trabajo de J. P. Birat et al.^[92] puede verse un trabajo precursor del año 1989 desarrollado por el IRSID (Institut de Recherche de la Siderurgie) del grupo Usinor (Francia) y en el cual se pasa revista a las posibilidades futuras, vistas desde el año 1989, del proceso de colada continua mediante solidificación rápida. Asimismo en dicho trabajo se estudia con detalle las distintas opciones de esta tecnología, analizándose las ventajas e inconvenientes del empleo de un solo cilindro de colada ó de dos cilindros, empleándose para todo ello una pequeña instalación piloto que disponía de un horno de inducción de 300 kg.

En dicho trabajo se dan los detalles sobre esta planta piloto a nivel experimental y los parámetros del proceso que en ella se controlaban, tales como: diámetro de los cilindros, tipo del material empleado en los mismos, velocidad de enfriamiento, velocidad de colada, ángulo de incidencia del chorro de metal fundido sobre la rueda ó cilindro de enfriamiento, tiempo de contacto del metal con los cilindros de colada, presión de apriete de los cilindros, ancho de banda, así como los espesores de material obtenido y características mecánicas de los mismos.

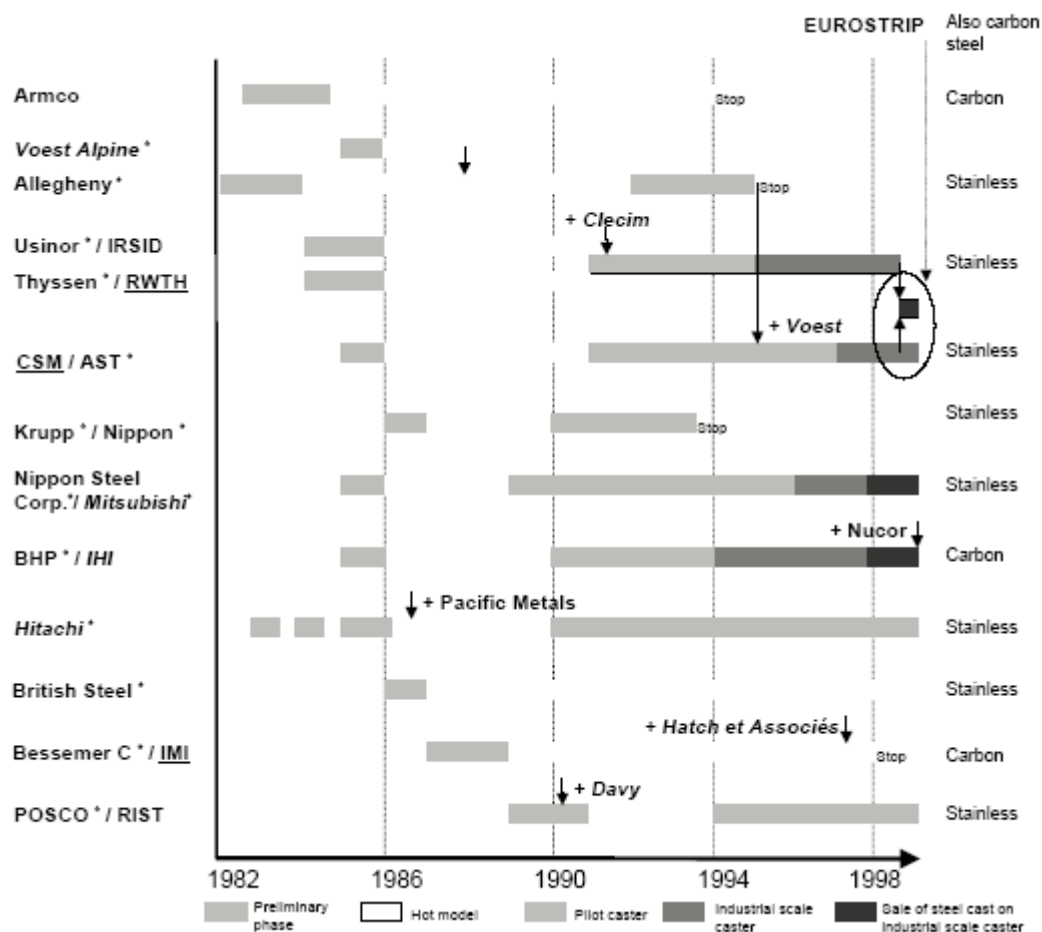


Figura nº 61. Desarrollo tecnológico, I+D, plantas piloto y escala industrial, del proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Technology network of strip casting technology. The size of the R&D equipment used hot model, pilot caster, and industrial scale caster is included.

Ref.nº 22, fig. 3, pp. 147

La continuación a estos ensayos fue el proyecto Myosotis, con una planta en Isbergues Francia, la cual llegó a producir banda del 2,5 mm de espesor y 860 mm de ancho en bobinas de acero inoxidable.

- Un segundo proyecto fue desarrollado por Terni/CSM^[122], evolucionando la situación hasta formar actualmente el consorcio Eurostrip, el cual arrancó con una planta industrial en Krefeld (Alemania) en diciembre de 1999 para la producción de acero inoxidable. La base de esta tecnología correspondía a la tecnología desarrollada en el proyecto Myosotis participando asimismo VAI como suministrador de los equipos.

- El tercer grupo encabezado por la Nippon Steel, quien desarrolló una planta piloto, en Yawata, con capacidad de 10 toneladas para la fabricación de aceros inoxidables en un ancho de 1.300 mm y con espesores de 2,5 mm.

- La empresa coreana Pohang Iron & Steel Company Ltd, (Posco), y el Institute of Industrial Science & Technology (RIST)^[120], han estado colaborando desde 1989 para desarrollar un proceso de colada continua mediante solidificación rápida. El fin último de este proyecto era desarrollar la colada continua mediante solidificación rápida para aceros al carbono y aceros inoxidables con viabilidad comercial.

En la primera etapa de este proyecto se desarrolló una planta piloto capaz de producir banda de ancho 350 mm, la cual realizó las primeras coladas con éxito en diciembre de 1991, siendo estas

coladas experimentales de una tonelada. Después de numerosas coladas de ensayo y la consiguiente experiencia obtenida en ellas se instaló una segunda planta piloto experimental capaz de producir chapa en un ancho de 1.300 mm y con capacidad de 10 toneladas.

La segunda planta ha sido diseñada con una alta capacidad de reducción, para estudiar el efecto de la laminación en caliente en el ratio de reducción del espesor para diversas condiciones de colada y para varios tipos ó grados de acero.

En la actualidad, y con los estudios realizados en estas dos plantas piloto, podemos afirmar que la experiencia adquirida permite el desarrollo de calidades comerciales de aceros al carbono e inoxidables con esta nueva tecnología.

- Finalmente un cuarto proyecto fue desarrollado por BHP y denominado proyecto M, y cuyo objetivo era la obtención de aceros al carbono en coladas de 50 toneladas con anchos de 1.300 mm y en espesores de 2 mm. Todo ello ha desembocado en el consorcio Castrip, que estudiaremos con detalle en el siguiente apartado.

- Asimismo es de señalar que el Industrial Materials Institute (IMI)^[121] National Research Council, anticipándose al sector privado en la tecnología de colada continua mediante solidificación rápida, comenzó los estudios sobre este procedimiento, entre 1987-1989, en colaboración con seis empresas siderúrgicas (Algoma, Dofasco, Stelco, Ipsco, Ispat-Sidbec e Ivaco), cada una de las cuales aportó un millón de dólares

encaminados al desarrollo de esta nueva tecnología construyendo una pequeña planta piloto para trabajar sobre ella. Sin embargo, estos trabajos se ralentizaron primero y detuvieron después cuando el consorcio norteamericano encabezado por Nucor obtuvo sus primeras coladas a partir de 1997.

Dada la importancia del tema, no solamente se han desarrollado trabajos de investigación y desarrollo en la industria, sino que numerosos organismos estatales se han involucrado en el estudio de este proceso, baste citar a modo de ejemplo los trabajos^[116,117] donde se detalla un completo programa de investigación, iniciado en abril de 1998 y llevado a cabo por el Departamento de Energía de los Estados Unidos en colaboración con distintas empresas norteamericanas; USS, LTV, Dofasco, SMS Concast, AK Steeland National Steel, así como por el American Iron and Steel Institute (actualmente Aist).

En orden a investigar fundamentalmente en:

- Determinar el potencial de la colada continua mediante solidificación rápida en la industria de la acero, en especial en lo que hace referencia al potencial ahorro energético derivado del empleo de la misma.
- Desarrollar los conocimientos básicos fundamentales para entender el fundamento de ésta nueva tecnología.

Los estudios realizados sugieren, que esta tecnología se inicia actualmente como una tecnología adicional para la producción de diversos grados o tipos de aceros, y no debe considerarse, al menos en una primera etapa, como una tecnología sustitutoria de los procesos de colada continua convencionales, aunque es considerada como una tecnología absolutamente innovadora dentro del campo de la siderurgia.

En la actualidad, tras el abandono y fusión de diversas empresas, podemos considerar que el desarrollo de este nuevo proceso esta siendo llevado a cabo por los grupos que consideraré en el apartado que viene a continuación.

4.2- Desarrollo industrial del proceso

a) Consorcio Castrip:

El consorcio Castrip nació como una colaboración entre las compañías Broken Hill Property Ltd.(BHP) y Ishikawajima-Harima Heavy Industries (IHI)^[106,107]. Este proyecto se inició al comienzo de los años noventa siendo un proyecto compartido entre BHP y IHI que se denominó proyecto M^[50], desarrollando una planta a escala semiindustrial en Port Kembla Australia.

Las primeras coladas comercialmente aceptables se obtuvieron en 1991 y fueron bobinas de 5 toneladas y 800 mm de ancho con espesores comprendidos entre 2 y 3.5mm de acero inoxidable (Grado

AISI 304). Sin embargo el intento de producir aceros al carbono resultó ser más dificultoso, lográndose, a pesar de ello, obtener con éxito bobinas de 1.300 mm de ancho en 1992.

No obstante el mejor resultado obtenido mediante el Proyecto M fue demostrar la viabilidad de este nuevo proceso siderúrgico.

En base a todos estos resultados se construyó una planta siderúrgica a nivel industrial, esta construcción se inició en 1993, realizándose las primeras coladas en 1995. Esta planta fue ya el desarrollo comercial del proyecto M y produjo coladas de 60 toneladas de aceros al carbono, en forma de bobinas de treinta toneladas de peso y ancho de 1.345 mm, el objetivo inicial en el espesor era de 2,5 mm, pero conforme se fue adquiriendo experiencia se alcanzaron espesores de 2.0 mm.

Esta fase del proyecto M culminó en 1999 después de una década de ensayos y desarrollo, habiéndose producido más de 30.000 toneladas. Es de señalar que estas bobinas nunca fueron vendidas directamente, sino que fueron comercializadas con posterioridad a su decapado y posterior tratamiento en una planta de laminación en frío.

Aunque el desarrollo, desde el punto de vista técnico, fue muy grande, no obstante, el éxito comercial del proyecto, quedaba condicionado a la existencia de una planta en cabecera que suministrase la suficiente cantidad de acero líquido como para producir secuencias continuas en dicha instalación de solidificación rápida, lo cual está muy relacionado, como he

señalado reiteradamente, con la rentabilidad del proyecto. Esto es lo que llevo a las compañías anteriormente citadas a su unión con la empresa Nucor.

La empresa Nucor Steel Co. se unió a este proyecto^[125] en el año 2000, instalándose una planta de colada continua mediante solidificación rápida en la localidad de Crawfordsville, Indiana USA.

La construcción de esta nueva planta se inició en febrero del año 2001, para lo cual se trasladaron parte de las instalaciones existentes en la planta de BHP desde Australia hasta los Estados Unidos, siguiéndose a continuación catorce meses de construcción y produciéndose la primera colada el 3 de mayo de 2002.

En esta unión, las dos primeras compañías contribuían con el desarrollo tecnológico; patentes y propiedad intelectual, mientras que la empresa Nucor, la mayor compañía mundial en lo que ha minimills se refiere, montaría conjuntamente con las anteriores la planta de colada continua mediante solidificación rápida.

Simultáneamente a estas operaciones, el consorcio Castrip se unió con Industrial Solutions and Service Group of Siemens AG y Siemens Energy & Automation Inc. en Agosto del 2001. Esta empresa está destinada a llevar adelante todo lo referente al proceso de automatización y control, que es considerado como pieza clave para el éxito de este proceso siderúrgico, y sobre el cual ya se han presentado más de 1500 patentes a nivel mundial.

Por lo tanto, al éxito comercial obtenido en estas nuevas instalaciones, hay que añadir el valor añadido que representa la aplicación, al campo comercial de la fabricación de acero, de las nuevas tecnologías, especialmente las que hacen referencia a la automatización y al control. Todo ello ha configurado una nueva perspectiva que, de tener éxito, ha de revolucionar sin duda el proceso de colada continua.

Veamos seguidamente, de forma breve, la instalación, especificaciones técnicas de la misma, evolución de la producción así como los productos susceptibles de ser obtenidos.

- Comencemos por la instalación:

El proceso de colada continua mediante solidificación rápida de la planta Nucor Steel se alimentara de acero líquido proveniente una acería eléctrica localizada en las proximidades. Un horno de recalentamiento en cuchara se incorporará al proyecto, facilitando de esta forma el mantenimiento de la temperatura y ajuste de la composición química de forma previa al proceso de colada.

Teniendo en consideración todo el conjunto de la instalación las dimensiones son aproximadamente y 135 m de ancho y 155 m de largo. La longitud total de las operaciones de colada desde la torreta de colada hasta las bobinadoras es solamente de 60 m, esta longitud tan corta contrasta con aquella de la colada continua convencional y tren de laminación en caliente, la cual requiere de 500 a 800 m para obtener el mismo producto en caliente. Un esquema

de la distribución en planta de esta instalación puede verse en la figura 62.

En lo que respecta a las distintas etapas de la instalación así como a sus especificaciones técnicas^[7,126-129], en la figura 63 se muestran éstas últimas así como un esquema de la instalación de colada continua mediante solidificación rápida.

En ella puede verse como la artesa está colocada directamente encima de un equipo de transición más pequeño ó artesa secundaria, cuya misión consiste en distribuir el flujo de metal de una manera uniforme y adecuada en lo que hemos venido a denominar el molde de o vertedero de colada.

En el transcurso del proceso de colada el acero líquido se transforma en una banda sólida en contacto con los cilindros de colada conformación, la velocidad de colada considerada standard oscila entre 70 a 100 metros por minuto, y el espesor de la banda entre 1.1 y 2.0 mm.

Con el objetivo de eliminar, en la medida de lo posible, la formación de óxidos sobre la superficie de la banda es necesario emplear una atmósfera protectora en toda esta zona de cilindros de colada conformación.

La etapa de laminación en caliente que sigue a la etapa de colada conformación es capaz de suministrar un 50% de reducción como máximo, sin embargo es necesario considerar que la reducciones standard no superan el 30%. Finalmente la línea acaba

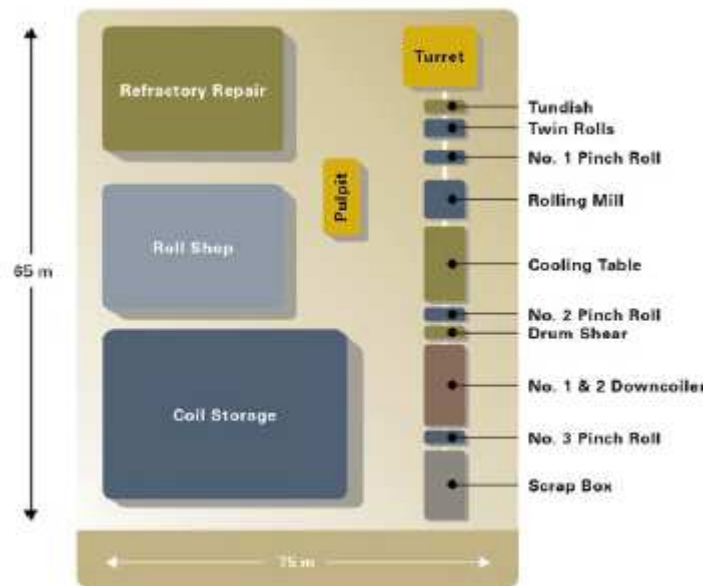


Figura nº 62. Esquema de la distribución en planta de una planta de colada continua mediante solidificación rápida.

Castrip Process - Typical Plant Layout.

Ref.nº 7, fig. 3, pp. 3

Key Plant Specifications of Project C	
Building dimensions	155 m x 135 m
Heat/ladle Size	110 tonnes
Caster type	500-mm dia. twin-roll
Casting speed	80 m/min (typical), 150 m/min (max.)
Product thickness	0.7 to 2.0 mm
Product width	2000 mm (max.)
Coil size	25 tonnes
In-line mill	Single stand 4-high with hydraulic AGC
Work roll dimensions	475 x 2050 mm
Back-up roll dimensions	1550 x 2050 mm
Rolling force	30 MN (max.)
Main drive	3500 kW
Cooling table	10 top and bottom headers
Coiler size	2 x 40 tonne downcoilers
Coiler mandrel	760 mm dia.
Annual capacity	~500,000 tonnes/year

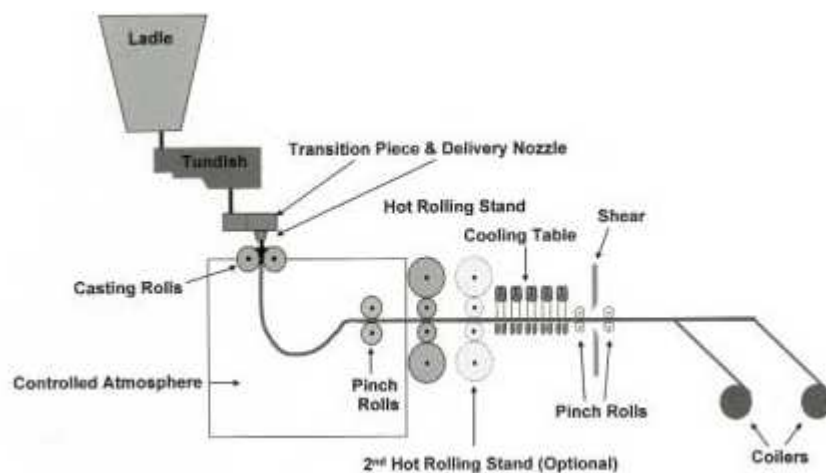


Figura nº 63. Especificaciones técnicas y vista esquemática de la planta de Castrip.

Key plant specifications and schematic view of the Castrip process at Nucor Steel.

Ref.nº 104, tabla 1 y fig. 4, pp. 72

en dos bobinadoras lo que permite mantener el proceso de forma continua.

Seguidamente al proceso de bobinado, las bobinas son mantenidas en fase de enfriamiento, durante un tiempo que oscila de 24 a 48 horas, para permitir su enfriamiento previo a las operaciones de acabado y envío a los clientes. Tal como se muestra en la figura 64.

- Veamos seguidamente la evolución de la producción y secuencia en las operaciones de colada:

Respecto a la evolución de la producción, en la figura 65 pueden verse las producciones mensuales, así como las producciones acumuladas, en esta planta en el transcurso del año 2004. Así mismo es de remarcar el enorme incremento experimentado en la producción en los dos primeros meses del año 2005.

En lo que respecta a la secuencia continua en las operaciones de colada, de la cual depende la productividad del proceso^[61] así como una parte importante de los costes de explotación^[44,130] y por ello la viabilidad del mismo, en la figura 66(a) se muestra la secuencia de tonelaje de producción obtenido de forma continua en la planta de Nucor en el transcurso de los años 2003 a 2005.

Como puede verse en esta figura el peso medio de las secuencias de producción de forma continua, a mediados del año 2003, era aproximadamente 50 toneladas, mediante las mejoras que se han ido introduciendo posteriormente, al comienzo del año 2004 este valor había alcanzado las 150 toneladas y desde entonces ha



Figura nº 64. Bobinas en caliente($\approx 20\text{ Tm}$) producidas por el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida.

Para su utilización directa ó bien para laminación en frío posterior.

UCS coils ready for shipment from the Castrip plant.

Ref.nº 61, fig. 6, pp. 59

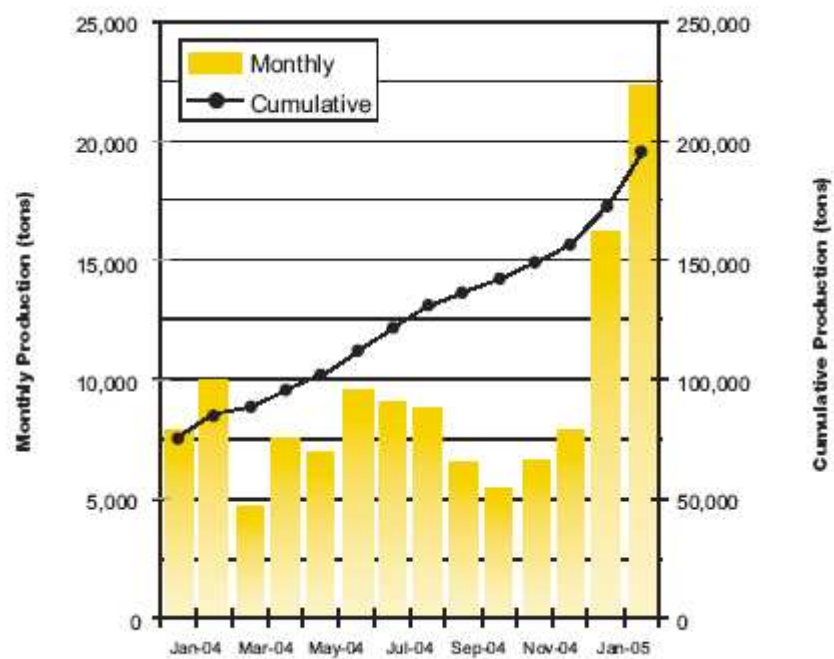


Figura n° 65. Producciones mensuales y acumuladas de material obtenido mediante colada continua ó solidificación rápida en la planta de Nucor.

Record setting production at Nucor plant.

Ref.n° 135, tabla 1, pp. 2

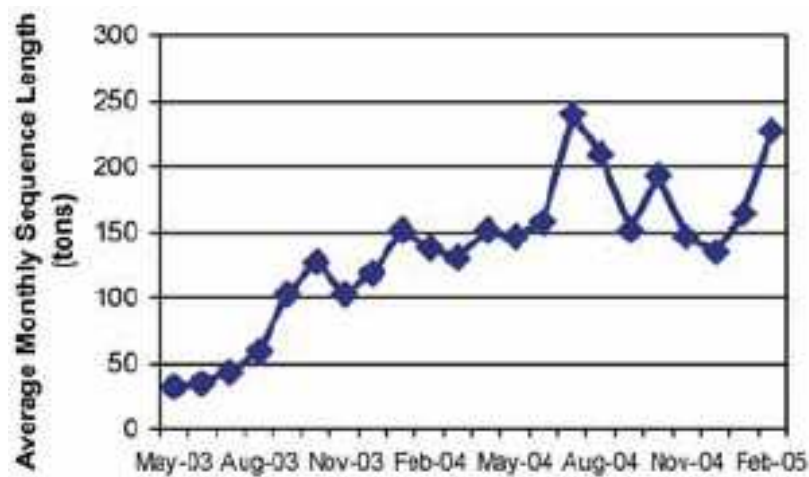


Figura nº 66(a). Evolución mensual en el peso de las coladas obtenidas de forma continua y sin interrupciones en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Average monthly Castrip process casting

Ref.nº 61, fig. 7, pp. 59

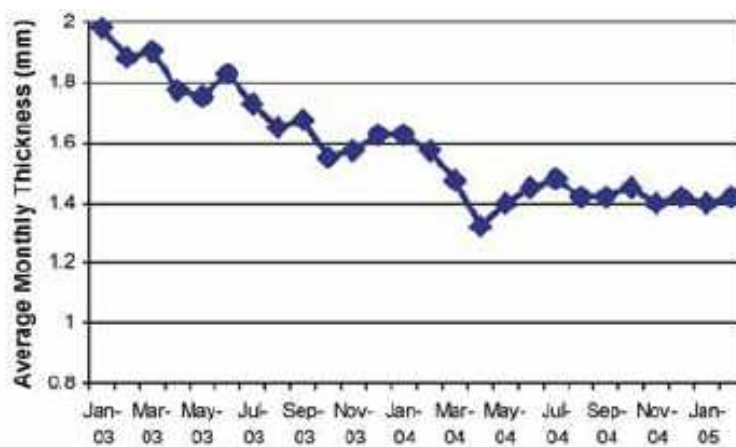


Figura nº 66(b). Evolución mensual en los espesores obtenidos en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Average monthly thickness trend for UCS products at Nucor Castrip plant.

Ref.nº 61, fig. 8, pp. 60

continuado creciendo de forma más o menos continua, hasta alcanzar un máximo de 240 toneladas mediante una secuencia de siete cucharas consecutivas. Lo cual constituye un notable éxito, por cuanto que es un referente muy importante en lo que respecta a determinar la rentabilidad de este nuevo proceso siderúrgico.

Asimismo es de señalar que desde enero del 2003 la planta ha estado operando de forma continua 24 horas al día siete días por semana en forma de turnos continuos, debiendo remarcarse, como aspecto importante, que todo el personal incluidos los servicios auxiliares no supera las 60 personas.

- En lo que respecta a los productos susceptibles de ser obtenidos por este procedimiento, es posible señalar que la capacidad para producir chapa de calidad comercial baja en carbono en forma de bobinas (2 mm, 1.345 mm) se produjo, de forma experimental, ya en 1998.

Desde 1999 los mayores esfuerzos técnicos, en esta instalación, han sido dirigidos a la obtención de bandas de bajo espesor, menor que 1.4 mm, como puede verse en la figura 66(b).

A partir del 2002 la planta produjo por primera vez material en caliente, que posteriormente fue reducido en frío primeramente a un espesor de 1.7 mm y más tarde a 0.42 mm. Posteriormente dicho material fue galvanizado UCS (Ultra-thin Cast Strip) y empleado como elementos de cierre en la construcción. Asimismo se fabricaron productos en caliente en forma de perfiles cuadrados de 25x25 y 50x50 mm y perfiles tubulares redondos de 21,3 a 88,9 mm

de diámetro empleados asimismo la construcción. En todos los casos el resultado resultó ser plenamente satisfactorio para los clientes.

Un estudio más detallado sobre los diversos tipos de material obtenido, así como sus dimensiones geométricas puede verse en los trabajos^[131-134].

Finalmente señalar que Nucor está construyendo una segunda planta^[135] para colada continua mediante solidificación rápida en Blytheville, Arkansas USA. Esta decisión se ha basado en el nivel experiencia adquirido en la planta de Crawfordswille, desde su arranque a nivel industrial en el año 2002.

Asimismo el grupo Danieli^[136] ha firmado, de forma no exclusiva con el consorcio Castrip, un acuerdo para el empleo de esta tecnología de colada continua mediante solidificación rápida en la construcción de plantas para la obtención de chapa de bajo espesor por este procedimiento. Lo cual es considerado por ambas partes como muy satisfactorio ya que involucra al grupo Danieli en el empleo de esta nueva tecnología, con previsible proyección de futuro, en el montaje de nuevas plantas siderúrgicas ó renovación de las existentes.

b) Consorcio Eurostrip:

El grupo Eurostrip tiene una larga historia, habiendo comenzado los primeros estudios hacia mediados de los años

ochenta, estando formado actualmente por los tres socios que ya estaban desarrollando esta tecnología por separado. Así el grupo Thyssenkrupp - Nirosta(TSN) y Usinor tenían un proyecto piloto; el proyecto Myosotis en la planta de Ugine en Isberges Francia.

Por otra parte Los grupos Acciai Speciali Terni(AST) y Voest Alpine Industriaenlagenbau(VAI), en colaboración con el Centro Sviluppo Materiali (CSM), tenía otro proyecto piloto en la planta de AST en Terni Italia, conocido como Vastrip.

El proyecto Eurostrip nació realmente de la fusión de estos grupos previamente señalados en septiembre de 1999, constituyendo un equipo internacional de especialistas y expertos en; colada continua, ingeniería de procesos, automática y control, metalurgia física, transmisión de calor y fluidodinámica, para poder hacer frente a este enorme reto tecnológico.

Este grupo opera en dos plantas. La primera planta instalada en Krefeld^[41,137], perteneciente a la empresa Krupp Thyssen - Nirosta (KTN), se ha especializado en la fabricación de aceros inoxidables austeníticos grado AISI 304, desde su arranque en diciembre de 1999.

En ella se han producido coladas experimentales de 36 Tm, en anchos de 1.110 mm y con espesores de 3 mm, pudiendo situarse el comienzo de las operaciones comerciales propiamente dichas en el año 2002.

El objetivo a alcanzar es la producción de coladas de 90 Tm, en bandas de 1.5 - 4.5 mm de espesor y 1.450 mm de ancho,

estimándose su capacidad en 100.000 Tm/año y su velocidad en 35-70 m/minuto, esperándose, no obstante, en un futuro alcanzar objetivos de producción situados en 400.000 Tm/año y ratios de producción de 120 Tm/h .

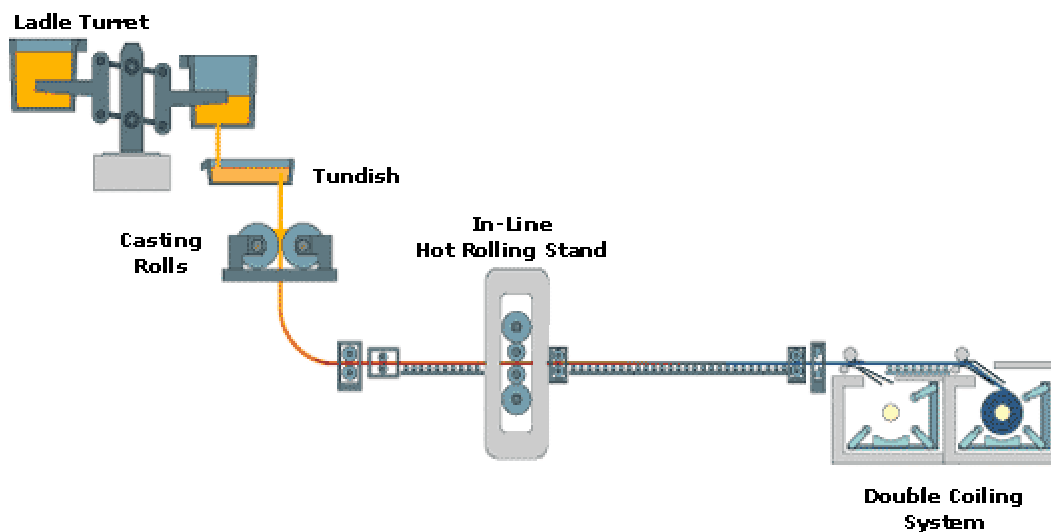
En esta instalación es de señalar, que tal y como puede verse en la figura 67, existe en línea, y previamente al proceso de laminación en caliente, uno horno de inducción con una capacidad de 10 Mw, lo cual permite que la entrada en dicha etapa sea de aproximadamente 400 °C. Mediante este sistema se ha obtenido banda de acero inoxidable de conformidad a la norma AISI 304.

En la figura 67 puede verse un esquema de la planta de Krefeld así como sus principales especificaciones técnicas.

La segunda planta situada en Italia^[46] es más pequeña y pertenece a la empresa Acciai Speciali Terni (AST), cuya misión fundamental es producir chapa o bandas laminada en caliente de aceros de bajo contenido en carbono mediante coladas de 60 Tm en anchos de banda de 1130 -1350 mm.

Esto ha posibilitado el desarrollo de programas de (I+D+i) conjuntamente entre ambas plantas y dado que ambas poseen instalaciones de laminación se hace posible explorar futuras aplicaciones para esta tecnología.

Una descripción más completa sobre las distintas etapas de la instalación, expectativas de este nuevo proceso siderúrgico, especificaciones técnicas etc..., puede verse en los trabajos^[42, 138-141].



Principales especificaciones técnicas:

- Velocidad de colada: 60 - 100 m/minuto
- Diámetro de los cilindros de colada conformación: 1.500 mm
- Espesor del material en estado bruto de colada: 1,8 - 4,5 mm
- Espesor de la banda después de haberle suministrado una pasada de laminación en caliente: 1,4 - 3,5 mm.
- Ancho de banda: 1100 - 1.430 mm, máximo
- Capacidad de cuchara: 90 Tm.
- Capacidad de artesa : 18 Tm.
- Potencia del horno de recalentamiento en línea: 10 Mw.
- Grados de acero susceptibles de ser obtenidos por este procedimiento: aceros inoxidables, aceros de bajo contenido en carbón.
- Producción anual: del orden de 400.000 a 500.000 toneladas anuales.

Figura nº 67. Esquema de la planta de Krefeld, así como sus especificaciones técnicas.

Schematic view and technical specifications of Krefeld Works
Ref.nº 41, fig. 7 y tabla 2, pp. 100

c) Consorcio Japonés:

En 1985 el grupo japonés Nippon Steel se asoció con Mitsubishi Heavy Industries (MIH), con el objetivo de poner en marcha una planta de colada continua mediante solidificación rápida para la fabricación de aceros inoxidables austeníticos, con un ancho de banda de 760 - 1330 mm, espesores comprendidos en el rango de 2.0-5.0 mm y capacidad de 60Tm por colada, primero en la planta piloto de Yawata (10 Tm) y posteriormente en la planta de Hikari^[142-147].

d) Consorcio Coreano:

La multinacional coreana Posco^[148] ha venido trabajando y desarrollando investigaciones, conjuntamente con el Research Institute of Industrial Science and Technology (RIST)^[120], en el campo de la tecnología de colada continua mediante solidificación rápida.

Posco y Rist comenzaron en el desarrollo de plantas piloto en 1989, y diseñaron fundamentalmente equipos de colada continua mediante solidificación rápida con cilindros de colada conformación de 350 mm de ancho y 1.300 mm de diámetro, habiéndose efectuado varios centenares de coladas de prueba. A partir de ahí se desarrollaron los equipos industriales de colada continua mediante solidificación rápida, habiéndose producido aceros

inoxidables de la gama AISI 304, siendo los resultados obtenidos comparables a los aceros inoxidables obtenidos por los procedimientos convencionales. Asimismo se han efectuado coladas de aceros de bajo contenido en carbono y chapa de acero eléctrico al silicio^[67,68,149-151].

En la actualidad y referido al espesor podemos señalar que el objetivo final de los ensayos que se llevan a cabo dentro de este consorcio tratan de obtener chapas laminadas en caliente de muy bajo espesor, por debajo incluso de 1 mm de espesor, de esta manera se alcanzarían dos objetivos:

- Por un lado obtener material laminado en caliente de muy bajo espesor, el cual tiene multitud aplicaciones como iremos viendo a lo largo del presente trabajo .

- Por otra parte, partiendo de este material laminado en caliente de bajo espesor, obtener, después de la consiguiente reducción en frío, chapa laminada en frío de muy bajo espesor (ultra thin cold rolled steel sheet).

d) Otros consorcios:

La mayor compañía china para la producción de acero, Shanghai Baosteel Corp., ha establecido un contrato de colaboración con la universidad Carnegie Mellon^[152,153] al objeto de estudiar el desarrollo de una planta para la fabricación de material mediante el procedimiento de colada continua mediante

solidificación rápida^[154]. Es de señalar que la multinacional China tiene en el momento presente una planta piloto para la fabricación de estos materiales, tratando, a partir de ella, de obtener la comercialización a mayor escala de estos productos.

Un resumen comparativo de los principales procesos aquí señalados, con los parámetros productivos más importantes puede verse en la tabla VII.

Tabla VII :Estudio comparativo de los tres principales procesos de colada continua mediante solidificación rápida.

Comparison of three strip cast producers.

Ref nº 140, tabla 1 ,pp. 2

	Hikari	EUROSTRIP®	CASTRIP®
Roll diameter	1200 mm	1500 mm	500 mm
Coil size	15–20 ton	20–35 ton	25 ton
Grades cast	304 stainless	Austinitic stainless	Low carbon 400 grade stainless
Width	778 mm and 1330 mm	1430 mm	2000 max
Thickness	2–5 mm	1.4–4.5 mm	0.7–2.0 mm
Heat size	60 ton	90 ton	110 ton
Casting speed	90 m min ⁻¹ max.	15–150 m min ⁻¹	80–150 m min ⁻¹
Plant output	420 000 ton yr ⁻¹	500 000 ton yr ⁻¹	500 000 ton yr ⁻¹

5.- MATERIALES SUSCEPTIBLES DE SER OBTENIDOS POR ESTE PROCEDIMIENTO.

Teniendo en consideración todo lo visto hasta el momento presente sobre este nuevo proceso siderúrgico, es evidente que tanto los aspectos termodinámicos como el proceso de solidificación son completamente distintos a los del proceso convencional. Ello hace que, mediante el proceso de colada continua por solidificación rápida, pueden alcanzarse objetivos que son inabordables desde el punto de vista convencional, tales como:

- Un mayor afino de la microestructura.
- Una dispersión más homogénea de los precipitados y una reducción en las segregaciones.
- Se hace posible obtener directamente aceros cuyo procesamiento, debido a su elevada dureza, se hace muy difícil por los procedimientos convencional, tal es el caso de la chapa magnética al silicio con alto contenido en silicio, habiéndose ensayado la producción de aceros de alto contenido en silicio, 4.5 a 5.5% de silicio.
- Asimismo este procedimiento hace posible producir, de forma rentable, pequeñas cantidades de producto cosa que no resulta posible mediante los procedimientos de colada continua convencionales.

Debe remarcarse especialmente que el proceso de colada continua mediante solidificación rápida en sí mismo, como función del ratio de enfriamiento, ó combinado con procesos de reducción en frío y tratamientos térmicos subsiguientes, puede conducirnos a una amplia variedad en las propiedades finales del producto obtenido partiendo de la misma composición química en la colada original.

Estas propiedades finales son función, para una composición química determinada, de la microestructura y texturas desarrolladas durante el proceso.

A su vez los parámetros que influyen en la microestructura y textura desarrollada en la tecnología de colada continua mediante solidificación rápida son: la composición química del acero, la velocidad de colada, la temperatura de colada, la transferencia de calor en entre la banda solidificada y los cilindros de colada conformación, así como las características de flujo en el metal que se introduce en el molde desde la artesa etc.... Todos estos parámetros determinan el proceso de la solidificación así como la microestructura y textura desarrolladas durante el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Un aspecto muy importante a tener en cuenta, en lo que hace referencia a la textura y su variación con respecto a los procesos siderúrgicos convencionales, es la existencia de ratios de transferencia térmica muy altos, generándose como consecuencia de ello una estructura de granos columnares en las zonas adyacentes a

las paredes de solidificación. Estos granos en la zona columnar está generalmente orientados paralelamente a la dirección de flujo térmico, mientras que en la zona interior, plano central de la banda, son normalmente equiáxicos y presentan generalmente una textura orientada al azar.

Pasemos seguidamente a exponer, de forma resumida, los tipos de acero que se están produciendo actualmente por este procedimiento.

5.1.- Aceros inoxidables

Ya desde los comienzos del desarrollo de la tecnología de colada continua mediante solidificación rápida^[155-156], se empezó a procesar el acero inoxidable austenítico correspondiente al grado AISI 304, debido a que este material se presentaba como el más adecuado debido a su alta resistencia y conformabilidad en el rango de temperaturas en los cuales tiene lugar el proceso de colada y conformación.

Asimismo, en el caso de los aceros inoxidables de alta resistencia con adiciones de molibdeno, así como los aceros inoxidables duplex, con estructura ferrítica y austenítica, podemos señalar un límite de 4 a 5 mm en el espesor, usando incluso los laminadores en caliente más potentes, en el supuesto de procesarlos mediante un proceso siderúrgico convencional. En este caso, el proceso de laminación en frío requieren asimismo

ratios de reducción importantes, a lo que deben añadirse los procesos de recristalización subsiguientes.

Por el contrario, el proceso de colada continua mediante solidificación rápida abre nuevas perspectivas, en lo que se refiere a la posibilidad de un menor trabajo de reducción en frío, debido al espesor de partida de la banda obtenida por este procedimiento, dándole además mayor versatilidad en lo que a los ratios de reducción se refiere.

Esta disminución de la reducción en frío conlleva una reducción en los costes de dicha laminación en frío para un gran número de grados y dimensiones de aceros inoxidables, todo lo cual hace a este procedimiento extraordinariamente interesante para la producción de este tipo de aceros. A modo de ejemplo se puede citar que, en el caso de los aceros inoxidables, el 40% del volumen total se produjo en el rango de espesores comprendido entre 1 y 2 mm, otro 10% en el rango de espesores comprendido entre 2 y 3 mm, siendo este segmento del mercado muy apropiado para su fabricación en caliente mediante el procedimiento de colada continua por solidificación rápida.

En el apartado anterior, figura 67, he mostrado las especificaciones técnicas y el esquema de una planta para la producción de aceros inoxidables mediante solidificación rápida^[41].

Como ya he señalado, en la introducción a este apartado, las propiedades finales; características mecánicas y propiedades químicas son función, para una composición química determinada, de

la microestructura y texturas desarrolladas durante el proceso. Aspectos, que por su importancia, pasaré a considerar seguidamente.

Microestructura

En lo que hace referencia a la microestructura obtenida en estos aceros, ya he señalado anteriormente, que este proceso, y como función del ratio de enfriamiento, da lugar a una dispersión más homogénea de precipitados y a una disminución en las microsegregaciones^[157, 158], así como a un afino en la microestructura^[93, 159] si lo comparamos con el proceso siderúrgico convencional.

En la figura 68 se muestran la microestructura correspondiente a la sección transversal de una banda de acero inoxidable grado AISI 304. En dicha figura se muestra una zona de estructura columnar a ambos lados de la superficie de la banda, presentándose en el centro una estructura equiáxica.

En la figura 69 puede verse el efecto del ratio de enfriamiento en la segregación del níquel. El procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida presenta un nivel menor en microsegregaciones que el material obtenido por colada continua convencional. Este aspecto es interesante ya que confiere a este material propiedades de resistencia a la corrosión mayores que los materiales obtenidos por el procedimiento convencional.

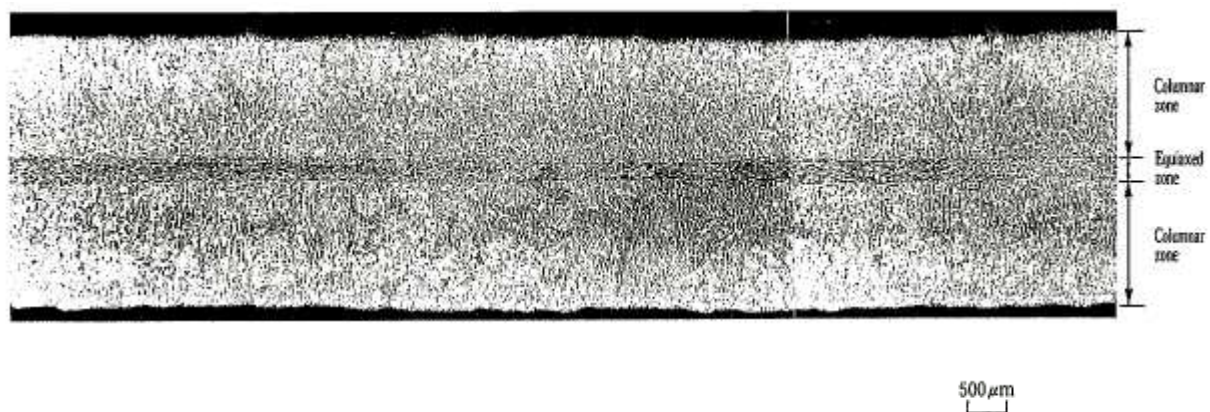


Figura nº 68. En la que se muestran la estructura de un acero inoxidable grado AISI 304 y en la que puede apreciarse una estructura columna en ambos bordes de la banda y una estructura equiáxica en el centro.

Cross-sectional microstructure of twin-drum cast strip.

Ref.nº 93, foto 3, pp. 48

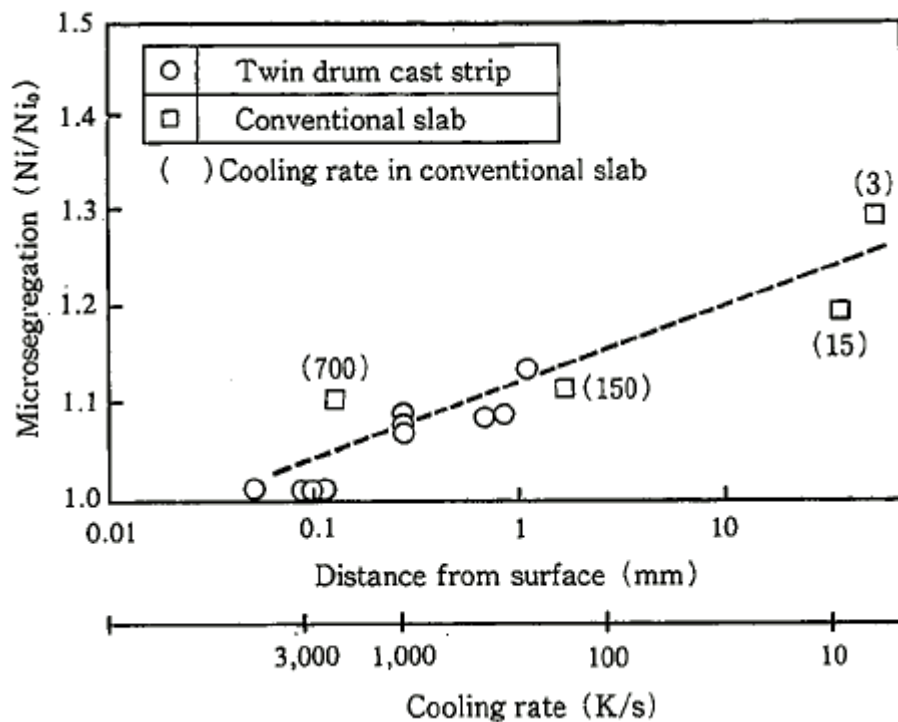


Figura nº 69. Comparación del ratio de segregación en níquel (Ni/Ni_0), con relación al contenido medio en níquel Ni_0 , en un material obtenido por el procedimiento de colada continua por solidificación rápida frente al obtenido mediante colada continua convencional.

Comparison of twin-drum cast strip with conventional cast slab in nickel segregation ratio of microsegregation.

Ref.nº 93, fig. 10, pp. 50

Textura

A la vista de lo anterior es evidente que el estudio de las texturas obtenidas y la forma de optimizarlas en el transcurso del proceso de colada continua mediante solidificación rápida, es un aspecto muy importante a estudiar y tener en cuenta al objeto de optimizar las características mecánicas de este material al final de su proceso de fabricación.

En el trabajo de D. Raabe^[160] se realiza un estudio comparativo, de la microestructura y la evolución de la textura en un acero inoxidable austenítico con composición 18% Cromo y 8,5% Níquel, fabricado mediante el proceso siderúrgico convencional y por el nuevo proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Para ello, partiendo de la misma composición química se obtuvo este acero inoxidable por el procedimiento convencional; colada continua y laminación en caliente. Asimismo se procesó el mismo material por el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida. En ambos casos el material fue posteriormente laminado en frío con una pasada de reducción del 80%.

En ambos casos, la estructura del material en estado bruto de colada mostró una débil textura tipo fibra, próxima a la $\{001\}<uvw>^{[162, 163]}$.

El material procesado convencionalmente, y después de su etapa de laminación en caliente, muestra la estructura que puede observarse en la figura 70(a), en la cual puede apreciarse una estructura austenítica homogénea, con un tamaño de grano próximo a $35\mu\text{m}$ y una pequeña fracción en volumen de martensita en el centro de la banda. Asimismo la diferencia de texturas entre el centro y la superficie es muy pequeña. Esta pequeña inhomogeneidad en las texturas puede ser interpretada en términos de los esfuerzos cortantes producidos durante el proceso de laminación en caliente.

El material procesado mediante colada continua por solidificación rápida, en estado bruto de colada, presenta una estructura mucho menos homogénea que la precedente, formada por una estructura de granos globulares con martensita en las capas centrales y una estructura de tipo dendrítico en las zonas externas, tal como puede verse en la figura 70(b).

Asimismo, como ya he señalado, aparece una débil textura de fibra $\{100\}_{uvw}$, la cual puede ser atribuida al crecimiento de grano durante la última fase de este proceso.

Una vez procesados ambos materiales mediante laminación en frío, el volumen de martensita creció, en ambos casos, como función del ratio de reducción en frío, hasta aproximadamente un 50% en volumen(para un 80% de reducción en frío). Consecuencia esto de una transformación de fase inducida por las tensiones generadas durante la deformación plástica inherente al proceso de laminación en frío.

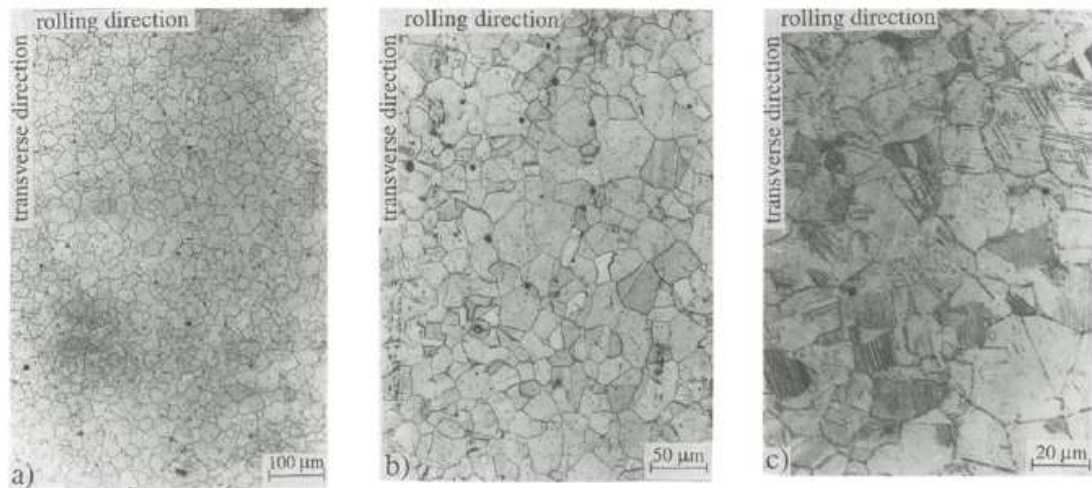


Figura nº 70(a). Microestructura del material procesado convencionalmente con posterioridad al proceso de laminación en caliente. En estas micrografía es puede apreciarse la microestructura tanto de la superficie como el centro de la muestra donde se aprecia estructura martensíticas.

Microstructure of hot rolled austenitic stainless steel. (a,b) Flat sections close to surface layer;(c) flat section in centre layer showing some martensite platelets.

With kind permission of Elsevier Ltd.

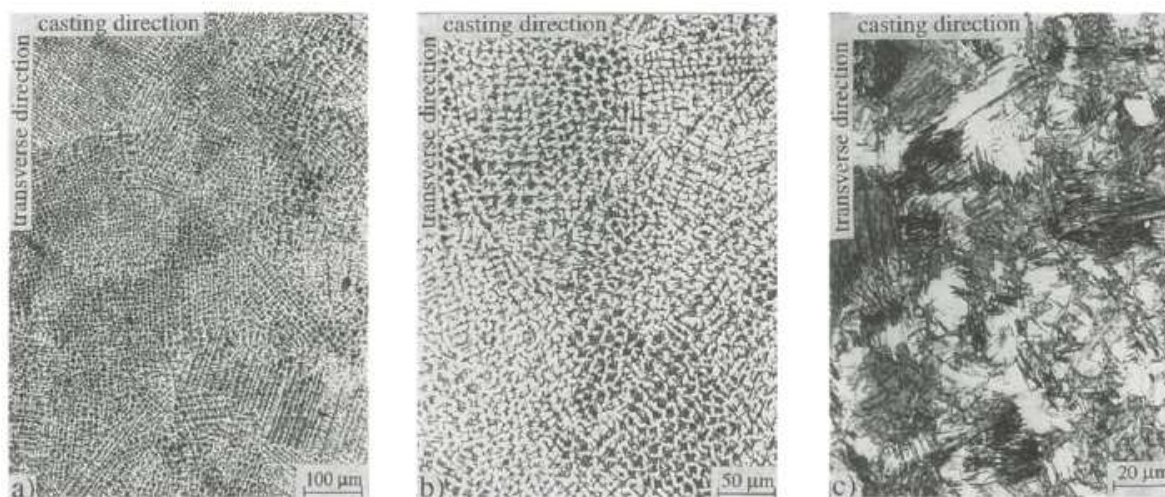


Figura nº 70(b). En la que se muestran en la microestructura de una acero inoxidable obtenido mediante colada continua por solidificación rápida. Las micrografía a) y b) muestran núcleos o bloques de austenita en forma dendritas en la zona cercana a la superficie de la muestra, la micrografía c) muestran la sección central de la banda

Microstructure of strip cast austenitic stainless steel. (a,b) Flat sections showing blocks of austenitic dendrites (bright) with microsegregated interdendritic regions (dark) close to surface layer; (c) flat section in centre layer showing a globular austenitic grain structure with martensite platelets.

Ref.nº 160, figs. 1 y 2, pp. 1139 y 1140

With kind permission of Elsevier Ltd.

Asimismo, una vez laminados en frío ambos tipos de muestras presentaban en la austenita una textura tipo B (Brass) $\{001\} \langle 211 \rangle$ y una textura tipo Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$, mientras que la martensita se caracterizaba mediante texturas tipo $\{211\} \langle 001 \rangle$ y $\{111\} \langle 211 \rangle$.

En la figura 71 pueden verse las orientaciones cristalográficas, medidas en términos de intensidades relativas en ensayos de difracción con rayos X, en el material obtenido por éste nuevo procedimiento de solidificación rápida frente a las obtenidas mediante un proceso convencional, una vez ambos han sido laminados en frío.

De la observación de estas gráficas se deduce que la orientación $\langle 112 \rangle$ es más fuerte en el material procesado convencionalmente, mientras que las orientaciones $\langle 110 \rangle$ y $\langle 210 \rangle$ son predominantes en el caso de la colada continua mediante solidificación rápida. Estas orientaciones pueden considerarse responsable de los bajos valores obtenidos en la anisotropía plana Δr , como a continuación veremos, y cuyo significado más completo se dará en el apartado correspondiente a los aceros al carbono.

Características mecánicas

Resultado de todo ello es que, en el caso de los aceros inoxidables, las propiedades finales de estos materiales; mecánicas R , E , A , Δr ^[45] y químicas^[93], son equiparables a aquellas obtenidas mediante los procedimientos siderúrgicos convencionales

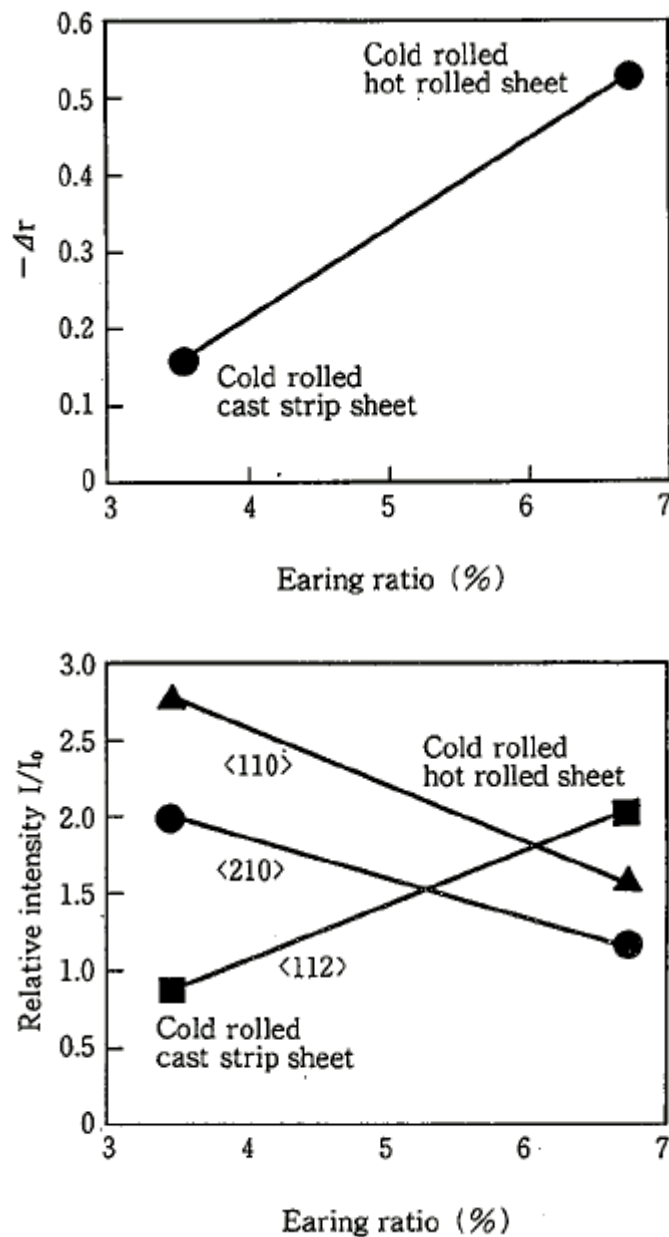


Figura nº 71. Efecto de la orientación cristalográfica sobre la anisotropía del material una vez laminado en frío, tanto en el caso del material obtenido mediante solidificación rápida como el procesado convencionalmente.

Effects of anisotropy and cristal orientation on earing ratio of sheet cold rolled from twin-drum cast strip as compared with sheet cold rolled from hot-rolled strip.

Ref.nº 93, fig. 11, pp. 50

tal como lo demuestran los numerosos ensayos realizados y que se resumen en la tablas VIII y IX.

Calidad de la banda y productos obtenidos

Lo que sí se puede afirmar, es que actualmente una de las líneas de trabajo en este nuevo proceso industrial está focalizada en la mejora de la calidad y especialmente en lo que se refiere a la calidad superficial.

Ya he señalado anteriormente que en la calidad superficial es un aspecto muy importante a vigilar en este tipo de procesos, pues bien, en el caso aceros inoxidables este aspecto reviste una mayor importancia si cabe, para el ello:

- Es necesario un control estricto de la oxidación del acero líquido antes de efectuar el proceso de colada mediante solidificación rápida, empleando para ello una atmósfera protectora en la zona del molde ó vertedero.

- Asimismo, es necesario un control para evitar la formación de escorias durante el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, para ello debe ejercerse una vigilancia especial sobre los refractarios empleados; tanto en lo que se refiere a los cierres laterales del molde ó vertedero, así como a los que forman parte de la alimentación del equipo de colada.

- Además de todo lo que he señalado, en el apartado tercero, respecto al agrietamiento, es de señalar que se han tenido que

Tabla VIII. Características mecánicas de los aceros inoxidable
Grado AISI 304 tanto en estado bruto de colada como con pasada de
reducción en caliente del 22%.

Comparison of mechanical properties of stainless steel strip
Ref.nº 45, tabla 2, pp. 145

AISI 304 stainless steel	R _p 02 (Yield strength) N/mm ²	R _m (Tensile strength) N/mm ²	Elongation (A ₅₀) %
EUROSTRIP as-cast, 3 mm*	230	530	48-50
EUROSTRIP in-line rolled, 22% reduction, annealed	280	610	54
Conventional hot band, annealed	255-330	590-690	47-54
* Mechanical properties not affected by annealing			

Tabla IX. Comparación de las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de materiales procesados mediante el sistema de colada continua por solidificación rápida frente a los resultados obtenidos en el material procesado convencionalmente.

Property comparison of sheet cold rolled from twin-drum cast strip with sheet cold rolled from conventional hot-rolled strip.

Ref.nº 93, tabla 2, pp. 49

Properties Materials	Mechanical test			Corrosion test
	Elongation (L-direct)	Tensile strength	Anisotropy Δr	Pitting potential V vs SCE
Products from twin-drum cast strip	50.4%	702 (N/mm ²)	-0.24	0.38V
Conventional products	50.8%	702 (N/mm ²)	-0.54	0.26V

resolver diversos problemas técnicos relativos a la uniformidad en el espesor de la banda y sobre todo a su calidad en bordes, para poder colocar la banda, así producida, dentro de los mismos márgenes de tolerancia que la chapa producida por el procedimiento convencional.

Finalmente, de los numerosos ensayos realizados hasta el momento presente, puede deducirse que la chapa de acero inoxidable producida mediante proceso de solidificación rápida, con ó sin etapa de reducción en caliente, puede ser utilizada en un gran número de aplicaciones.

Para ello se han realizado numerosos ensayos en lo que se refiere al tamaño, forma y características mecánicas en general; ensayos tales como abrasión o pulido, comportamiento frente a la corrosión, oxidación en procesos químicos, soldabilidad, corte con laser, curvas límites de embutición etc... han sido superados con éxito por los aceros inoxidables obtenidos por este procedimiento.

En la figura 72 puede verse una muestra de productos fabricados con acero inoxidable obtenido por este procedimiento.

Una descripción completa del proceso de fabricación de estos aceros por solidificación rápida; parámetros del proceso productivo, grados obtenidos, propiedades mecánicas, dimensiones finales y aplicaciones puede verse en los trabajos que se citan; tanto en la planta de Krefeld (Eurostrip)^[57,137] como en las Hikari (Nippon Steel)^[94,95,143,144] y Posco^[67,68,149-151].



Figura nº 72. Productos obtenidos mediante tecnología de colada continua mediante solidificación rápida: aceros inoxidables AISI 304, aceros de bajo contenido en carbono, y aceros de bajo contenido en carbono galvanizados.

Products obtained from Strip Casting Technology: stainless steel and low carbon steel.

Ref.n^{os} 46 y 120

5.2.- Aceros al carbono

En lo que se refiere al mercado de la chapa comercial de bajo contenido en carbono, podemos afirmar, que la producción total mundial, en lo que se refiere a banda laminada en caliente, es del orden de 450 millones de toneladas por año, lo cual representa aproximadamente el 35% de la producción global de acero en el mundo^[163].

Si ahora tenemos en consideración los distintos procesos de producción, podemos observar que el proceso convencional de laminación en caliente ocupa aproximadamente el 93% de todo el volumen que hemos considerado y el 7% restante es cubierto con los slabs de medio y bajo espesor producidos en las acerías compactas y minimills. Dado que el crecimiento que se espera para este tipo de material es superior al 14% para el año 2010, la mayor parte en China e India, se deduce la importancia de abordar este sector del mercado mediante esta nueva tecnología.

Por ello, uno de los mayores retos en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida es la obtención de materiales, en este caso chapa ó banda de bajo contenido en carbono, con calidades superficiales y propiedades mecánicas similares a las obtenidas mediante los procedimientos siderúrgicos convencionales.

Para alcanzar este objetivo es imprescindible una profunda comprensión de la evolución en la microestructura y textura a

través del proceso de solidificación hasta llegar al producto final.

Para ello, se han realizado diversos estudios experimentales, sobre aceros de bajo contenido en carbono^[62], al objeto de establecer la correlación entre los procesos de:

- a) Trasmisión de calor, nucleación y solidificación
- b) Estructura micrográfica y textura obtenida
- c) Propiedades mecánicas del producto final

De esta manera es posible establecer una relación entre los parámetros operativos del proceso, en las etapas de alimentación colada y solidificación, con las características finales del material a través de su microestructura y textura, definiendo de esta forma el campo de aplicación de los aceros de bajo contenido en carbono obtenidos mediante solidificación rápida.

Comenzaré, por lo tanto, estudiando la microestructura y la textura, como función de los parámetros y variables operatorias de este nuevo proceso siderúrgico que más inciden en las mismas, para de esta forma abordar seguidamente las características mecánicas y ámbito de aplicación del material obtenido mediante este proceso.

Microestructura

La microestructura del material es función de los procesos de transmisión de calor, nucleación y solidificación que tienen lugar en el transcurso del proceso de fabricación del material.

Estos procesos han sido estudiados con detalle en el apartado tercero del presente trabajo, y por lo tanto me referiré a ellos de forma breve, considerando solamente aquellos aspectos que hacen referencia directa a la microestructura y textura de este material de bajo contenido en carbono.

- El primero de estos aspectos hace referencia a la rugosidad de la superficie del sustrato sobre el cual solidifica el material.

Esto a nivel industrial representa la rugosidad de los cilindros de colada conformación, la cual incide de forma decisiva ,a través del proceso de transmisión del calor, en la densidad de núcleos de solidificación (pp. 99, fig. 33). Esto a su vez es determinante en el tamaño de grano austenítico que va a configurar posteriormente la microestructura ferrítica final obtenida en el material.

- El segundo de ellos hace referencia a la composición química del material en relación con el contenido en azufre presente en el metal fundido y cuyo contenido oscila entre 0.01 y 0.04%.

Como ya expliqué cuando se estudió el proceso de solidificación sobre los cilindros de colada conformación (pp. 97 fig. 32) del apartado tercero, la toma en consideración de este segundo parámetro es debido a la influencia que ejerce sobre la energía superficial en la interfase metal fundido-cilindros de colada conformación, a través de procesos de adsorción y desorción

en la superficie del sustrato, incidiendo de esta forma en el proceso de nucleación y crecimiento de grano, de forma análoga a su influencia en el proceso de recristalización terciaria en el recocido final que se suministra a la chapa magnética de grano orientado.

Si consideramos exclusivamente la influencia del contenido azufre, en la figura 73 se muestra, como ejemplo, la incidencia del contenido de azufre en la estructura final.

Niveles altos en azufre conducen a una estructura de ferrita poligonal, mientras que bajos contenidos en azufre conducen a estructuras bainíticas. La diferencia entre estas estructuras está directamente relacionada con el tamaño de grano de la austenita previa a la transformación, tal como he señalado anteriormente.

En la figura 74 se muestra la influencia de estos dos parámetros, contenido de azufre y rugosidad, en el tamaño de grano de la austenita. Es de hacer notar que la rugosidad no se cuantifica en este trabajo, debido a que es un parámetro muy importante a nivel industrial y por tanto sometido a un nivel de reserva alto como ya lo he apuntado en apartados previos.

- El tercero de dichos aspectos es la velocidad enfriamiento que es también un factor decisivo en la transformación de la austenita, lo cual incide de manera directa en la estructura de la ferrita final.



(a)



(b)

Figura nº 73. Efecto del contenido azufre del baño sobre la microestructura final de la ferrita en aceros de bajo contenido en carbono: (a) 0.04% (b) 0.01%.

Effect of melt sulphur content on final ferrite microstructures of low carbon steel samples (a) 0.04 wt% (b) 0.01 wt%

Ref.nº 62, fig. 10, pp. 429

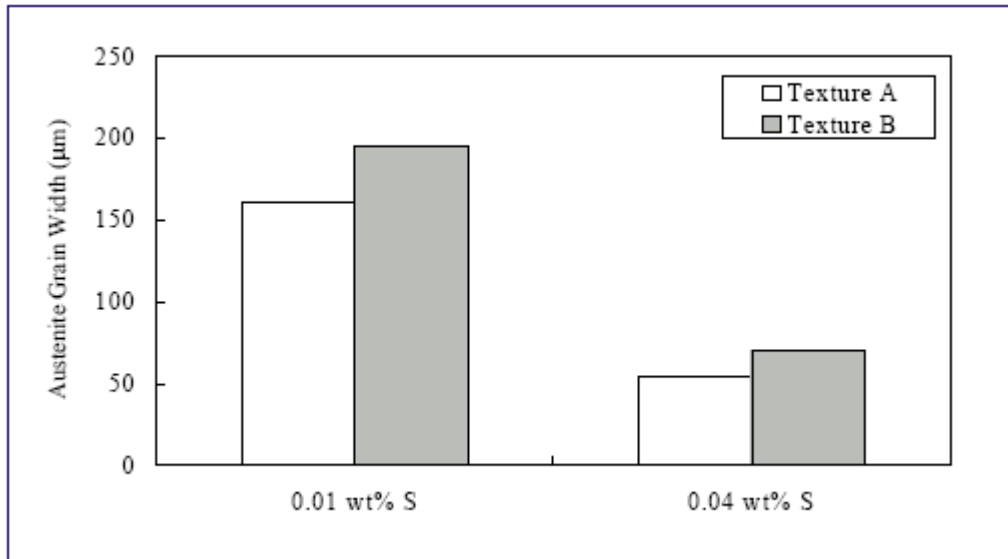


Figura nº 74. Efecto del contenido de azufre en el baño fundido y de la rugosidad de los cilindros de colada conformación sobre el tamaño de grano de la austenita en el caso de aceros de bajo contenido en carbono.

Effect of melt sulphur and substrate surface texture on austenite grain size in low carbon steel strip casting.

Ref.nº 62, fig. 6, pp. 427

A la vista de ello es posible comprender uno de los aspectos más importantes del proceso de colada continua mediante solidificación rápida, aplicado a la fabricación de aceros de bajo contenido en carbono, cual es la posibilidad de obtener distintas estructuras finales, y por tanto características mecánicas finales distintas partiendo de la misma composición química, en función de la velocidad enfriamiento a que se somete el proceso, como veremos a continuación.

En base a lo anterior, pasaré seguidamente a estudiar con más detalle la microestructura obtenida en estos materiales.

En los trabajos previos^[42,62,164] se hace un estudio detallado de la morfología y evolución de estas microestructuras, así como de sus propiedades mecánicas resultantes.

La diferencia clave entre el proceso de colada continua mediante solidificación rápida y el proceso convencional es la forma y tamaño de la austenita previa al proceso de enfriamiento y las transformaciones subsiguientes. En el material colado mediante colada continua por solidificación rápida los granos de austenita son alargados con un tamaño comprendido entre 100-250µm en ancho y 300 a 700µm en longitud. Por contraposición en el caso de la banda en caliente, producida mediante un proceso siderúrgico de laminación en caliente convencional, la morfología que presenta esta austenita es equiáxica y con un tamaño próximo a los 25µm. Esta diferencia en la morfología y tamaño, tal como puede verse en

la tabla X, conduce a unas propiedades muy diferentes con posterioridad a su enfriamiento.

Así, en el caso del material procesado convencionalmente la evolución de la microestructura es la típica de un proceso de laminación en caliente, siendo la microestructura final el resultado de la reducción en caliente que sufre la estructura original de colada, lo cual da lugar a un afinado de la estructura austenítica que conduce a la formación de granos equiaxiales de ferrita con un tamaño de $10\mu\text{m}$. Sin embargo, y esto es lo realmente importante, esto no es aplicable al caso de un material obtenido mediante solidificación rápida.

Por el contrario, la evolución de la microestructura en el transcurso del proceso de solidificación rápida, en el caso de los aceros de bajo contenido en carbono, conduce a la obtención de ferrita cuya estructura es una mezcla no homogénea de ferrita acicular, ferrita poligonal irregular y estructura Widmanstätten^[116, 165, 166] (tabla XI y figura 75), estando ello evidentemente asociado a los altos ratios de enfriamiento inherentes al proceso de colada continua mediante solidificación rápida. Este tipo de estructura recuerda a la obtenida en el caso de la soldadura de aceros de bajo contenido en carbono debido a los altos ratios de enfriamiento que tienen lugar en dicho proceso de soldadura.

En la figura 76 pueden verse las transformaciones de fase que tienen lugar durante el proceso de solidificación rápida. Así la

Tabla X. Diferencias entre las microestructuras del material procesado mediante solidificación rápida y el procesado convencionalmente.

Key differences between the strip microstructures

Ref.nº 62 , tabla 1, pp. 424

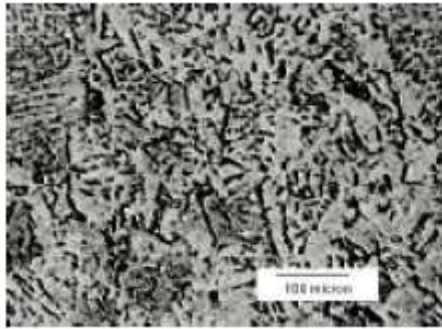
	Strip Casting	Hot Strip Mill
Prior austenite grain morphology, size	Columnar shape 100 to 250 μm wide, 300 to 700 μm long	Equiaxed 25 μm
Final microstructure constituents	30 to 60 % polygonal ferrite 70 to 40 % Widmanstätten and acicular ferrite	100 % equiaxed ferrite
Ferrite grain morphology, size	Polygonal 10 to 50 μm wide, 50 to 250 μm long	Equiaxed 10 μm

Tabla XI. Efecto de las condiciones de enfriamiento sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la chapa de acero de bajo contenido en carbono

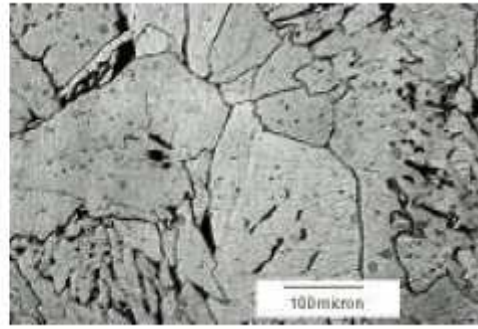
Effect of cooling conditions on microstructures and properties of strips cast in the plant

Ref.nº 62, tabla II, pp. 431

Cooling Rate (°C/s)	Coiling Temperature (°C)	Microstructure Constituents	Yield Strength (MPa)
0.1	> 800	Polygonal ferrite, Pearlite	210
13	670	Polygonal ferrite, Widmanstätten ferrite	320
25	580	Polygonal ferrite, Bainite	390
100	< 400	Polygonal ferrite, Bainite, Martensite	490



(a)



(b)

Figura nº 75. Microestructura obtenida en estado bruto de colada en el proceso de solidificación rápida, ataque con nital 4%. La figura a) muestra una ferrita de tipo acicular, la figura b) muestra una mezcla de ferrita poligonal e irregular, conjuntamente con una estructura Widmāstatten.

Microstructure of as-cast strip, 4% nital etch. (a) region showing acicular ferrite. (b) region showing irregular polygonal and Widmanstätten ferrite.

Ref.nº 116, fig. 1, pp. 9

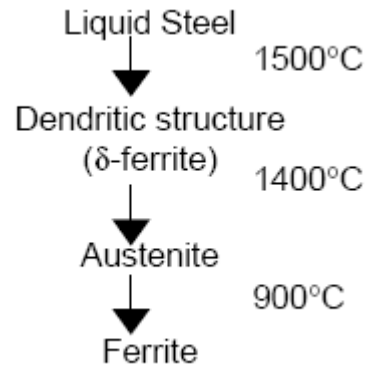


Figura nº 76. Transformaciones de fase que tienen lugar durante la solidificación y subsiguiente enfriamiento de aceros de bajo contenido en carbono procesados mediante solidificación rápida
Phase transformations occurring during solidification and subsequent cooling of low carbon steel.

Ref.nº 62, fig. 4, pp. 425

solidificación comienza aproximadamente a 1.500°C con la formación de una estructura dentrítica de ferrita fase delta, esta estructura se transforma en austenita aproximadamente a 1.400°C, para convertirse finalmente en ferrita a temperaturas por debajo de 900 °C.

Esto abre la posibilidad a que los cambios en los ratios de enfriamiento durante la transformación de austenita a ferrita den como resultado diferencias importantes en la microestructura final obtenida en este proceso de colada continua mediante solidificación rápida. La consecuencia importante de este proceso es que diversos grados de acero pueden ser producidos desde la misma composición química de colada de partida.

En la figura 77 se muestra la distinta morfología obtenida para diferentes grados o velocidades de enfriamiento, partiendo de la misma composición química y idéntico tamaño de grano en el austenita inicial, como función de dicho ratio de enfriamiento.

Esta posibilidad de diversificar estructuras tiene una consecuencia inmediata sobre las propiedades mecánicas. Así en la figura 78 se muestran el límite elástico y el alargamiento dependiendo de los distintas velocidades de enfriamiento, desde la austenita inicial, como consecuencia de las posibles variaciones en la microestructura en el transcurso del proceso de enfriamiento.

Este fenómeno que es particularmente interesante para los fabricantes de aceros, así como para los consumidores, ya que el

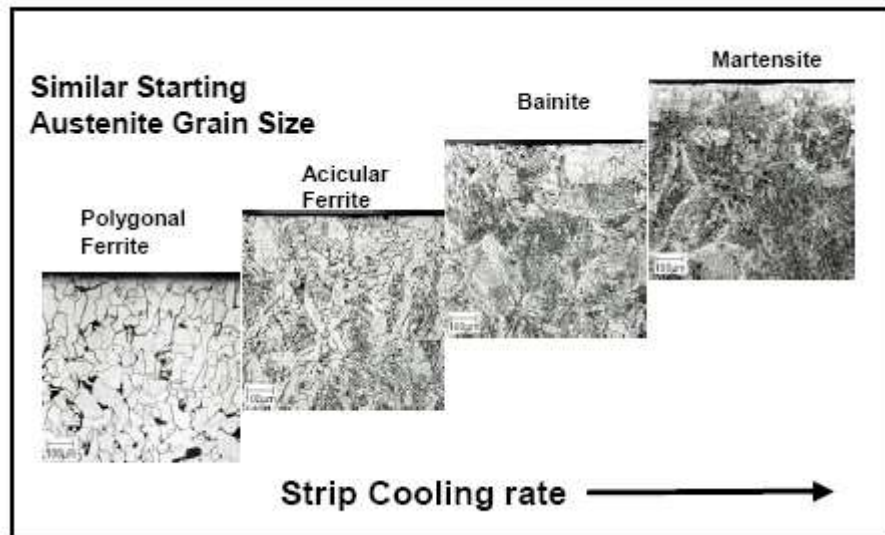


Figura nº 77. Efecto de la velocidad enfriamiento sobre la microestructura final en el caso de los aceros obtenidos mediante colada continua por solidificación rápida

Relative effect of cooling rate on the final microstructure of Castrip steel products

Ref.nº 42, fig. 3, pp. 208

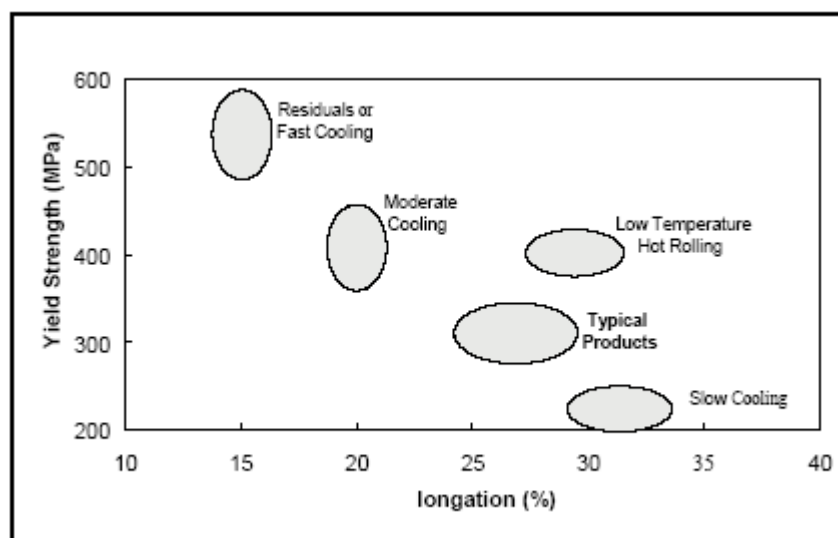


Figura nº 78. Efecto de la velocidad enfriamiento sobre las propiedades mecánicas en el caso de la colada continua mediante solidificación rápida.

Effect of cooling rate on the mechanical properties of Castrip strip products

Ref.nº 42, fig. 4, pp. 208

endurecimiento producido en este tipo de proceso de solidificación rápida puede sustituir a algunos grados de los aceros CRFH (cold-rolled full-hard) y HSLA (high-strength low alloys).

Analicemos ahora como puede modificarse la estructura del estado bruto de colada mediante la pasada de reducción en caliente que se suministra a este material en la propia línea.

En primer término, de la estructura obtenida después de la pasada de reducción en caliente parece deducirse que los ratios de enfriamiento, durante el proceso, son suficientemente altos para mantener, parcialmente al menos, la estructura del estado bruto de colada.

No obstante, esto nos permite, modificando la temperatura en la pasada de laminación en caliente y subsiguiente enfriamiento, obtener una estructura de ferrita de granos poligonales que nos mejoraría las características mecánicas del material, especialmente su ductilidad, siendo este uno de los campos de investigación dentro del área de las características mecánicas.

Otra forma de modificar la estructura puede lograrse mediante la variación en los ratios de reducción en caliente.

En efecto, la modificación de la estructura del estado bruto de colada se produce de manera más acusada cuando la banda tiene 1 mm de espesor, lo cual ha supuesto mayores ratios de reducción en los rodillos finales, del orden del 29%, por ello la microestructura con este espesor está predominantemente formada por la presencia de granos de ferrita poligonal. Por el contrario,

con material de 1,4 mm de espesor el material procede de una reducción en caliente del 12,5%, lo cual no es suficiente para modificar la microestructura original producida durante el proceso de colada, siendo en este caso más acusada en la presencia de los componentes que hemos señalado como característicos de la enfriamiento rápido; es decir la estructura Widmanstatten y la ferrita acicular.

En la tabla XII puede verse un resumen de las características mecánicas como función del ratio de reducción en la pasada de laminación en caliente.

Si posteriormente se somete a este material a una pasada de reducción en frío seguida de un recocido en horno de campana, se obtiene una estructura de recristalización completa, formada por una estructura poligonal de ferrita. Por tanto, la primitiva estructura del estado bruto de colada ha sido completamente sustituida durante el proceso de laminación en frío y recocido en horno de campana. La estructura que se presenta es la típica estructura sándwich ó pancake con granos alargados en la dirección de laminación, muy similar a la obtenida para los materiales procesados mediante proceso siderúrgico convencional.

Textura

Como ya he señalado anteriormente, la mayor aplicación industrial de los aceros de bajo contenido en carbono es la

Tabla XII. Resumen de las características mecánicas del material en estado bruto de colada, así como el que ha sido sometido a una ligera pasada de reducción en caliente

Summary of Mechanical Properties

Ref.nº 165, tabla III, pp. 33

Cast speed(m/min)	45	80	80	80
Cast thicknes (mm)	1.9	1.6	1.6	1.4
Hot Rolling (%)	0	0	13	29
Final thicknes (mm)	1.9	1.6	1.4	1.0
Hot Rolling temperature (C°)	-	-	1.050	1.050
Yield Strenght (MPa)	280	300	300	320
Tensile Strenght (MPa)	420	440	440	450
Elongation (%)	28	26	26	28

estampación y la conformación por embutición profunda ó extraprofunda, empleándose en aplicaciones tales como todo tipo de electrodomésticos, carrocerías de automóviles etc..., lo cual representa un segmento de mercado muy importante dentro de los productos laminados en frío.

Para este tipo de aplicaciones lo que se necesita es una buena capacidad de deformación en el plano de la chapa y una resistencia al adelgazamiento adecuada en la dirección perpendicular a la misma. Es decir, alta isotropía en el plano de la chapa y alta capacidad de deformación y resistencia a la rotura en la dirección perpendicular a la misma, todo lo cual se mide por los conocidos índices de Lankford r_m , Δr y n . Un estudio más completo de la caracterización de los procesos de deformación plástica en frío, referido a materiales convencionales, puede verse en un trabajo previo del autor^[167].

Para conseguir optimizar estas propiedades mecánicas es necesario tener un tipo de textura de fibra γ [$\langle 111 \rangle // ND$] $\{111\} \langle uvw \rangle$, en la cual los granos tienen sus planos $\{111\}$ paralelos a la superficie de la banda.

Con este fin se realizaron ensayos al objeto de obtener esta textura^[168], en los cuales partiendo de un acero de bajo contenido en carbono (0.047 wt% C) se obtuvo chapa de 2.0 mm de espesor mediante solidificación rápida. Posteriormente se obtuvieron muestras en los siguientes estados:

- En estado bruto de colada.

- Después de suministrar al material una pasada de laminación en caliente en línea con un 30% de reducción.

- Después de suministrar al material un prerecocido, previo a la laminación en frío, a 900 °C con un mantenimiento de una hora de duración. Este prerecocido sólo se suministró a algunas muestras.

Los tres tipos de material así obtenido; estado bruto de colada, laminado en caliente con y sin prerecocido previo a la laminación en frío, fueron sometidos posteriormente a una reducción en frío del 80%, seguida a continuación por un recocido en continuo a diversas temperaturas tales como 660, 716, 771 y 827 °C.

Sobre el material así obtenido se estudió la estructura micrográfica y las texturas desarrolladas.

Respecto a la microestructura puede decirse que, cuando el material obtenido mediante solidificación rápida con pasada de laminación en caliente, es sometido posteriormente a una pasada de reducción en frío del 80% y recocido en continuo, a temperaturas que oscilan entre 600 y 716 °C, muestra una estructura, tanto en la dirección de laminación como transversal a ella, de granos alargados y estructura fibrosa.

Ello es debido sin duda a que únicamente se inició el proceso de restauración ó recovery, apareciendo, ya a partir de 771°C y temperaturas superiores, una estructura de tipo equiáxico.

En lo que respecta a la textura puede decirse que un desarrollo moderado de la textura de fibra γ [$\langle 111 \rangle // ND$] $\{111\} \langle uvw \rangle$, junto a una componente fuerte de textura de fibra α $\{hkl\} \langle 110 \rangle$, se produjo para la práctica totalidad de los materiales ensayados.

Ahora bien, esta textura puede ser mejorada sometiendo al material a un prerecocado, 900 °C con mantenimiento de una hora, previamente al proceso de reducción en frío y posterior recocado en continuo a temperaturas por encima de 771°, preferentemente del orden de 800° C.

En estas condiciones el material muestra un importante cambio en la orientación cristalográfica, incluso ya en el estado prerecocado. La intensidad de la componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ de la textura de fibra α $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ disminuye considerablemente, mientras que queda reforzada de forma notoria la componente $\{111\} \langle 110 \rangle$ de la textura de fibra γ $\{111\} \langle uvw \rangle$, lo cual es muy conveniente para el proceso de conformado por embutición.

De todo lo cual podemos deducir la importancia del proceso de prerecocado previo, así como de la temperatura del recocado en continuo posterior a la laminación en frío en el desarrollo de una textura conveniente al proceso de e deformación plástica en frío.

Características mecánicas

En la figura 79 se muestran las características mecánicas de los aceros de bajo contenido en carbono obtenidos por solidificación rápida. Asimismo, en la tabla XII puede verse un resumen de las características mecánicas de este material tanto en estado bruto de colada como para el que ha sufrido seguidamente una ligera pasada de reducción en caliente (0 a 29%).

Asimismo en el trabajo^[61], tabla XIII, se comparan las propiedades obtenidas en este material con la requeridas de conformidad a la norma ASTM A1011M (Structural Steel Grade 275 a 380).

De un análisis de resultados puede deducirse, que el material obtenido por solidificación rápida con una pasada de reducción en caliente, presenta unas características similares que el material obtenido mediante proceso siderúrgico convencional incluyendo ,obviamente, la etapa de laminación en caliente.

Dada la posibilidad, señalada anteriormente, de obtener distintas propiedades finales partiendo de la misma composición química, The American Society for Testing Materials (ASTM)^[169] ha desarrollado recientemente una nueva norma específica para la chapa producida por el proceso de colada continua mediante solidificación rápida. Este tipo de normativa ha sido aplicado por Nucor a la gama de productos obtenidos en sus instalaciones mediante solidificación rápida. La nueva norma es la norma A1039/A 1039M-04 (Standard Specification for Steel, Sheet, Hot

Low carbon steel	R _p 02 (Yield strength) N/mm ²	R _m (Tensile strength) N/mm ²	Elongation (A ₈₀) %
Hot rolled coil from EAF route	300	420	35
Hot rolled coil from converter route	255	380	36
EUROSTRIP as-cast – EAF route	270	401	27.3
EUROSTRIP in-line rolled, 30% reduction	300	395	30.2
EUROSTRIP in-line rolled, 36% reduction	316	398	28.7

Figura nº 79. Características mecánicas de los aceros de bajo contenido en carbono obtenidos mediante colada continua y por solidificación rápida.

Technical data of the KTN strip casting plant

Ref.nº 45, tabla 1, pp. 143

Tabla XIII. Comparación entre las especificaciones requeridas para el material de conformidad a la norma ASTM A 1011 y las propiedades obtenidas en el material que ha sido procesado mediante colada continua por solidificación rápida.

Comparison of ASTM Standard A 1011M With Properties of Typical UCS Products

Ref.nº 61, tabla 2, pp. 61

ASTM A 1011M Grade	Minimum ASTM requirements			Typical Castrip UCS properties		
	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong. (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong. (%)
Commercial Steel B*	205–340	NA	>25	296	421	27
SS Grade 275	275	380	15	317	441	24
SS Grade 310	310	410	13	338	455	23
SS Grade 340	340	450	11	365	469	20
SS Grade 380	380	480	9	393	503	18

*ASTM properties reflect typical as opposed to minimum values for this grade.

Rolled, Carbon, Commercial and Structural , Produced by the Twin-Roll Casting Process) aprobada por ASTM en Noviembre del 2004.

En la tabla XIV se muestran los valores de los índices de Lankford; r (anisotropía normal) e Δr (isotropía plana) para el material de bajo contenido en carbono obtenido por solidificación rápida, tanto en estado bruto de colada, como después de una pasada en caliente, así como con posterioridad a la reducción en frío y recocido en horno de campana.

Si analizamos, en el estado bruto de colada, los valores del índice de anisotropía normal r (0.93) e isotropía plana Δr (0.07) podemos observar que el material es prácticamente isótropo. Una vez que se ha suministrado a este material un proceso de reducción en caliente disminuye el valor de r , lo cual puede interpretarse como un ligero descenso en la intensidad de la textura $\{111\}$ mientras que se produce paralelamente un ligero incremento de la orientación $\{100\}$, como ya he señalado en el apartado correspondiente a texturas.

Sin embargo una vez que este mismo material ha sido laminado en frío y tratado térmicamente mediante recocido en horno de campana el valor del índice de anisotropía normal r aumenta considerablemente, aumentando también el índice de isotropía plana Δr . Por todo ello cabe pensar que se necesita todavía mejorar el proceso, para alcanzar los valores de r y Δr que se obtienen hoy en día con los materiales calmados al titanio ó niobio y algunos nuevos tipos de aleaciones.

Tabla XIV. Valores de los índices de Lankford r y Δr para el material de bajo contenido en carbono obtenido por solidificación rápida: en estado bruto de colada, después de una pasada en caliente, con posterioridad a la reducción en frío y recocido en horno de campana.

Plastic Strain Ratio of as-cast, in-line hot rolled, and cold rolled batch annealed sheet.

Ref.nº 116, tabla 2, pp. 12

Processing Type	r-value (r_m)	Plastic Anisotropy factor (Δr)
As-Cast	0.93	0.07
In-line Hot Rolled	0.79	-0.11
Cold Rolled, Batch Annealed	1.1	0.45

Una revisión muy actualizada sobre el estado actual de la chapa de bajo contenido en carbono, obtenida mediante solidificación rápida, puede verse en los recientes trabajos^[170-172].

Calidad de la banda

En orden a mejorar el rendimiento y la rentabilidad de este nuevo procedimiento siderúrgico es necesario actuar en dos direcciones.

- La primera de ellas consiste en incrementar la productividad de las instalaciones, siendo la meta a alcanzar la producción de 500.000 Tm/año en la planta existente y 674.000 Tm/año en la nueva planta en construcción .

- La segunda hace referencia a la calidad del producto obtenido, debiendo éste competir, en determinados rangos de mercado, como ya he señalado anteriormente, con el material laminado en frío procesado convencionalmente.

Para ello es necesario considerar como factor prioritario a tener en cuenta la calidad del producto y de forma muy especial la calidad superficial de la banda. Este apartado incluye: la rugosidad, oxidación superficial, calidad en bordes, tolerancias en dimensiones de la banda, perfil de la misma etc...

Consideraré ahora, de forma muy breve, los distintos factores que afectan a la calidad del producto, comenzando por la calidad

superficial y siendo aquí aplicable lo mencionado respecto a la calidad de los aceros inoxidable.

- Calidad superficial: la calidad superficial es un factor determinante para el éxito de esta nueva tecnología, los aumentos de productividad desde 40 a 60 toneladas métricas por hora conducen a un deterioro de la superficie. Sin embargo, mediante el empleo de las más modernas técnicas de control en superficie, se ha llegado a producir coladas de 1.4 mm de espesor e incluso de 1 mm de espesor con una productividad de 52 toneladas métricas por hora con ausencia de grietas en superficie especialmente en lo que se refiere a los bordes.

- Rugosidad: En el trabajo^[165] se muestra cómo se puede obtener una mejora significativa en el acabado superficial mediante una pequeña reducción o pasada de laminación en caliente en la cual se han lubricado ligeramente los cilindros, tal como puede verse en la figura 80.

- Oxidación superficial: También hay que tener en cuenta el problema de la oxidación superficial cuando nos referimos a la calidad superficial del material. En el proceso de solidificación rápida el espesor de la capa de óxido formado oscila entre 4 a 7 μm en el material en estado bruto de colada, el cual es muy similar a la obtenida en el proceso de laminación en caliente convencional, esperándose alcanzar espesores de oxidación no superiores a 2 μm mediante el adecuado control de la temperatura de colada y el empleo de atmósferas protectoras.

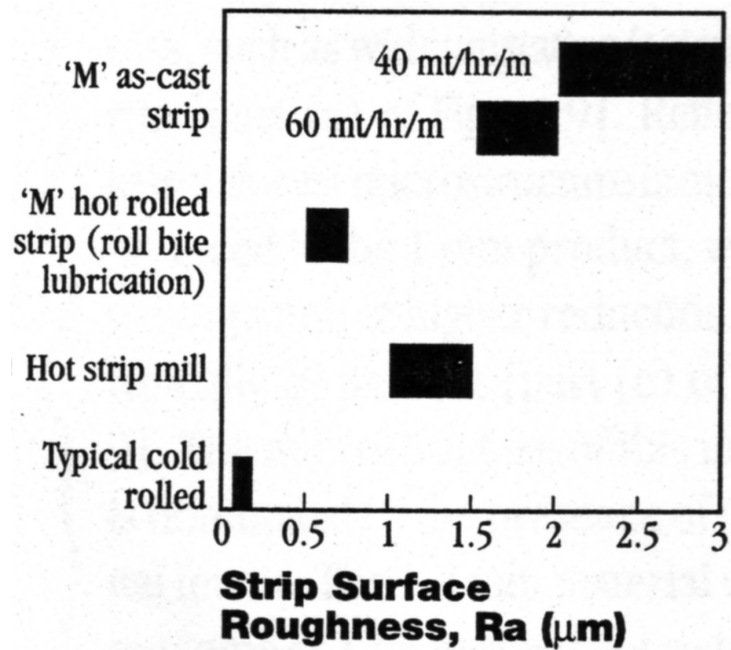


Figura nº 80. Comparación del acabado superficial en rugosidad para cuatro esquemas de producción diferentes.
Strip surface finish is compared for four different production routes.

Ref.nº 165, fig. 5, pp. 31

Respecto al futuro, se están ensayando diversos procedimientos para eliminar la cascarilla de óxido de la superficie. Esto tendría una importancia transcendental en la aplicación directa del material para aplicaciones que requieran recubrimiento, siendo para ello necesario alcanzar niveles de oxidación no superiores a 0.8 a 1.0 μm .

- Geometría de la banda: Ya he señalado en el apartado correspondiente a la etapa de conformación de la banda, la necesidad de mantener dicha banda, tanto lo que se refiere a la uniformidad en su geometría como a sus dimensiones y tolerancia de las mismas, dentro de los márgenes que señalan los estándares de calidad requeridos tanto para su uso directo como para su posterior procesamiento en frío.

Teniendo en cuenta todo que allí se señaló sobre la forma de los cilindros de colada conformación y consecuentemente el perfil de la banda, es evidente que éste es un parámetro difícil de controlar dentro de este proceso ya que influye la ondulación de la banda, flecha de la misma etc....

En ese trabajo^[165], figura 81, se muestra una forma de caracterización del perfil geométrico de la banda en lo que hace referencia a la ondulación y flecha tanto para el material en estado bruto de colada como para el que ha recibido pasadas de reducción en caliente del 12.5% y 29.0%.

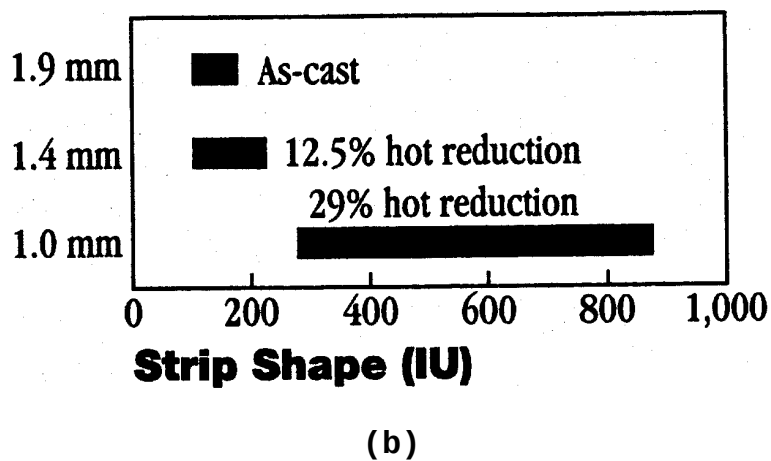
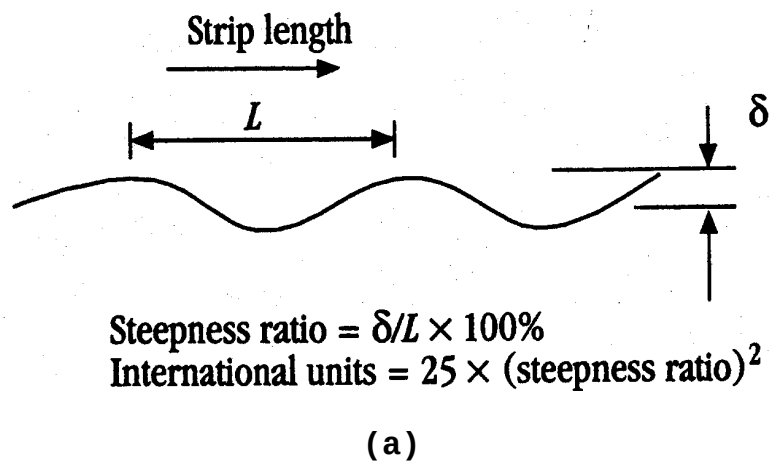


Figura nº 81. (a)Caracterización de el perfil de la banda en unidades internacionales.(b) Parámetro de caracterización para el material en estado bruto de colada así como después de haber sido sometido a distintas pasadas de reducción en caliente.

(a) Strip shape characterization (b) Measured strip shape values

Ref.nº 165, figs. 7 y 8, pp. 32

Productos obtenidos

En este sentido la CRU^[173] señala los principales campos de aplicación de estos materiales. Entre los que cabe destacar:

- La introducción en el mercado de los productos obtenidos mediante colada continua por solidificación rápida con pasada de laminación en caliente apunta directamente a los grados empleados en la fabricación de perfiles estructurales (25 x 25mm hasta 50 x 50mm) para la construcción, cubiertas de naves industriales, silos de grano en agricultura etc... así como la fabricación de tubería en el rango de diámetros interiores desde 21.3 a 88.9 mm de diámetro donde realmente existe un potencial muy importante de mercado especialmente en el sector de la construcción, tal como se muestra en la figura 82.

- Como materia prima para su procesamiento mediante laminación en frío.

El material una vez obtenido por solidificación rápida fue cizallado en bordes, decapado y laminado en frío a un espesor de 0,42 mm.

Posteriormente el material puede ser recubierto Zincalume (55% aluminio, 45% Zinc) ó bien galvanizado según el esquema clásico de inmersión en caliente, asimismo el material puede ser pintado; dando lugar a los perfiles galvanizados y pintados que se conforman para numerosas aplicaciones, especialmente cubiertas y



Figura nº 82. Ejemplos de aplicaciones; construcción, perfiles estructurales, productos tubulares.

Roofing and tubes processed directly from strip cast product

Ref.nº 124, figs. 9 y 10, pp. 179 y 180

cerramientos en naves industriales. Un esquema de todas estas aplicaciones se muestra en la figura 83.

- La oportunidad de sustituir algunos grados o tipos de acero laminado en frío por chapa en caliente obtenida mediante colada continua por solidificación rápida.

Un ejemplo de ello podría ser el empleo de este material en la fabricación de bidones ampliamente utilizados en la industria de pinturas así como en general en la industria química. En este caso, el material normalmente es conformado a partir de chapa de 1 mm de espesor laminada en frío y posteriormente pintada. Para sustituirlo se han hecho ensayos utilizando material obtenido mediante colada continua por solidificación rápida en el grado 275 (ASTM A 1011M) obteniéndose resultados satisfactorios, ya que el material empleado en la fabricación de estos bidones, espesor 1.4mm, no requiere realmente el acabado superficial de la laminación en frío y puede ser fabricado fácilmente mediante la tecnología de solidificación rápida.

Actualmente la planta ha producido espesores aún menores^[170], del orden de 0,85 mm, esto realmente es muy importante ya que a este producto se le ha dado un skin pass, a efectos de corregir los defectos de forma, y ha sido vendido en un determinado segmento de mercado sustituyendo a la chapa laminada en frío.

El consorcio Castrip esta muy interesado en este tipo de sustitución y la consecución de este segmento de mercado. Evidentemente la fabricación de chapas en zonas vistas en el

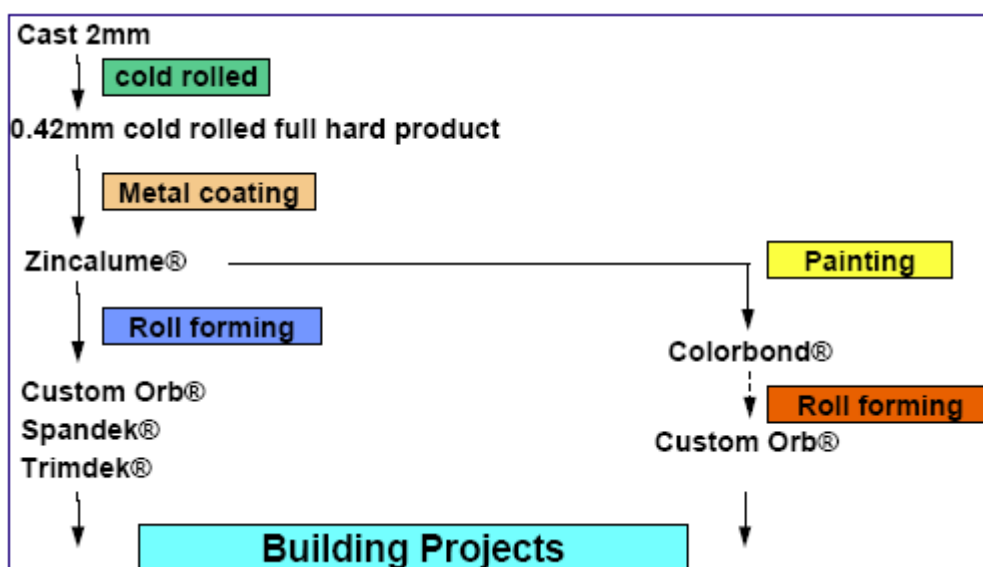


Figura nº 83. Distintas aplicaciones que se pueden dar al material obtenido mediante colada continua y solidificación rápida.

Product processing route

Ref.nº 124, fig. 8, pp. 179

sector de la automoción, por ejemplo, queda excluida en el momento presente, aunque no debe descartarse en el futuro.

- Finalmente, y como aplicación de menor rango, cabe destacar que la planta de colada continua mediante solidificación rápida instalada por Nucor ha realizado coladas con el 0,62% de cobre, el cual produce problemas de agrietamiento en el transcurso de la colada y el proceso de laminación en frío dentro del proceso convencional. Sin embargo debido a los altos ratios de enfriamiento durante el proceso de colada continua mediante solidificación rápida el cobre y otros elementos residuales no tienen tiempo de segregarse, permaneciendo en solución sólida, pudiendo producirse, en todo caso, un ligero aumento de la resistencia . Esto ha posibilitado el empleo de chatarras de diversa procedencia. Debiendo resaltarse la importancia de ello por la variabilidad tanto en costes como en disponibilidad del mercado de la chatarra.

Este material ha sido ya decapado, galvanizado, y conformado con propiedades mecánicas similares al grado ASTM A 1011 Grade 355 de la chapa laminada en caliente.

5.3- Chapa magnética

Una de las primeras aplicaciones que se tuvo en consideración, en los inicios de este procedimiento, fue la fabricación de aceros de alto contenido en silicio 4.5 - 6.5%.

Es conocido que la optimización de algunas de las características magnéticas más importantes^[174] se logra para un contenido de silicio del 6.5%, que minimiza las constantes de anisotropía magnetocristalina y magnetoestricción y como consecuencia la cifra de pérdidas, tanto por histéresis como por corrientes de Eddy ó Foucalt. Sin embargo su procesamiento industrial, por los procedimientos siderúrgicos convencionales, resulta extremadamente complejo, tanto lo que se refiere a la laminación en caliente como en frío, debido a la extraordinaria dureza que el contenido de silicio confiere a la banda que ha de ser procesada.

Es sabido, que la adición de silicio origina problemas en la ductilidad debido a la precipitación de una fase frágil durante el proceso de enfriamiento. Esto se produce con contenidos de silicio por encima del 3.5% presentándose los problemas que hemos comentado, tanto en la laminación en frío como en la laminación en caliente. Es por esta razón, por lo que normalmente no se obtienen chapas magnéticas por encima del 3,5% de silicio mediante los procedimientos siderúrgicos convencionales.

Una vez enfocado el problema, caben dos soluciones para el mismo:

-La primera de ellas consiste en la obtención de este material directamente desde el estado fundido por solidificación rápida evitando de esta manera la etapa de laminación en caliente.

-La segunda consiste en la obtención de materiales convencionales (3.5% de silicio), enriqueciendo posteriormente la banda en silicio mediante un procedimiento de deposición del silicio en fase vapor y posterior difusión del mismo hacia el interior de la banda, procedimiento Chemical Vapor Deposition (CVD), y que es actualmente empleado de modo exclusivo en una instalación única en el mundo por la compañía japonesa Nippon Kokan (JFe) para la obtención de chapas magnéticas de alto contenido en silicio (6,5%)^[175-177].

Evidentemente, en el presente trabajo me ocuparé de la primera de ellas.

Microestructura y texturas desarrolladas

La estructura final del material y textura, así como el estado de tensiones interno del material, son determinante en las características magnéticas finales del mismo. Estas propiedades son función de todos los parámetros operatorios del proceso de fabricación que he ido reseñando a lo largo del presente trabajo.

En el presente apartado, y dada la imposibilidad de realizar un estudio exhaustivo de la incidencia de todos ellos, me centraré en dos de ellos, a saber; la incidencia de la temperatura del líquido en el molde ó vertedero así como del tiempo de enfriamiento y temperatura de bobinado.

a) Importancia de la temperatura de la fase líquida y su incidencia en la microestructura y textura.

Respecto a la incidencia de la temperatura de la fase líquida en la microestructura y textura, ya habíamos visto, en el apartado 3.3.2.1, correspondiente a la incidencia de los cilindros de colada conformación en el proceso de transmisión de calor y solidificación, que:

- La cinética del crecimiento de las dendritas es función, del gradiente térmico entre el metal en estado fundido (función de la temperatura de colada) y la superficie de los cilindros de colada conformación.

- La dirección de crecimiento preferente de las dendritas, en este tipo de material chapa magnética ($\approx 3\% \text{ Si}$), está girada ligeramente respecto a la normal, aproximadamente 15° , en dirección contraria a la del flujo, estando el ángulo de giro muy condicionado precisamente por el tipo y velocidad de flujo (figura 35 pp.102).

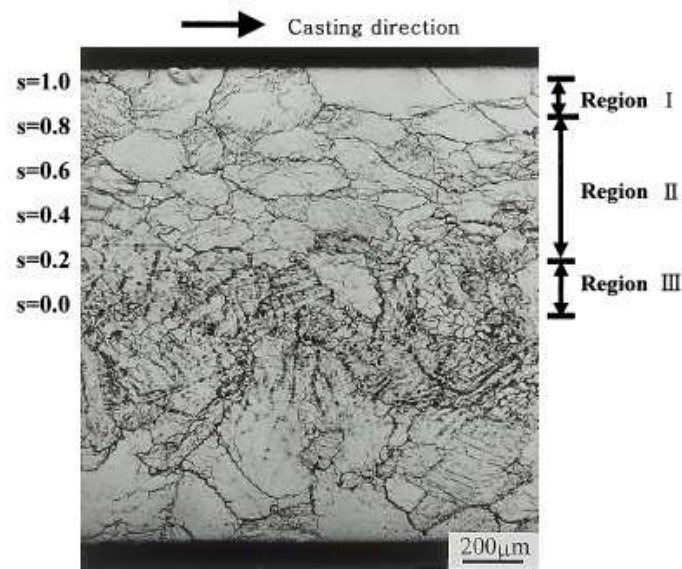
Todo lo cual condiciona a su vez la morfología y el tamaño de grano así como la textura desarrollada en el material. Aspectos ambos de vital importancia el las características magnéticas finales del mismo, especialmente en el caso de los modernos procesos de fabricación de chapa magnética no orientada pero con textura así como en la chapa magnética de grano orientado.

Dada su importancia, en los trabajos^[178-181] se hace un estudio completo sobre la temperatura de la fase líquida, y en función de ella la microestructura y textura desarrolladas. Aunque, evidentemente, quedan muchos parámetros por estudiar en este nuevo proceso, que es extraordinariamente complejo, y en el cual todos los parámetros del proceso de fabricación están estrechamente relacionados, como ya he señalando reiteradamente.

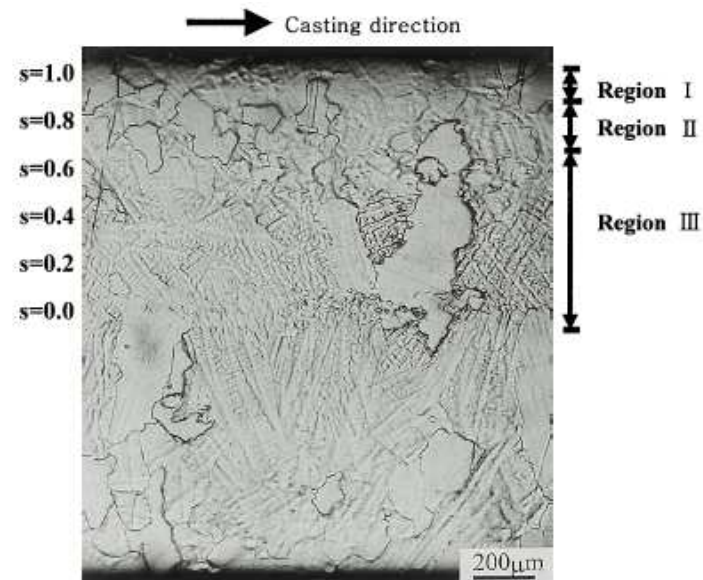
Estos trabajos se llevaron a cabo a nivel de laboratorio donde se obtuvieron cintas de 100 mm de anchura y 1,5 mm de espesor. La composición química del material era la correspondiente a un acero de muy bajo contenido en carbono $C < 0.0068-0.001\%$ y $Si \approx 4.30-4.46\%$.

Asimismo, en los trabajos que estoy mencionando se detallan los procedimientos empleados para la determinación de las texturas así como los equipos empleados en ello. Un parámetro importante a considerar es la posición, donde se efectúan las mediciones, con respecto al espesor de la banda, lo cual queda determinado en este trabajo mediante el parámetro $s = 2a/d$, denominándose a dicho parámetro espesor normalizado de la cinta y donde "a" es la distancia desde el centro de la banda a la posición que estamos considerando y "d" el espesor de la misma.

En la figura 84 se muestran las micrografías de las cintas coladas a temperaturas de 20°C y 30°C por encima la temperatura de fusión respectivamente. En ellas, y al objeto de poder ser



(a)



(b)

Figura n° 84. Microestructura en estado bruto de colada del material colado a una temperatura de:

(a) 20 C° por encima de la temperatura de fusión.

(b) 30 C° por encima de la temperatura de fusión

Microstructure of as-cast strip at superheat (a) 20 C°, (b) 30 C° (longitudinal section, $S=2a/d$)

Ref.n° 181, figs. 2 y 3, pp. 71

identificadas fácilmente, su estructura micrográfica heterogénea se ha dividido en tres zonas ó regiones.

La primera zona (región I) corresponden a la delgada capa solidificada, en primer término, en contacto con los cilindros de colada conformación. En la zona II puede verse una estructura dentrítica equiáxica y en la zona III puede verse una estructura dentrítica de tipo columnar. Los espesores de cada uno estas capas son evidentemente distintos en función de la temperatura de colada.

En la figura 85 puede verse la distribución de la concentración del silicio en la dirección del espesor de la cinta.

En la muestra colada a temperatura de 20 C° por encima de la temperatura de fusión la concentración en silicio en la región central es más baja que en los bordes de la cinta, denominándose a ello segregaciones inversa. Por el contrario, en la muestra colada a temperatura de 30 C° por encima de la temperatura de fusión, no se observó ninguna segregación del silicio siendo su distribución mucho más uniforme.

En lo que respecta a la textura, el material muestra, para ambas temperaturas de colada, una pronunciada componente de textura {100}<uvw> en la zona muy próxima a la superficie, y que ha permanecido inalterada, desde el principio de la solidificación, hasta que el material abandona los cilindros de colada conformación. Este tipo de textura, es una textura típica de los procesos de enfriamiento rápidos.

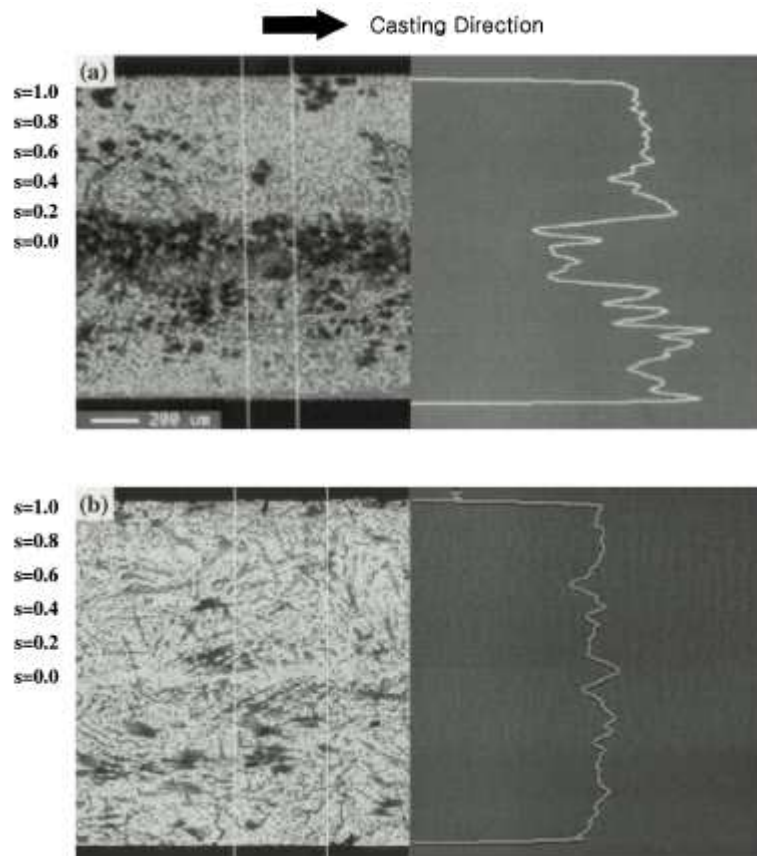


Figura n° 85. Distribución de el contenido de silicio en la dirección del espesor de la cinta.(a) cinta colada a temperatura de 20 °C por encima de la temperatura de fusión. (b) cinta colada a 30° C por encima de la temperatura de fusión.

Scanning mapping analysis of Si for as-cast Fe-4.5wt%Si strip.

(a) Superheat 20°C (b) Superheat 30°C.

Ref.n° 181, fig. 5, pp. 72

Continuando, en ambos casos, con el desarrollo de las texturas hacia el interior de las muestras. Podemos afirmar, que en el caso del material (espesor 1.5mm) colado a una temperatura de 20°C por encima de la temperatura de fusión, y refiriéndonos a la zona comprendida desde la subsuperficie (profundidad 0.15mm) hasta el centro del material, se desarrolló una textura del tipo $\{110\}<001>$.

Esta textura se corresponde con una textura característica originada los por esfuerzos cortantes, inherentes a la etapa de solidificación de este proceso, en los materiales que cristalizan en el sistema cúbico centrado en el cuerpo, siendo por otra parte bastante similar a la que se produce en este tipo de materiales en los procesos de laminación en caliente convencionales.

Finalmente, en las zonas próximas al centro de la banda se desarrolló una textura tipo $\{100\}<uvw>$.

En el caso de las muestras de material colado a 30°C por encima la temperatura de fusión, se observó una textura del tipo $\{100\}<uvw>$ desde la superficie hasta el centro del material, pudiéndose apreciar una ligera componente de textura Goss $\{110\}<001>$ en la zona central con morfología de granos equiáxicos.

Un análisis más completo sobre el posible origen de estas texturas, y su relación con las deformaciones de origen mecánico y procesos de flujo térmico, pueden verse en los trabajos precitados.

Asimismo, y también en lo que se refiere a la temperatura del acero en el baño líquido, N. Zapuskalov^[59] señala que es conveniente mantenerla lo más baja posible al objeto de aumentar el ratio de productividad, minimizando al mismo tiempo la aparición de grietas en superficie que tanto perjudican a la calidad del producto así obtenido. Sin embargo puede ser interesante el control del ciclo térmico del material fundido en los instantes previos a la solidificación en orden a incrementar la calidad superficial de la banda mediante la disminución de las segregaciones y las tensiones internas en el material, tal como se muestra en la figura 86.

En efecto, en esta figura puede verse la influencia del ciclo térmico suministrado al material, de forma previa a su colada, en:

- La distribución del silicio en la dirección del espesor de la banda, pudiendo apreciarse una distribución mucho más homogénea del mismo cuando se suministra al material el ciclo térmico indicado como (b).

- Asimismo puede apreciarse la diferencia en la rugosidad para ambos ciclos.

- Finalmente mediante una medición del área del ciclo de histéresis, puede asegurarse que el material procesado de acuerdo al tratamiento térmico (b) presenta un ciclo de histéresis de área muy inferior a la correspondiente al ciclo (a). Esto indica que el material es más blando, magnéticamente hablando, y por tanto presenta un menor nivel de tensiones internas, inclusiones e

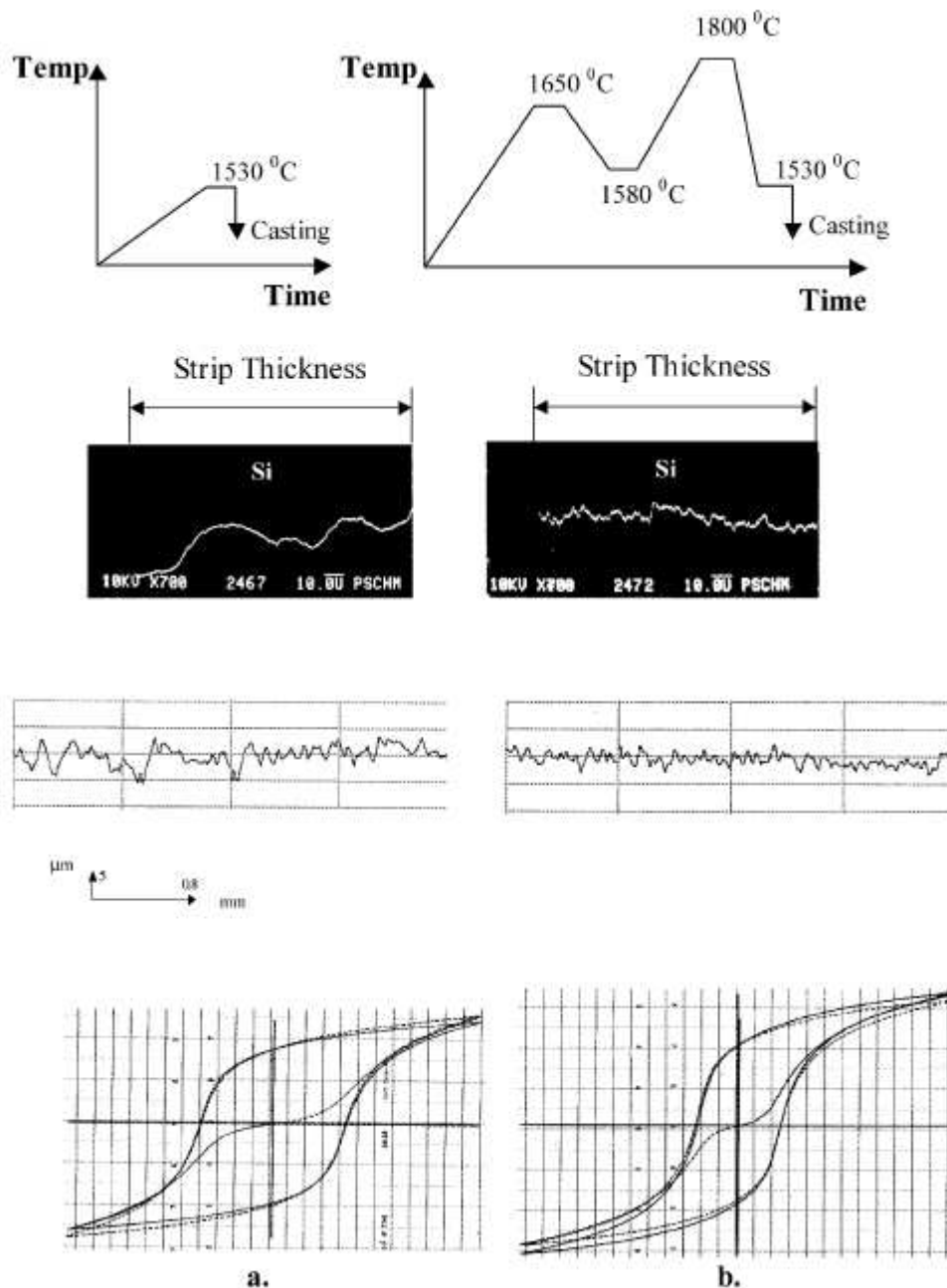


Figura nº 86. Incidencia de los ciclos térmicos (a) y (b), previo a la colada del material, sobre: la segregaciones en la dirección del espesor de la banda, rugosidad superficial y tensiones internas en el material medidas mediante el ciclo de histéresis.

Effect of liquid steel preparation by temperature cycle (a) and (b) on segregation across strip thickness, strip surface roughness and internal stress in as cast strip.

Ref.nº 59, fig. 9, pp. 1121

impurezas etc..., reflejado todo ello fundamentalmente en un valor más bajo del campo coercitivo, ya que el proceso de conmutación magnética mediante el movimiento de las juntas interdominios es mucho más fácil.

b) Influencia que el proceso de enfriamiento y temperatura de bobinado ejercen en la microestructura del material.

Una vez vista la incidencia de la temperatura de colada y del metal en estado líquido en la microestructura y textura, pasemos seguidamente a considerar la influencia que el proceso de enfriamiento y temperatura de bobinado ejercen en la microestructura del material.

Para ello me remitiré a lo estudiado anteriormente en el apartado 2.5, donde ya he señalado que el propio proceso de solidificación rápida implica que el material, que ha solidificado en último lugar en la zona central de la banda, está sometido a un estado de tensiones mayor que el correspondiente a la zona columnar ó dentrítica que lo ha hecho en primer lugar y en contacto con los cilindros de colada conformación. Lo cual venía cuantificado en la figura 59 donde se representó la diferencia en el estado de tensiones entre la superficie y el centro de la banda como función de la temperatura de bobinado.

Asimismo en la figura 60 podía observarse el tamaño de grano del material como función de la temperatura de bobinado así como

la eliminación de la estructura que posee el material en estado bruto de colada en función de dicha temperatura de bobinado.

Características magnéticas del material como función de la estructura y textura.

En lo que respecta a las características magnéticas susceptibles de ser obtenidas por este procedimiento, el autor de el presente trabajo ha realizado diversos estudios a nivel de laboratorio^[182-184] obteniendo y caracterizando cintas, 6.5% Si (0.75mm ancho, 33-35µm espesor), mediante el empleo de una sola rueda, por lo que los resultados obtenidos deben tomarse como orientativos, ya que no existe una relación de semejanza, sino sólo de analogía, con el proceso industrial que estoy considerando.

A este respecto, en los trabajos llevados a cabo por el autor, se describen los parámetros de las distintas etapas del proceso de fabricación que incluyen: sinterizado, fusión y colada. Con indicación de las temperaturas de colada, presión de eyección y dimensiones del orificio de colada, así como los distintos ciclos de tratamiento térmico a que se sometió el material, en estado bruto de colada, con posterioridad a su proceso de solidificación, indicando las temperaturas, tiempos y atmósferas de tratamiento tal como puede verse en la tabla XV.

Tabla XV. Ciclos de recocido, (Annealing cycles)

Cycle	Atmosphere	Gas Flow (m/s)	Annealing			
			Temp. (°C)	Time (minutes)		
				Heating	Soaking	Cooling (40°C)
I	N₂, H₂, Ar	0.059	900	20 - 21	180	362 - 369
II	N₂, H₂, Ar	0.059	1100	27 - 29	180	397 - 409

Ref.nº 184, tabla I, pp. 500

En el material, tratado de conformidad a estos ciclos, se determinó el tamaño de grano y la textura del material, tabla XVI, así como la curva de imanación y la cifra de pérdidas totales como función de la frecuencia y de los distintos tipos de tratamientos térmicos I y II, tomando como variables en los mismos la temperaturas y los distintos tipos de atmósferas de recocido, tal y como se muestra en las figuras 87 y 88.

Asimismo, dada la importancia del contenido de oxígeno en la atmósfera del horno en el proceso de recristalización terciaria, que tienen lugar durante la etapa de recocido, y por ende en el tamaño de grano, textura y características magnéticas, se realizaron diversos ensayos^[185-187] al objeto de cuantificar su influencia.

Para ello, se efectuaron diversos tratamientos bajo vacío, estudiando el tipo de recristalización, textura asociada a la misma y cifra de pérdidas que pueden ser obtenidas en estos materiales.

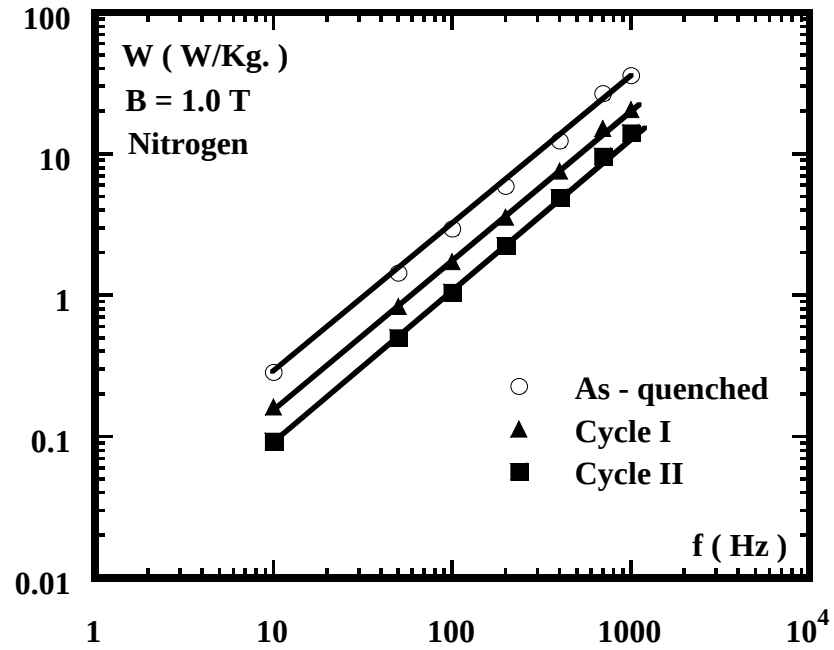
En estos trabajos se hace asimismo una comparación con el material de alto contenido en silicio (6,5%), obtenido, como ya he mencionado anteriormente, procesando convencionalmente chapa magnética con un contenido de 3% de silicio y enriqueciéndolo posteriormente, hasta el 6.5%, mediante un proceso de difusión por C.V.D (Chemical Vapor Deposition).

Tabla XVI. Tamaño de grano y textura, (Grain Size and Texture)

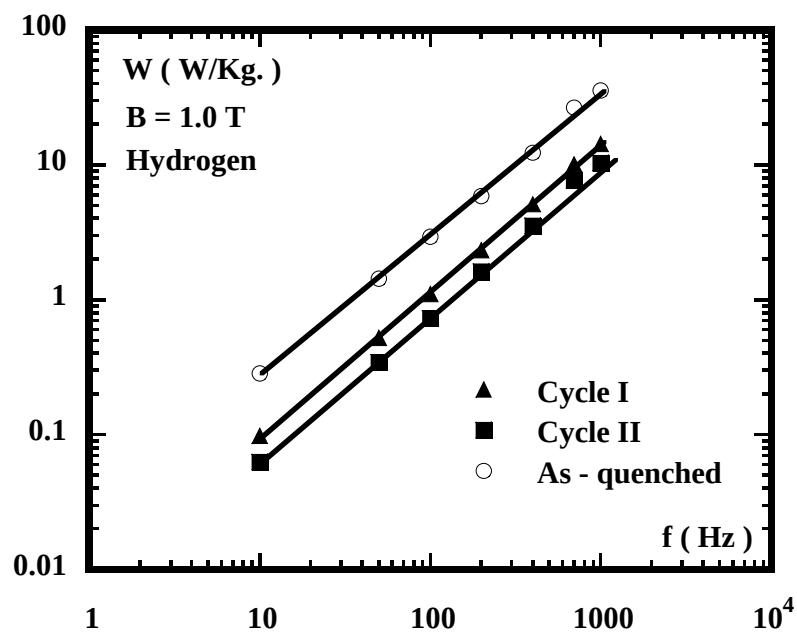
Amosphere (Cycle)	Grain Size (μm)		Area ({hkl}/{total}) %				
	D < t	D > t	110	200	211	310	222
As - quenched	9.1(0.23 x t)	---	37.5	4.0	13.4	33.9	10.8
Nitrogen I	15.9(0.41 x t)	93.9(2.45 x t)	13.1	0.7	4.6	81.6	0.0
Nitrogen II	30.0(0.78 x t)	138.4(3.62 x t)	9.6	14.1	19.1	57.1	0.0
Argon I	15.5(0.40 x t)	84.9(2.22 x t)	8.0	0.4	5.4	86.2	0.0
Argon II	---	85.6(2.24 x t)	4.2	10.0	26.8	58.5	0.0
Hydrogen I	28.3(0.74 x t)	174.5(4.56 x t)	15.6	5.8	3.9	74.6	0.0
Hydrogen II	---	189.4(4.95 x t)	11.0	24.1	5.5	59.2	0.0

(D : Average grain size, t : thickness of the material)

Ref.nº 184, tabla II, pp. 500



(a)



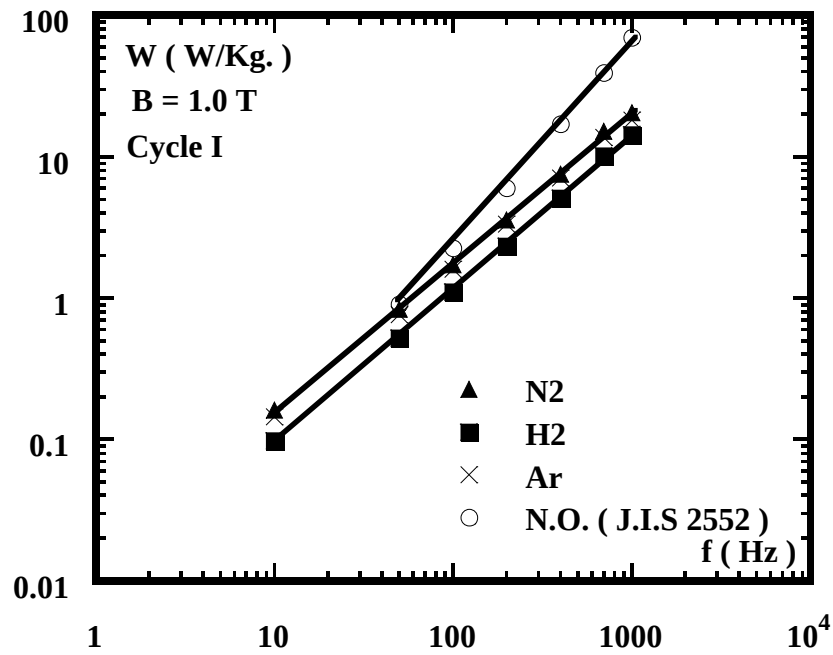
(b)

Fig. nº 87. Influencia de la temperatura en la cifra de pérdidas totales.

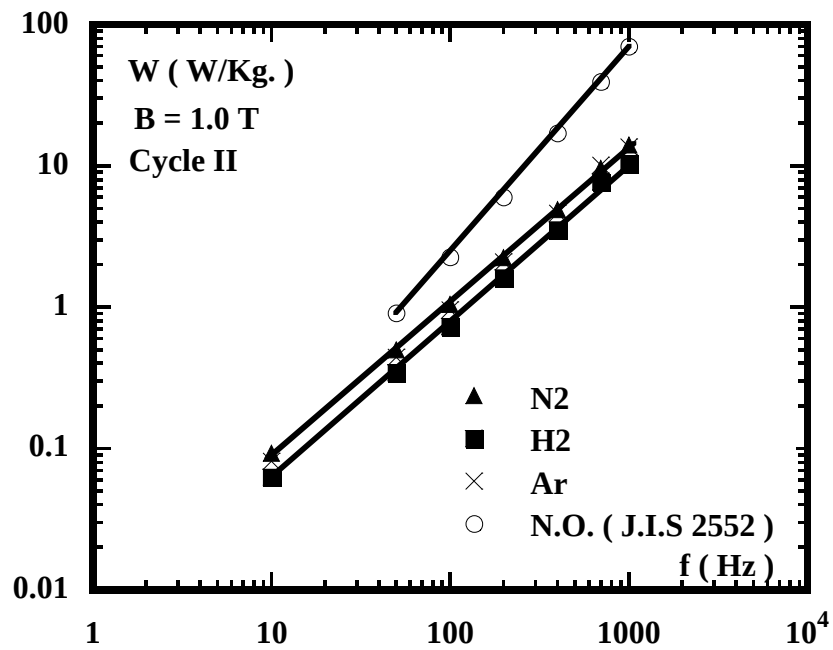
Influence of temperature on the amount of core losses.

(1 W/kg = 0.454 W/lb)

Ref.nº 184, fig. 1, pp. 501



(a)



(b)

Fig nº 88. Influencia de el tipo de atmósfera en la cifra de pérdidas totales.

Influence of atmosphere type on the amount of core losses.

(1 W/kg = 0.454 W/lb)

Ref.nº 184, fig. 2, pp. 502

Pasaré seguidamente a exponer brevemente los resultados obtenidos, remitiendo al lector a las referencias bibliográficas precitadas para un estudio más detallado de estos procesos.

Así, en la tabla XVII se muestra los distintos tipos de recocido aplicados al material, con los correspondientes rangos de temperaturas y niveles de vacío. Como función de todo ello, en la figura 89, se han representado los diferentes tipos de recristalización obtenidos en el material.

En la tabla XVIII se muestra el tamaño de grano y textura como función de el tipo de recristalización. Bien sea primaria (A) ó terciaria (B), dentro de la cual pueden diferenciarse tres zonas (B1 - B3) como función de el tipo de textura desarrollado y la cifra de pérdidas obtenida. Estos diferentes grupos aparecen como consecuencia de la temperatura de tratamiento, tal como puede verse en la figura 89 ya mencionada.

En la figura 90, se muestra la cifra de pérdidas totales como función del rango de temperaturas alcanzado y el nivel de vacío existente en la atmósfera del horno durante el proceso de tratamiento térmico. Asimismo, en dicha figura puede verse la comparación de estos resultados con la cifra de pérdidas de los materiales convencionales (3 - 3.5% Si) y los enriquecidos en silicio, (hasta 6.5%), mediante el empleo de la técnica C.V.D.

Como ya he señalado anteriormente, estos ensayos, llevados a cabo por el autor, fueron realizados a nivel de laboratorio. No obstante, un trabajo a nivel de planta piloto ha sido desarrollado

Tabla XVII. Ciclos de recocido. (Annealing cycles)

Temperature (C°)	Vacuum level (Pa)	Annealing time (minutes)		
		Heating	Soaking	Cooling(40 C°)
950 - 1250	10^{-3} - 30	20 - 29	180	360 - 400

Ref.nº 185, tabla 1, pp. 76

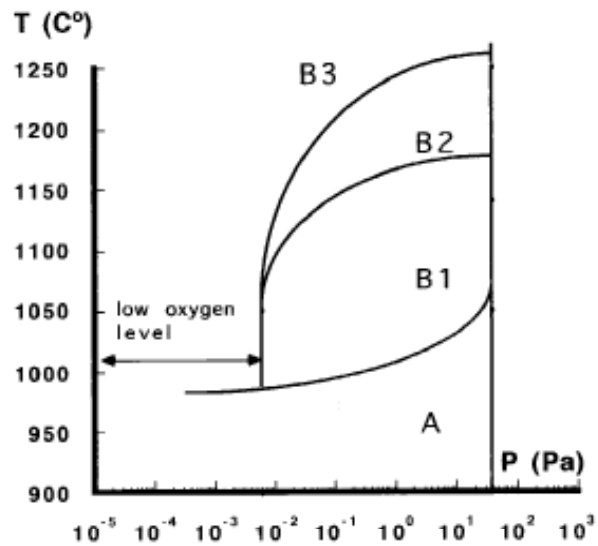


Figura nº 89. Distintos tipos de recristalización como función de la temperatura a recocido y el nivel de vacío existente.
Different recrystallization proceses as a function of annealing temperature range and vacuum level.

Ref.nº 185, fig. 1, pp.77

Table XVIII. Tamaño de grano y textura como función del tipo de recristalización.

Grain size and texture as a function of the recrystallization.

Recrystallization (type)	Grain size (μm)	Texture					
		Area [{ hkl } / { total } %]					
		110	200	211	310	222	321
Primary (A)	25 - 85	3 - 5	37 - 43	7 - 12	34 - 46	--	5 - 11
Tertiary (B1)	800- 1100	11 - 14	70 - 90	--	5 - 8	--	3 - 7
Tertiary (B2)	1000-1350	33 - 40	36 - 44	--	7 - 15	--	6 - 16
Tertiary (B3)	1000-1350	62 - 70	10 - 15	--	4 - 16	--	14 -18

Ref.nº 185, tabla 2, pp.77

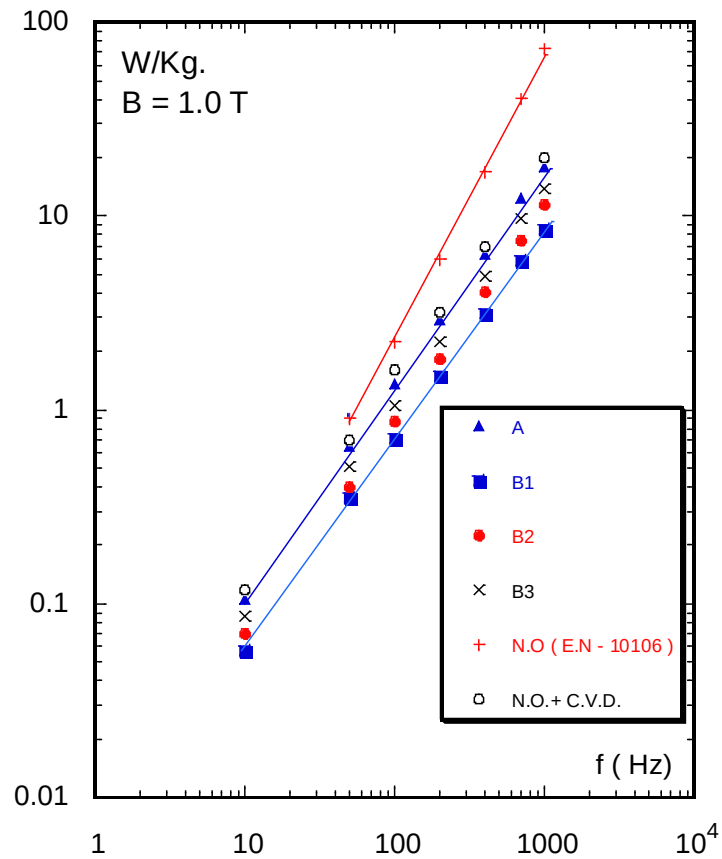


Figura nº 90. Cifra de pérdidas totales [1.0 T, (10-1000 Hz)]
como una función del tipo de recristalización; rango de
temperaturas y nivel de vacío alcanzado.

Total core losses [1.0 T, (10-1000 Hz)] as a function of
annealing temperature range and vacuum level.

Ref.nº 185, fig. 2, pp. 77

recientemente por encargo de la Comisión Europea^[188]. El propósito final del proyecto era tratar de demostrar la posibilidad de obtener, por este procedimiento, chapa magnética de grano no orientado con espesores en caliente comprendidos entre 2 y 5 mm.

Los trabajos fueron realizados en la planta piloto que Terni tiene en Italia.

Para ello se obtuvieron, mediante solidificación rápida, bobinas en caliente, con espesores comprendidos entre 2 a 5 mm, y con contenidos en silicio de 1.0 y 1.8%.

Posteriormente estas bobinas fueron laminadas el frío en una planta industrial. Si bien, previamente, estas bobinas fueron recocidas a 900 °C para aumentar su ductilidad y decapadas seguidamente en una solución acuosa de ácido clorhídrico a temperatura de 70 °C.

El proceso laminación en frío subsiguiente tuvo lugar regulando el ratio de reducción en frío así como las temperaturas de las emulsiones lubricantes, de manera que la temperatura de laminación se mantuviese en el intervalo comprendido entre 100° a 150 °C, al objeto de minimizar la aparición de grietas durante el proceso.

El paso final consistió en un recocido, a nivel de laboratorio, de las muestras obtenidas como resultado del proceso industrial. Esos tratamientos térmicos tuvieron lugar en un rango de temperaturas comprendido entre 850 °C y 1.100° C en atmósfera inerte.

Las muestras así obtenidas, ya en su estado final, fueron caracterizadas en términos de estructura de grano, textura, propiedades mecánicas, y características magnéticas, siendo estas últimas comparables con las obtenidas en los procesos siderúrgicos convencionales.

Finalmente, respecto a la fabricación de chapa magnética de grano orientado mediante este procedimiento de colada continua por solidificación rápida, cabe decir que recientemente se ha efectuado un estudio^[189] para la producción de dicha chapa.

No obstante, debe señalarse, que en este caso, los altos contenidos de silicio, superiores al 3%, afectan de forma muy notable a la aparición de grietas en las bobinas en caliente obtenidas por este procedimiento. Por ello no cabe esperar, a corto y medio plazo, la obtención de chapa magnética orientada por este procedimiento, habida cuenta de las altas exigencias en características magnéticas y mecánicas, tolerancias dimensionales y geométricas, calidad superficial, etc...que conlleva la fabricación de estas chapas y cuyo proceso convencional de fabricación resulta extraordinariamente complejo.

5.4.- Otros materiales obtenidos por este procedimiento.

En fechas muy recientes se ha ensayado el empleo de esta nueva tecnología para la fabricación de aleaciones de alto

contenido en níquel (Fe - 36% Ni) así como para la obtención de aceros rápidos.

Respecto a las primeras, en fechas recientes, se ha obtenido este materiales por el procedimiento de colada continua convencional. Sin embargo la calidad obtenida en el material no es comparable a la obtenida por el procedimiento de colada en lingotera, ello es debido a que en este caso las impurezas presentes se segregan fácilmente en las juntas de grano y pueden oxidarse fácilmente mediante la difusión del oxígeno procedente de la atmósfera, lo cual puede dar lugar a procesos de agrietamiento posteriores. Para evitar esto es precisamente por lo que se ha recurrido a ensayar el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, ya que en este caso el proceso de colada y enfriamiento se produce en pocos minutos y por lo tanto no ha lugar al proceso de oxidación del que acabamos de mencionar.

Por otra parte sabemos, que la microestructura, textura y como consecuencia las características mecánicas de este material (Fe - 36% Ni) ,obtenido por este nuevo proceso siderúrgico, difiere grandemente con respecto al material obtenido mediante el procedimiento convencional, es por ello por lo que se hace necesario estudiar cuál es la evolución de la textura y microestructura en este caso.

Un análisis completo de la evolución de las texturas tanto en estado bruto de colada como después de los procesos subsiguientes de laminación en frío y recocido puede verse en el trabajo^[190],

pudiendo obtenerse, a partir de ello, alguna experiencia interesante para el caso de la fabricación de aceros inoxidable por este procedimiento.

Por lo que respecta a la obtención de aceros rápidos, se ha ensayado la producción de aceros rápidos aleados (W 5.5-6.75%, Mo 4.5-5.5%, Cr 4.85-5.0%, V 1.75-2.20%) mediante el proceso de colada continua por solidificación rápida^[191,192].

En estos trabajos se ha estudiado la microestructura y morfología de los carburos, en función de los distintos parámetros del proceso de solidificación rápida tales como la temperatura del baño líquido, temperatura de colada, velocidad tangencial de los cilindros de colada conformación etc... Asimismo se ha estudiado la evolución del crecimiento y esferoidización de estos carburos durante los subsiguientes procesos de recocido comparándolo con la tecnología convencional. Un estudio completo sobre la obtención de estos materiales mediante esta nueva tecnología puede verse en los trabajos citados.

Ambas aplicaciones constituyen, sin duda, un ensayo sobre nuevas aplicaciones dentro del campo de la tecnología de colada continua por solidificación rápida, lo cual da idea de la importancia y previsible futuro desarrollo y expansión de esta nueva tecnología.

6.- COMPARACION CON LAS TECNOLOGÍAS CONVENCIONALES EN LOS ASPECTOS ECONÓMICOS, ENERGÉTICOS Y MEDIOAMBIENTALES.

Como ya he ido señalando, en el transcurso del presente trabajo, las mayores ventajas de la colada continua mediante solidificación rápida, están referidas al ahorro en la inversión, aumento de productividad, ahorro energético y disminución en la emisión de agentes contaminantes.

Aspectos todos ellos que me propongo desarrollar en el presente apartado comenzando por los aspectos económicos.

6.1.- Estudio de los costes económicos y proceso de implantación.

6.1.1.- Estudio de los costes económicos.

De la experiencia adquirida hasta el momento presente, se puede afirmar, que las mayores ventajas económicas de la colada continua mediante solidificación rápida hacen referencia a los aspectos siguientes:

- Reducción de los costes específicos de inversión y de explotación desde la fase de colada hasta el producto acabado^[193]. Siendo la reducción estimada en los costes específicos de inversión aproximadamente un 45% menor que los de una planta

siderúrgica convencional y un 35% inferior a la del proceso de obtención de slabs de bajo espesor (CSP)^[57].

En las figuras 91 y 92 se muestran los costes específicos de inversión según los diferentes tipos de plantas de producción; proceso convencional, slabs de bajo espesor y solidificación rápida.

Asimismo, la figura 93 muestra una estimación en los costos de conversión, entendidos éstos como los costes de transformación desde el estado líquido junto con las cargas financieras de la inversión realizada. Todo ello tanto para el material producido por colada continua mediante solidificación rápida, así como para los procesos siderúrgicos convencionales, incluida la laminación en caliente empleando un laminador steckel, así como los procesos y fabricación continua ó compacta (minimills), tomando siempre como referencia, a efectos comparativos, un material de bajo contenido en carbono de dimensiones 1.250 mm x 2 mm.

Asimismo, en dichas figuras (91 y 93), puede verse también su capacidad de producción en toneladas por año.

Del estudio de estas gráficas se desprende que el procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida tendría un coste de conversión más bajo si lo comparamos con los otros procedimientos. Sin embargo, puede observarse asimismo, que su capacidad de producción no supera las 500.000 toneladas anuales, como ya he señalado reiteradamente.

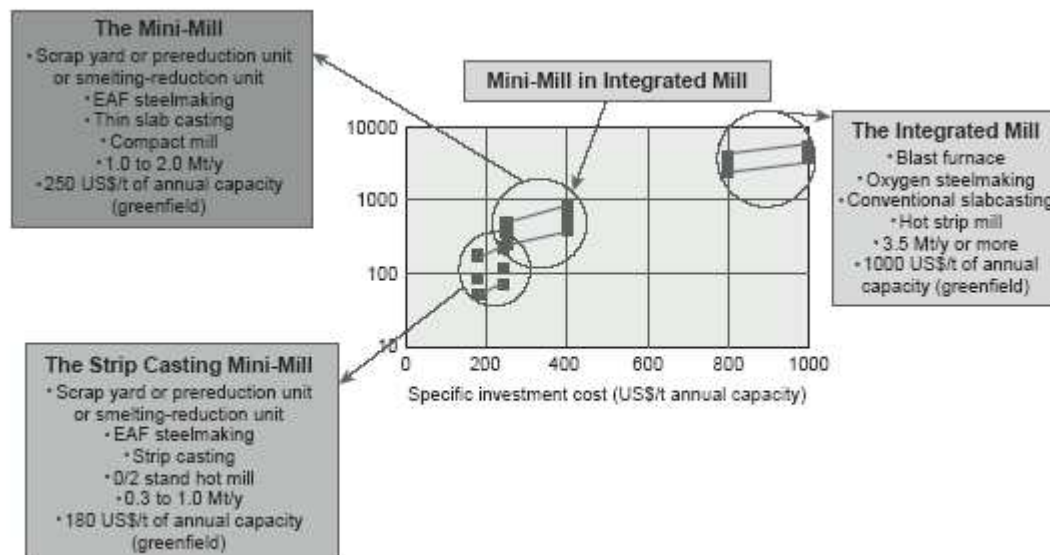


Figura n° 91. Comparación de los costes específicos de inversión para diferentes capacidades instaladas según las distintas tecnologías

Mill Models for flat products.

Ref.n° 9, fig. 23.2, pp. 3

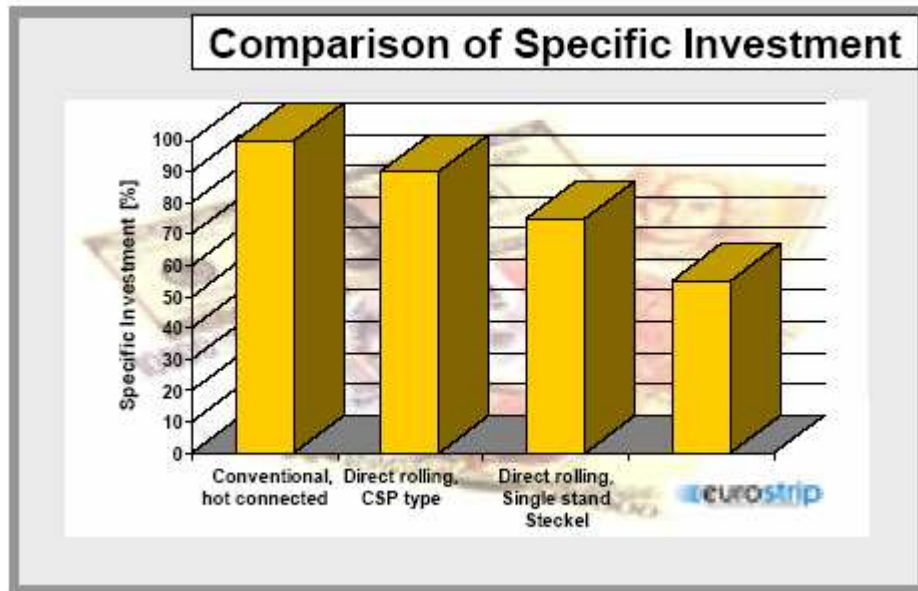


Figura nº 92. Porcentaje de inversiones específicas del proceso Eurostrip con relación a otros procesos convencionales.

Comparison of specific investment.

Ref.nº 46

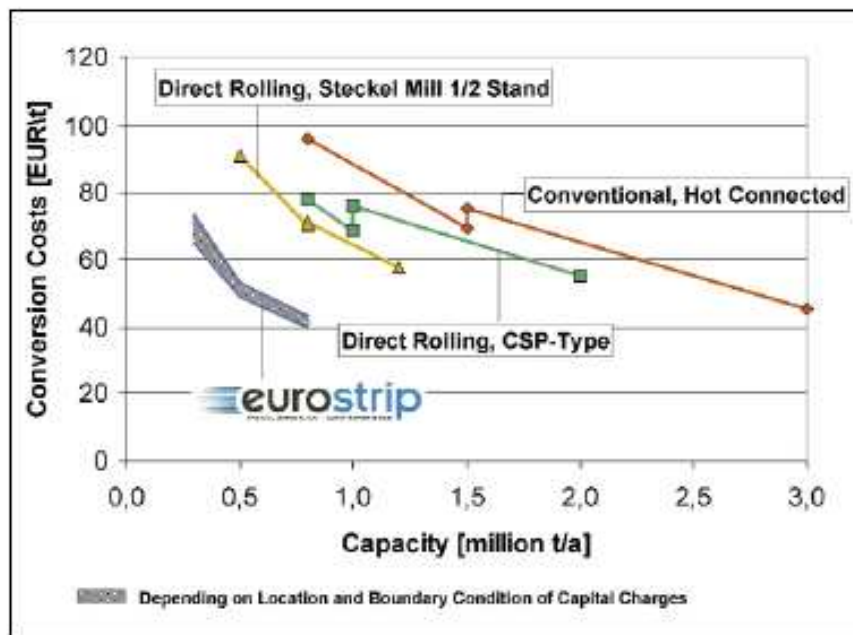


Figura nº 93. Comparación de los costes de conversión desde el estado líquido y capacidad productiva mediante diferentes procesos siderúrgicos, proceso convencional, steckel, minimills, y finalmente el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Comparison of the strip conversion costs of liquid steel.

Ref.nº 45, fig 10, pp. 144

- Aumento de productividad^[194], aspecto muy importante en tanto en cuanto condiciona la viabilidad del proceso, estando esta productividad básicamente asociada a:

La dinámica del proceso de solidificación de este nuevo proceso siderúrgico, completamente distinta a la de los procesos convencionales.

Disminución en las operaciones de mantenimiento. En efecto, las operaciones de mantenimiento disminuyen en 20 a 25%. Aunque es de señalar, como aspecto muy importante, que estas reducciones dependen, fundamentalmente, del tiempo de vida de los cilindros de colada conformación así como de los refractarios que conforman el cierre lateral del molde ó vertedero de colada, y por ello del tiempo necesario para el cambio de estos equipos, que condicionan ,de forma decisiva, la continuidad de la secuencia de coladas en la propia instalación.

Estos aspectos, que acabo de mencionar, son de capital importancia en el momento de tomar la decisión sobre la idoneidad ó no de implantar esta nueva tecnología.

Otro aspecto muy importante a tener en cuenta, es la enorme diferencia en los ratios de enfriamiento, y por consiguiente en los tiempos de solidificación y velocidades de colada, entre los tres procesos que estamos aquí considerando, tal como puede verse en la tabla IXX . El resultado de ello es la mayor productividad para el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Tabla IXX. Comparación de características para los procesos de colada continua convencional, colada de slabs de bajo espesor y proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Comparison of Fundamental Casting Parameters Among the Castrip Process, Thin-slab Casting and Conventional Slab Casting

Ref.nº 61, tabla 1, pp. 58

	CASTRIP® process	Thin-slab casting	Conventional slab casting
Strip thickness (mm)	1.6	50	220
Casting speed (m/min.)	80	6	2
Average mold heat flux (MW/m ²)	14	2.5	1.0
Total solidification time (s)	0.15	45	1,070
Average shell cooling rate (°C/s)	1,700	50	12

Si consideramos, a modo de ejemplo, el caso de aceros de bajo contenido en carbono, es claro que el incremento de productividad conduce a una disminución en los costos de operación, habiéndose estimado, que la conversión desde el estado líquido a chapa laminada en caliente, por la vía de la colada continua mediante solidificación rápida, alcanza un coste de 50\$ por tonelada con un nivel de producción de 500.000 toneladas por año.

Esto haría a este proceso competitivo, con relación a los costos de operación de una planta de producción compacta ó minimill que fabricase slabs de bajo espesor con una producción de el 1,2 millones de toneladas anuales.

Sin embargo un análisis detallado indica que, en cualquier caso y cualquiera que sea la solución adoptada, los costes no deben superar los 50\$ por tonelada con esta nueva tecnología, puesto que de lo contrario no sería competitiva con relación a los procesos siderúrgicos convencionales.

Todo lo cual indica que es necesario seguir haciendo esfuerzos al objeto de reducir los costos en este nuevo tipo de proceso siderúrgico.

- Asimismo, se pueden producir de forma económica productos planos con una producción no excesivamente grande y adecuada a un mercado local y especializado^[195] de 500.000 toneladas anuales. Es precisamente en este rango de producción donde esta nueva tecnología presenta ventajas considerables con respecto a las

plantas siderúrgicas convencionales e incluso a las minimills, las cuales deben producir del orden de 4 y 1.5 millones de toneladas año, respectivamente, para ser económicamente rentables.

De esta forma es posible ocupar un segmento de mercado ,localizado y específico, en el tipo de productos que se pueden obtener con este nuevo proceso siderúrgico.

- Asimismo, este nuevo proceso siderúrgico permite una producción ágil y con rapidez de respuesta frente a los pedidos de los clientes, just in time, lo cual revierte en una reducción de los stocks intermedios.

En el caso de la colada continua mediante solidificación rápida el resultado es una respuesta más ágil de la instalación, con un tiempo menor para la obtención del producto. Lo cual permite a los clientes mantener unos stocks menores y por tanto reducir los costes asociados al almacenamiento.

Todo esto tiene una gran importancia, ya que engarza plenamente con la filosofía de las minimills, consistente en atender mercados más localizados y próximos y suministrar los productos a los clientes en un tiempo muy inferior al resultante de los procesos siderúrgicos convencionales.

- Superficies de implantación más pequeñas^[45]. En efecto, aunque no se dispone aún de experiencia suficiente, pude estimarse que el espacio necesario para instalar una planta de esta

tecnología es solamente el 2.5-5% del necesario para la instalación de una planta siderúrgica convencional, y el 25-30% del necesario para instalar una minimill.

Ello se hace evidente si consideramos que esta nueva tecnología elimina la etapa de laminación en caliente, equipos auxiliares, recalentamientos intermedios, espacios de almacenamiento etc.

En efecto, si analizamos todo esto con un poco más de detalle podemos afirmar que una siderurgia integral que produce chapa laminada en frío y en la que se incluyen hornos altos y convertidores de oxígeno requiere aproximadamente 2000 hectáreas de superficie y produce aproximadamente del orden de 4 millones de toneladas por año. Por otro lado una acería compacta para la producción de slabs de bajo espesor que incluyese horno eléctrico de arco requeriría aproximadamente 200 hectáreas para producir anualmente del orden de 1,5 a 2 millones de toneladas de acero. Frente a estos datos la tecnología de colada continua mediante solidificación rápida (Strip Casting Technology) requiere solamente de 50 a 150 hectáreas para una producción estimada de 500.000 toneladas por año.

En la figura 3 del presente trabajo se mostró una vista esquemática de las dimensiones en los proceso de colada continua convencional, colada de slabs de bajo espesor y proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

6.1.2.- Estudio del proceso de implantación.

Aunque la chapa o banda obtenida mediante colada continua por solidificación rápida ofrece numerosas ventajas económicas y técnicas, que he señalado tanto en el párrafo anterior como a lo largo del presente trabajo, su implantación definitiva depende de criterios económicos muy influenciados por las condiciones del entorno donde se va a efectuar la instalación.

Esto debe estudiarse en dos casos distintos:

a) Nueva instalación (Greenfield) : Entendiendo por tal si consideramos que la instalación va a efectuarse en una zona donde no existe ninguna infraestructura siderúrgica previa.

b) Integrada en una instalación siderúrgica preexistente (Brownfield): En este caso consideraré que se va a efectuar su implantación donde ya existen infraestructuras siderúrgicas previas, bien sea dentro de una siderurgia integral ó en una integración conjunta con miniacerías (minimills - CSP).

Consideremos primeramente el caso de la nueva instalación.

Este tipo de proceso siderúrgico es especialmente interesante en áreas geográficas que son deficitarias en banda laminada en caliente y donde esta carencia constituye un cuello de botella e impedimento al desarrollo completo de la laminación en frío.

Si a esta situación le añadimos las ventajas de la menor contaminación y ahorro energético, la instalación se hace

especialmente atractiva. Estas son por tanto la verdadera razones para el desarrollo de las futuras micromills que potencialmente servirán a mercados locales y que ocuparán un segmento muy específico del mercado pero de gran interés.

Uno de los mercados, potencialmente más interesante, para la adopción del proceso de colada continua mediante solidificación rápida es el de la banda laminada en caliente de muy bajo espesor. Bien para su empleo como bobina en caliente ó en sustitución de la chapa laminada en frío para determinados grados y calidades especialmente en el caso de los aceros de bajo contenido en carbono.

De esta forma, como ya he señalado anteriormente en el apartado correspondiente a los aceros al carbono, con el espesor mínimo de esta nueva gama de banda laminada en caliente ultrafina (ultra-thin-gauge hot rolled), cuyo espesor se aproxima a los 0,7 mm, muchos productos, que actualmente son fabricados a partir de chapa laminada en frío, podrían pasar a ser fabricados con el material obtenido mediante este nuevo procedimiento.

Me refiero en particular a productos planos recubiertos y perfiles estructurales de empleo frecuente en construcción, productos tubulares, contenedores y bidones, partes no vistas en componentes de automoción etc..., muchos de los cuales son obtenidos normalmente a partir de banda laminada en frío.

Ahora bien, debe hacerse notar que la instalación de una planta de colada continua mediante solidificación rápida, conlleva

la instalación de una acería en cabecera, lo cual debe ir acompañado de un estudio muy cuidadoso sobre las repercusiones económicas del proyecto en su conjunto.

Consideremos a continuación el segundo caso, cual es el de la instalación en una planta siderúrgica preexistente, bien sea en una siderúrgica integral ó en una minimill.

En este segundo caso puede derivarse un beneficio añadido mediante el empleo de los excedentes de acero líquido de la acería. Estos excedentes se emplearían para alimentar la máquina de colada continua mediante solidificación rápida, la cual puede instalarse de forma bastante sencilla debido a su tamaño pequeño y compacto.

Veamos seguidamente ambas posibilidades:

- Instalación dentro de una siderúrgica integral.

La capacidad de producción de esta nueva tecnología, de la que ya hemos hablado repetidas veces, así como sus bajos costos de inversión y explotación, hace interesante su implantación en el caso de instalaciones integrales que tienen un excedente de capacidad de colada y desean aumentar el volumen de producción final.

El tamaño físico de este tipo de plantas hacen más fácil su implantación dentro del proceso siderúrgico integral. Además este proceso se presenta como muy adecuado para sustituir instalaciones de laminación en caliente obsoletas y aumentar al mismo tiempo el rango en espesores en los productos disponibles en la planta .

Además una de las principales ventajas de ésta nueva tecnología, para fabricantes de aceros con un gran volumen de producción, es que les permite acceder a un segmento del mercado que exige una respuesta rápida, mediante la instalación de una planta de capacidad reducida, económica y en la línea del desarrollo sostenible.

- Integración conjunta con minimills.

Similarmente a lo que he señalado para una planta siderúrgica integral, en el caso de las minimills pueden asimismo obtenerse beneficios técnicos y económicos a partir de la integración conjunta con el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

El primero de estos beneficios se relaciona con la posibilidad de fabricar una amplia gama de productos desde una composición química única en la colada, lo cual nos conduce a una simplificación en el proceso de colada con el consiguiente ahorro económico.

La segunda mejora obtenible a partir de la implantación de esta nueva tecnología pueda resultar importante en ciertas regiones, ya que el proceso es capaz de aceptar ó asimilar mayores cantidades de elementos residuales en las chatarras de alimentación. Esto nos conducen a unos menores costos en la adquisición de dicha chatarra, ó la posibilidad de trabajar en regiones donde la calidad y uniformidad de la chatarra no pueden asegurarse.

Respecto a este modelo de integración en minimills, podemos citar como ejemplo el modelo elegido por Nucor-Castrip, quienes han instalado este nuevo proceso siderúrgico en una planta donde ya existía previamente una línea de obtención de slabs de bajo espesor. Es decir en un entorno donde ya existía previamente un exceso de producción de acero líquido así como el mercado y la experiencia económica y técnica que sustentan la filosofía de implantación de las mini y micro mills.

Finalmente, en el trabajo de Zapuskalov^[59] se hace un excelente estudio de comparacion; colada continua convencional, slabs de bajo espesor, colada por solidificación rápida, tanto en lo que se refiere a costes económicos de implantación como a los principales parámetros del proceso productivo y propiedades finales obtenidas por los distintos procedimientos. Asimismo en la tabla XX puede verse un resumen de las condiciones económico técnicas a considerar para la implantación de una instalación de colada continua mediante solidificación rápida.

Evidentemente, si a todas las ventajas técnicas y económicas, que he venido señalando en el transcurso del presente trabajo, añadimos la disminución en el consumo energético e impacto medioambiental, de las que hablaré seguidamente, tenemos que confiar en un buen futuro para esta nueva tecnología que rompe completamente con los esquemas presentes de la colada continua.

Tabla XX. Algunos aspectos económicos a considerar para el caso de la instalación de una planta para colada continua mediante solidificación rápida.

Table Optimum business case for a Eurostrip plant
Ref.nº 163, tabla 2, pp. 22

Raw materials	Utilise low cost scrap, higher levels of residuals are tolerated
Steelmaking	Existing, depreciated equipment, maximum use
Heat size	60-120t heat size to reach optimum casting time
Sec metallurgy	Ladle furnace available
Product mix	C-steels, thinner gauge ~1.5-3.0mm, few widths and chemistries
Enduser market	Large market volume for simple applications available
Prod capacity	~400.000 - 500.000t/y
Transportation	Market in short distance, just-in-time to reduce inventory costs
Investment	Brownfield, available infrastructure to cut cost of investment
Management/ Operation	Mini-mill culture, efficient labour, run as independent company
Maintenance	Outsourcing philosophy
Product dev	By partnership, by service provider

6.2.- Ahorro energético e impacto medioambiental.

Uno de los aspectos más relevantes de la nueva tecnología de solidificación rápida es el bajo consumo de energía combinada con una reducción en emisiones contaminantes^[22, 115, 196-199].

En efecto, la figura 94 nos muestra los consumos de energía para diferentes procesos siderúrgicos, reduciéndose dichos consumos, desde la cuchara de colada hasta el producto acabado en forma de bobina en caliente, en un 80-90% si lo comparamos con el proceso siderúrgico convencional y 60-70% en el caso de coladas de slabs de bajo espesor.

La principal razón para esta reducción tan considerable en el consumo de energía, radica en que el proceso de colada continua mediante solidificación rápida no requiere recalentamiento y solamente existe una pasada de reducción ó laminación en caliente. Por el contrario, los procesos convencionales consumen grandes cantidades de energía en el recalentamiento de los slabs.

Por ello, si comparamos solamente esta etapa siderúrgica del proceso convencional con el proceso de colada continua mediante solidificación rápida, puede esperarse una reducción entre el 80 y el 90%, evidentemente esto solamente representa una fracción de lo que sería el ahorro total si considerásemos el proceso siderúrgico convencional con todas sus etapas.

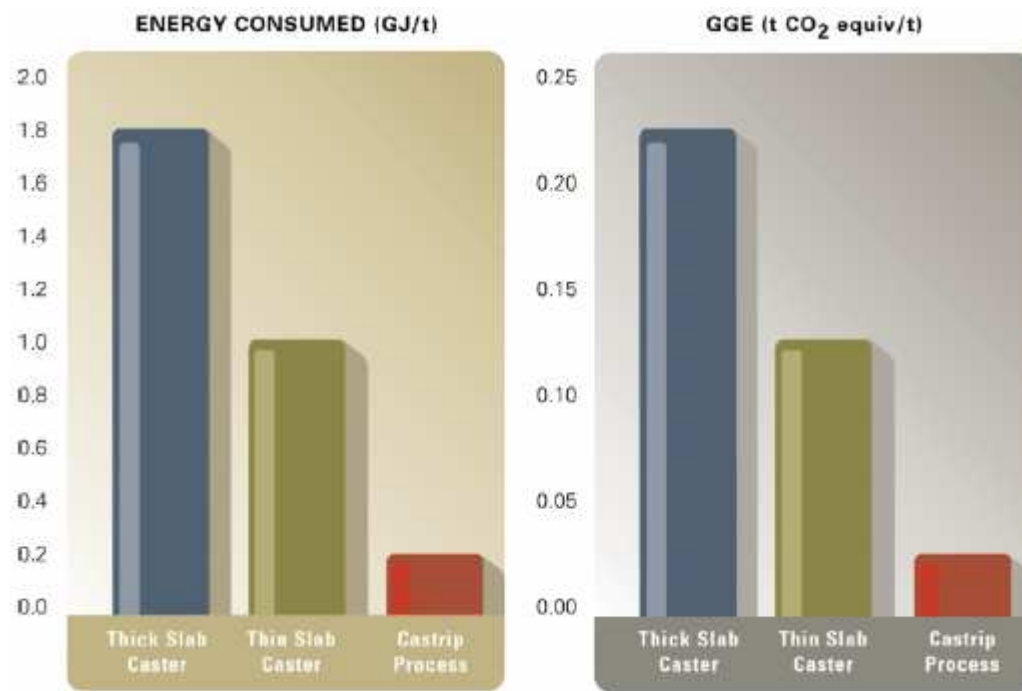


Figura nº 94. Visión comparativa de la ahorro energético y emisión de agentes contaminantes, en la fase de transformación de la acero líquido en bobina laminada en caliente; para el caso de una colada continua convencional, colada continua de slabs de bajo espesor y proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Comparison in the energy consumed and CO₂ emissions in the steelmaking process from liquid steel to hot coil; in continuous steel casting, thin slab casting and strip casting technology.

Ref.nº 7,(Cortesía de Castrip)

A modo de ejemplo, en la figura 95 puede verse la cuantificación en el ahorro energético, para esta etapa del proceso siderúrgico, en la planta de Krefeld-KTN.

Si en ella consideramos el transporte de los slabs y su recalentamiento, el ahorro que se deduce de la supresión de estas etapas puede estimarse en 2.8 GJ/Tm.

Finalmente, para concluir con este apartado, señalaré que en el trabajo^[137] puede verse un estudio comparativo muy completo, para aceros inoxidables y al carbono, sobre los consumos específicos de energía eléctrica y de fuel en función del espesor de la banda en caliente, tanto en el caso del proceso siderúrgico convencional como en el caso del material obtenido mediante colada continua por solidificación rápida.

En lo que respecta al impacto medioambiental, es importante señalar que en el quinquenio 2001 al 2006 se han invertido más de 50 millones de dólares en proyectos de investigación I+D en colaboración con la industria del acero en los Estados Unidos^[200].

Estos proyectos están centrados fundamentalmente en ahorro energético y disminución en el impacto medioambiental. Debiendo señalarse como agentes muy importantes en este proceso la informatización del proceso productivo y todo lo referente a la automática y control de proceso en sí mismo.

Entre estos proyectos, que suponen un ahorro energético y un menor impacto medioambiental se encuentra de manera preferente el

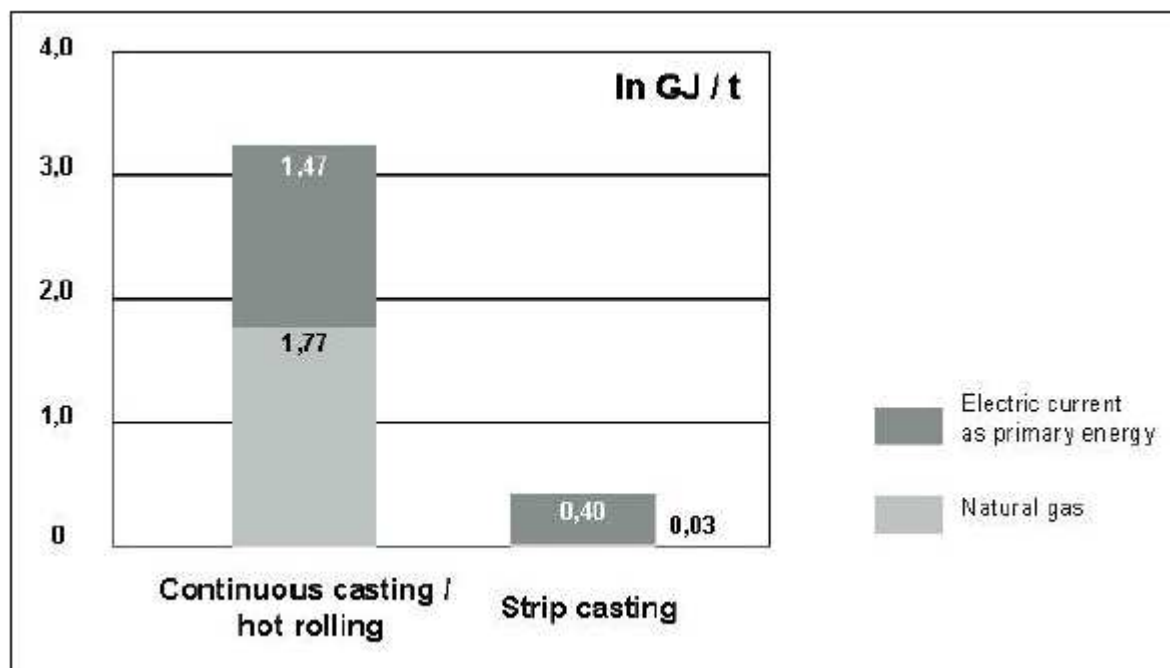


Figura nº 95. Comparación de los consumos energéticos del proceso siderúrgico convencional y del procedimiento de colada continua mediante solidificación rápida

Comparison of energy requirements in KTN-Krefeld plant

Ref.nº 137 , fig. 3, pp.35

desarrollo de la colada continua mediante solidificación rápida (Strip Casting Technology).

Mediante el empleo de esta tecnología, es posible reducir las emisiones a la atmósfera en dióxido de carbono CO_2 ^[201,202], en esta etapa del proceso, en un 80-90% si lo comparamos con los procesos siderúrgicos convencionales, figuras 94 y 96, y en un 70-80% si lo comparamos con el proceso de fabricación de slabs de bajo espesor tal como puede verse en la figura 94.

Asimismo es posible reducir las emisiones en dióxido de azufre SO_2 (70-80%), así como en óxidos de nitrógeno NO_x (90-95%). Todo ello si lo comparamos con una planta siderúrgica integral^[137].

Todo lo cual nos confirma la importancia de desarrollar y ampliar el empleo de esta tecnología, desde el punto de vista de progresar en un desarrollo sostenible, ya que el sector siderúrgico se encuentra muy necesitado de ello.

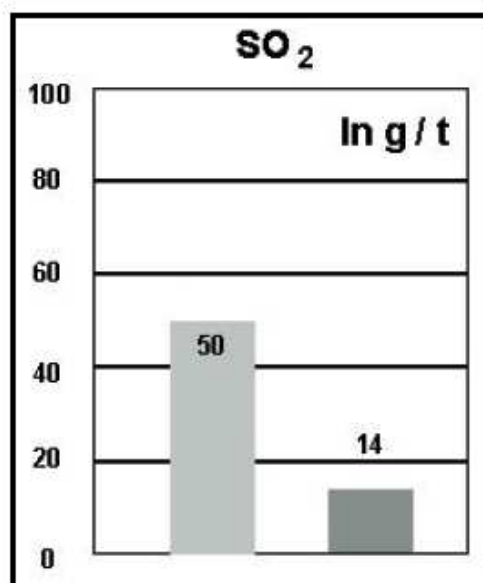
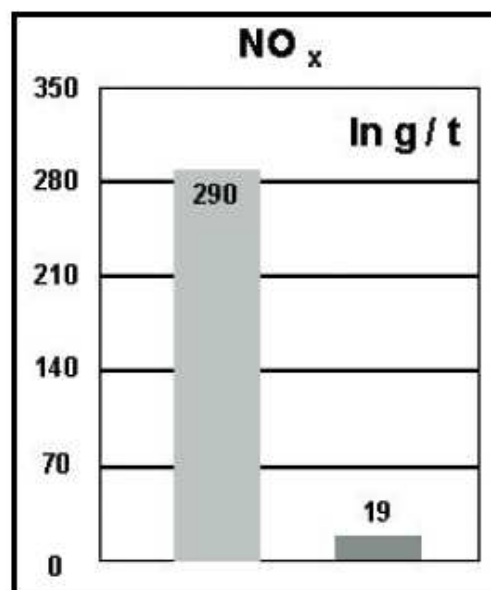
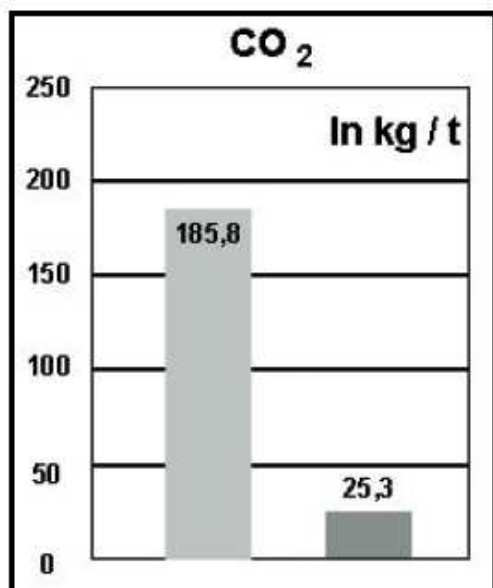


Figura nº 96. Comparación entre las emisiones de dióxido de azufre, dióxido de carbono y óxidos de nitrógeno en el proceso convencional y en el proceso de colada continua mediante solidificación rápida.

Comparison of emissions in CO₂, NO_x and SO₂

Ref.nº 137, fig. 4, pp. 37

7.- PREVISIONES EN EL DESARROLLO FUTURO DE ESTA NUEVA TECNOLOGÍA.

Ya en el año 1988^[203] se señalaban los procesos de Continuous Steel Production (CSP) y Strip Casting technology (SCT) como procesos de futuro susceptibles de modificar ampliamente el panorama de la industria siderúrgica a nivel internacional.

Actualmente, en base a los más recientes avances tecnológicos^[18-21], se han desarrollado plantas, en México^[18] y Sudafrica^[19], de altísima productividad y muy alto rendimiento energético, en las cuales se han combinado los procesos de reducción directa junto con instalaciones para la producción de slabs de bajo espesor.

Es factible, por lo tanto, pensar en la integración, en estas plantas, de instalaciones de solidificación rápida (SCT), lo cual conllevaría las ventajas señaladas en el apartado anterior cuando he mencionado este tipo de integración.

Un esquema de la primera de dichas instalaciones puede verse en la figura 97, mediante la cual HYL (México) está tratando de abrir un nuevo camino para la industria siderúrgica en lo que denominan superintegración.

Mediante ella, es posible fabricar bobinas laminadas en frío, partiendo de mineral de hierro y otras materias primas, en un plazo de 16 horas con rendimientos energéticos y emisiones

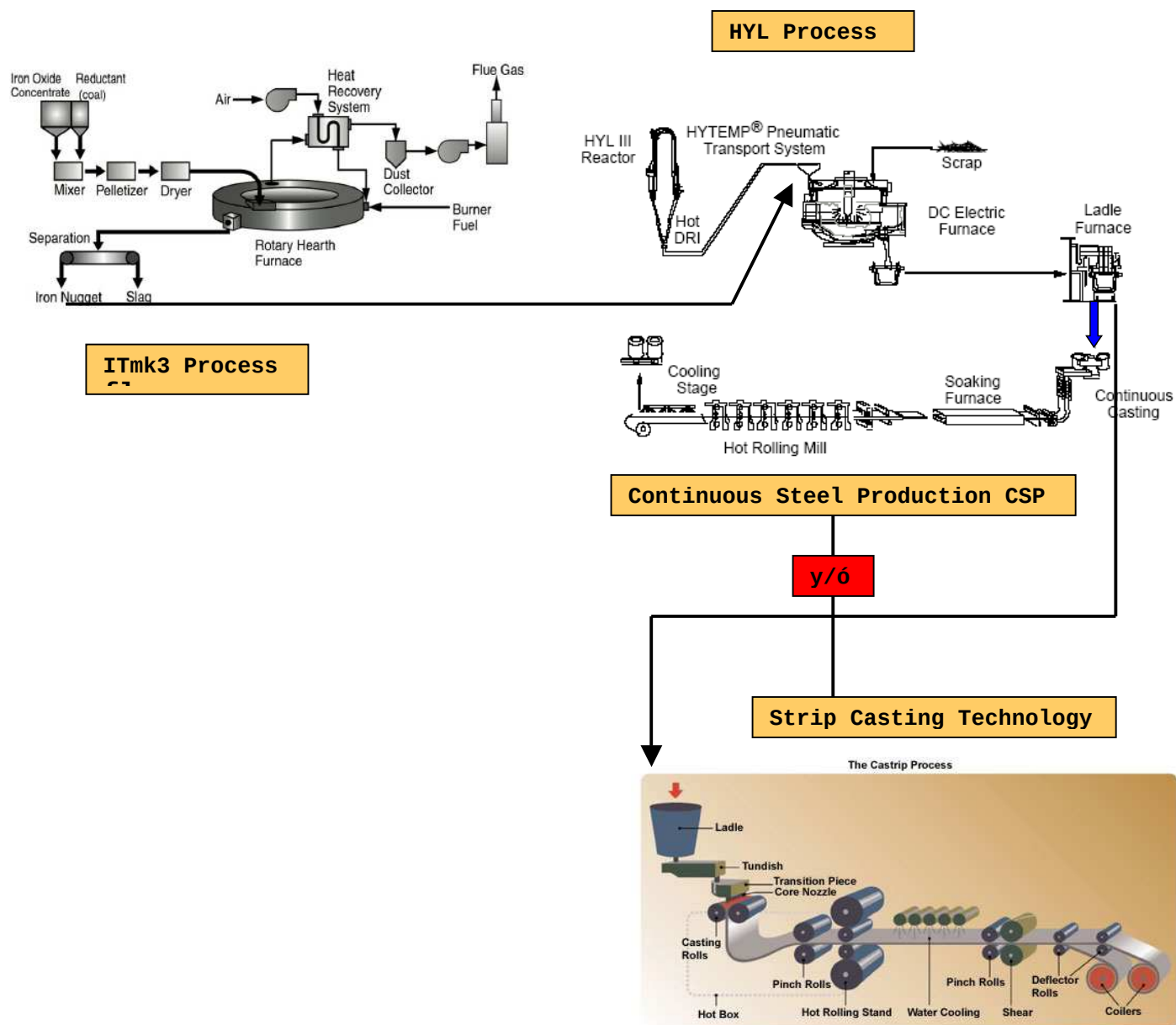


Figura nº 97. Esquema de nuevas plantas siderúrgicas integrales: consistentes en una combinación de una planta de reducción directa con acería al horno eléctrico e instalaciones de producción de slabs de bajo espesor y/o colada continua mediante solidificación rápida.

Ref.nº 18, fig. 1, pp. 4

contaminantes muy inferiores a los de los procesos siderúrgicos convencionales.

En dicho trabajo^[18], se detallan las características de la nueva planta de reducción directa (4M DR plant and HYL-HYTEMP Pneumatic Transport System)que alimenta a la instalación de colada continua y laminación en caliente para la fabricación en continuo de slabs de bajo espesor. Dicha planta está calculada para una producción de un millón y medio de toneladas anuales.

La alimentación podría provenir también de una instalación ITmk3 desarrollada por la Kobe Steel Ltd.^[204] y consiste en una nueva tecnología, que emplea un horno rotativo alimentado por mineral de hierro de tamaño fino y carbón pulverizado, obteniéndose de esta forma pequeñas briquetas cuya calidad es comparable a la del arrabio producido en un horno alto. Esta nueva tecnología permite la reducción casi completa del mineral y la eliminación de escorias en menos de 10 minutos.

Las briquetas de arrabio pueden alimentar directamente a los convertidores ó a los hornos eléctricos de arco, pudiendo incluso, en este último caso, ser empleadas como sustituto de la chatarra.

Asimismo y debido a las características físicas de las briquetas, éstas pueden ser fácilmente manipuladas y cargadas de manera continua en el horno eléctrico de arco, todo cual revierte en una mayor productividad de esta etapa del proceso de fabricación.

La segunda de las instalaciones, figura 98, que aquí se menciona, referente al segundo trabajo^[19,205] que encabeza esta sección, se refiere a la instalación montada por la empresa Saldanha Steel-Mital en Sudáfrica. En ella la acería de horno eléctrico se alimenta bien sea de arrabio líquido producido en una planta Corex ó en estado sólido producido por una instalación de reducción directa tipo Midrex.

En cualquiera de los casos el acero producido en el horno eléctrico es tratado en una instalación de vacío y posteriormente colado de forma continua en una planta preparada para la obtención de slabs de bajo espesor, a los cuales sigue de forma continua el proceso de laminación en caliente.

El proceso total no dura más de 15 horas estando preparada esta planta para la producción de 1.25 millones de toneladas anuales.

En opinión del autor, y como acabo de señalar al principio de este apartado, es perfectamente posible instalar, en ambos casos, una planta de colada continua mediante solidificación rápida operando en paralelo con la de slabs de bajo espesor ya que ambas son perfectamente compatibles y flexibilizaría aún más la instalación en su conjunto.

En base a todo ello, cabe pensar, en un próximo futuro, en el desarrollo de plantas de reducción directa combinadas con una acería eléctrica y con las tecnologías de colada continua de slabs de bajo espesor (CSP) y/ó colada continua mediante solidificación

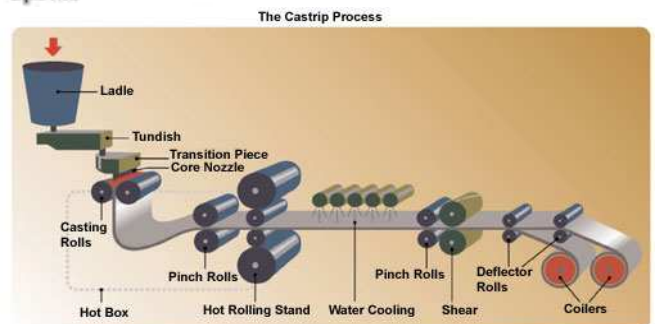
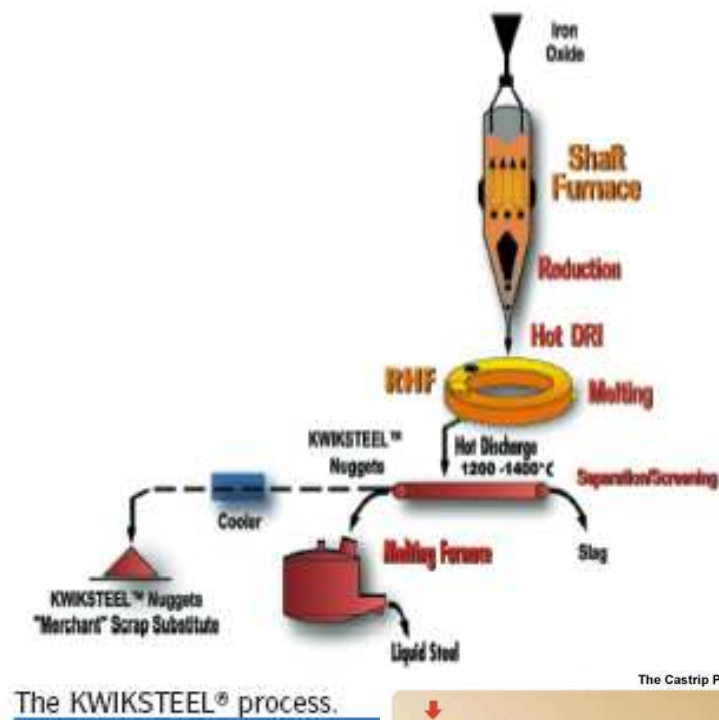


Figura nº 98. Esquema de nuevas plantas siderúrgicas integrales consistentes en una combinación de planta reducción directa con acería al horno eléctrico e instalaciones de producción de slabs de bajo espesor y/o colada continua mediante solidificación rápida.

Ref.nº 205, fig. 9, pp. 184

rápida (SCT), con los consiguientes beneficios económicos energéticos y medioambientales y de flexibilidad que todo ello conlleva.

Estas combinaciones podrían plantear un panorama completamente nuevo de la industria siderúrgica en la primera mitad del siglo XXI, lo cual obligará a hacer un esfuerzo de adaptación considerable, tanto por parte de los fabricantes de acero como de los consumidores del mismo.

Todo lo cual constituye sin duda una auténtica revolución tecnológica ya que desarrolla de un nuevo concepto de planta siderúrgica integral para el siglo XXI.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1] International Iron and Steel Institute (IISI), Steel: The Foundation of a Sustainable Future. *Sustainability Report of the World Steel Industry 2005*. ISSN 1782-2025, 2005, pp. 1-51. (IISI Rue Colonel Bourg 120, B-1140 Brussels, Belgium. <http://www.worldsteel.org>).

- [2] International Iron and Steel Institute (IISI). *World Steel in Figures 2007*. 25 June 2007, pp. 1-15.

- [3] Research Fund for Coal and Steel: European Steel Technology Platform, Vision 2030. Report of the Group of Personalities. *European Commission Community Research. Directorate-General for Research, Directorate Industrial Technologies, Unit G/05*, March 2004, ISBN 92-894-5036-3, pp 1-35.

- [4] L.E.K. Holappa, S. Wang. A new era for steel production ?. *Proc. Sohn Int. Symposium. Advanced Processing of Metals and Materials, vol. 2, Thermo and Physicochemical Principles: Iron and Steel Making. San Diego CA, EE.UU, (Ed.) F. Kongoli and R.G. Reddy, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society),Warrendale PA, USA, 2006, pp 455-469.*

- [5] ThyssenKrupp Sthal AG. Research and Development, Thinking the Future of the Steel. March 2002, pp 1-35. (ThyssenKrupp Sthal AG. Kaiser-Wilhelm-Strasse 100, 47166 Duisburg, Germany. <http://www.thyssen-krupp.com>).
- [6] Industry Statistic, World Crude Steel Production as of October 2007. *I&S Tech.* 5, 1, 2008, pp. 1-168, pp. 13.
- [7] The Castrip Process: Castrip, LLC, 2100 Rexford Road, suite 420, Charlotte NC 28211, USA, <http://www.castrip.com>
- [8] Continuous Casting Series Volumes, CD Volumes 1-7, 1997. *Iron & Steel Society*, 410 Commonwealth Drive Warrendale PA 15086-77512, USA.(Now Association for Iron & Steel Technology AIST, 186 Thorn Hill Road, Warrendale PA, 15086 USA. <http://www.aistech.org>)
- [9] The Making Shaping and Treating of Steel, 11th Edition, Casting Volume, Chap. 1-22, 2003, ISBN 0-930767-04-7. (Ed.) A. W. Cramb, *The AISE Steel Foundation*, , Three Gateway Center, suite 1900, Pittsburgh PA 15222-1004, USA.(Now Association for Iron & Steel Technology AIST, 186 Thorn Hill Road, Warrendale PA 15086, USA).

- [10] J.P. Birat, R. Steffen, S. Wilmotte. State of the art and developments in near-net-shape casting of flat steel products. *European Commission Technical Steel Research EUR 16671 EN*, ISBN 92-827-5639-4, 1995, pp.1-63.
- [11] J.P. Birat, The Making Shaping and Treating of Steel, 11th Edition, Casting Volume, Chap. 23 : The Future of Continuous Casting, 2003, ISBN 0-930767-04-7. (Ed.) A. W. Cramb, *The AISE Steel Foundation*, pp. 23.1-23.10. (Referencias bibliográficas 76 a 229).
- [12] M.L. Amarante de Andrade, L.M. Silva Cunha, G. Tavares Gandra. A Ascensão das Mini - Mills no Cenário Siderúrgico Mundial. *Gerencia Setorial do BNDES, Rio de Janeiro, Brasil, 12, Sept. 2000*, pp. 51-76.
- [13] G. Flemming, K.E. Hensger. Present and future, CSP technology expands product range. *AISE Steel Technol., Jan. 2000*, pp. 53-57.
- [14] J. Aylen. Where did Generation V strip mills come from? - A brief history of the hot strip mill. *Steel Times, 229, July/August 2001*, pp. 225-234.

- [15] M. Korchynsky. Strategic importance of Thin-Slab-Casting technology. *Proc. The International Symposium on Thin-Slabs casting and Rolling (TSCR), Guangzhou, China, Dec. 3-5, 2002.* pp 1-6.
- [16] F. Aristegui, J.I. Lángara, I. Lasa, A. Fernández, J. Miñambres, A. Calderón. Steel product development in ACB, departure and actual situation, productivity increase and new developments on thin slab casting and rolling. *Rev. Metall. Paris, 100, Juin 2003,* pp. 637-643.
- [17] Tadao Watanbe. Overview of Near-net-shape continuous casting for steel sheet. *Tetsu-to-Hagane, 88, 3, 2002,* pp 107-116.
- [18] R. Quintero, Super-Integration: Use of Hot DRI at New Hysla CSP Mill. *Proc. Gorham/Intertech Mini-Mills of the Future Conference, 20-22 Nov, Charlotte NC, USA, 1996, (Eds.) Gorham, Intertech Consulting, Portland ME, USA, 1996,* pp. 1-12.
- [19] T. Creamer, Saldanha Steel output may fall 100.000t next year on furnace relines. *Engineering News, May 24, 2007,* pp.1
http://www.engineeringnews.co.za/article.php?a_id=109698
- [20] J. Kriechmair. Matching the Needs of the Market & Technology – Advanced Single and Combined Technologies and Concepts for the Iron & Steel Industry. *Proc. of Iran's First Int'l Steel*

and Mines Industries Forum, Theran, Islamic Republic of Iran, 2003, (Eds.) S. Hussein, Iran International, Theran, Islamic Republic of Iran, 2003, pp 39-62.

- [21] C. P. Reip, W. Henning, R. Hagmann. Recent development in the Integrated Technology of Compact Strip Production. *I&S Technol.*, 2, 9, 2005, pp. 25-32.
- [22] E.E.M. Luiten, Beyond energy efficient. Actors, networks and government intervention in the development of industrial process technologies. *Doctoral These. Chap. 5^o: Strip casting technology.* Universiteit, Faculteit Scheikunde, Utrecht, Nederlands. ISBN 90-393272-6, Sept. 2001, pp.137-155.
- [23] M. Wolf. Henry Bessemer et la Coulée Continue. *Rev. Metall. Paris*, 98, 1, 2001, pp. 63-73.
- [24] E. Norton, Notes on experiments in rolling fluid steel, *The Iron Age*, vol. 11, 1940, pp. 50-51.
- [25] Hazelett, R.W. The present status of continuous casting between two moving belts. *Iron and Steel Engineer*, 1966, pp. 105-110 (Hazelett, Strip casting Corporation.)

- [26] Hazelett Strip - Casting Corporation
<http://www.hazelett.com/home.html>
- [27] W. Reichtel, H. Sandberg, Strip-Casting of steel. A development for the present and the future. *Proc. Process Technology Conference 1995, Continuous Casting*, ISSN 1075-8607, pp 89-96.
- [28] K. Spitzer, F. Rüppel, R. Viscorová , R. Scholz, J. Cross, V. Flaxa. Direct Strip Casting (DSC) - An option for the production of new steel grades. *Steel Research*, 74, 11/12, 2003, pp 724-731.
- [29] Spitzer K., Schwerdtfeger K., Nystrom R., Kroos J. Continuous casting - development of the direct strip casting process. *European Commission Report. EUR 19384 EN, 2000*, ISBN 92-828-9641-2, pp. 1-86.
- [30] Kroos J., Eichholz H., Schöttler J., Spitzer K. H., Nyström R., Development of the direct strip casting process. *European Commission Report EUR 20598 EN, 2003*, ISBN 92-894-4825-3, pp. 1-119.
- [31] K. Shibuya, M. Ozawa. Strip casting techniques for steel. *ISIJ International*, 31 , 7, 1991, pp. 661-668.

- [32] R. Wechsler. The Status of twin-roll casting technology. Comparison with conventional technology. *Rev. Metall., París*, 99, 11, 2002, pp. 941-948.
- [33] R. Wechsler. The status of twin-roll casting technology. *Scan. J. Metall.*, 32, 2003, pp. 58-63.
- [34] P. Tolve, R. Tonelli, F. Macci. Development of the strip casting technology in Italy and possible industrial application scenarios. *Proc. 25th Regular Meeting Committee Technology of the International Iron and Steel Institute (IISI)*, Technical Exchange Session on Near Net Shape Casting, 03-04 May, 1993, Vienna, Austria, pp 25-36.
- [35] A. W. Cramb. Strip casting of steels: Current status and fundamental aspects. Near-Net-Shape Casting in the Minimills. *Proc. of the International Symposium on Near-Net-Shape Casting in the Minimill, Vancouver, British Columbia, Canada, August 19-23, 1995*, (Ed.) J.K. Brimacombe, I.V. Samarasekera. The Centre for Metallurgical Process Engineering, University of British Columbia (U.B.C), 1995, pp. 355 - 372
- [36] C. Hendricks. Bandgießtechnik-einen Revolution in der Stahlindustrie?. *Stahl Eisen* , 115, 3, 1995, pp. 75-82.

- [37] R.I.L. Guthrie, M. Isaac. The future of steel strip production. *Recent Res. Devel. Metallurgy & Materials Sci.*, 2, 1998, pp. 25-36.
- [38] J.P. Birat, The Making Shaping and Treating of Steel, 11th Edition, Casting Volume, Chap. 23 : The Future of Continuous Casting, 2003, ISBN 0-930767-04-7. (Ed.) A. W. Cramb, *The AISE Steel Foundation*, pp.23.10-23.18. (Referencias bibliográficas 229 a 298).
- [39] J.P. Birat, R. Steffen, S. Wilmotte. State of the art and developments in near-net-shape casting of flat steel products. *European Commission Technical Steel Research EUR 16671 EN*, ISBN 92-827-5639-4, 1995, pp.77-152. (Referencias bibliográficas 1 a 83).
- [40] G. Thompson. Production of hot band equivalent by direct casting. *European Commission Report EUR 13940 EN*, ISBN 92-828-0172-1, 1997, pp. 1-79.
- [41] H.U. Lindenberg, J. Henrion, K. Schwaha, G. Vespasiani. Eurostrip - State of the art of the strip casting. *Stahl Eisen*, 121, 12, 2001, pp. 97-104.

- [42] P.C. Campbell, R.L. Wechsler. The CASTRIP® Process: A revolutionary casting technology, an exciting opportunity for unique steel products or a new model for steel Micro-Mills?. *Proc. of Gerald Heffernan Int. Symp. on Innovative technologies for Steel and other Materials, August 26-29, 2001, Toronto, Canada*, (Ed.) J. Guerard, E. Essadiqi, TMS. Warrendale PA, USA, 2001, ISBN 1-894475-17-8, pp.201-214.
- [43] J. Herbertson. The emergence of strip casting - challenges and impacts of success. *Proc. Dr. Manfred Wolf Symp. Conf. Report, May 10-11, 2002, Zurich, Swizerland*, (Eds.) Main GmbH, Forch, Swizerland, 2002, pp. 60-69.
- [44] P. Campbell, R. Mahapatra, W. Blejde, R. Wechsler ,G. Gillen. The CASTRIP® Process: Progress towards commercial strip casting at Nucor Crawfordsville. *Rev. Metall. París, 103, 1, 2006*, pp.25-31.
- [45] H. Legrand, U. Albert-Früh, A. Flick. Status and application of the Eurostrip casting process. *Millenium Steel - Continous Casting, 5, 2004*, pp.140-145.
- [46] Eurostrip International GmbH: Krupp Thyssen Nirosta GmbH
Oberschlesienstraße 16, 47807 Krefeld, Germany,

<http://www.nirosta.de> and Voest-Alpine Industrieanlagenbau GmbH, P. O. Box 4, A-4031 Linz, Austria, <http://www.vatech.at>

- [47] G.G Wen, M.G Zhu, J.F He, P.H Ding. Study of level fluctuation and fluid mixed characteristics in mold for twin roll strip caster by a water model. *Proc. 1st Iron & Steel Society Tech. Conf., Indianapolis IN, USA, 2003*, (Eds.) M.A. Baker, I&SS, Warrendale, PA, USA, 2003 pp. 475-483.
- [48] B. Wang, J.Y Zhang, Y. Zhang, Y. He, J. Fan, Y. Fang, Y. An, Numerical and physical simulation of a twin-roll strip caster . *J. Univ. Sci. and Technol. Beijing*, 13, 5, 2006, pp. 393-400.
- [49] B. Wang, J.Y Zhang, J.F Fan, S. Zhao, Y. Fang, S. An. Water modeling of twin-roll strip casting. *J. Iron Steel Res. Int.*, 13, 1, 2006, pp.14-17.
- [50] W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase. Application of Fundamental Research at Project "M". *The Belton Memorial Symp. Proc., Jan. 10-11, 2000, Wollongong, Australia*. (Pub.) J. Herbertson, I & SS, Warrendale P.A, USA, 2000, ISBN 18-86-362408, pp. 253-261.
- [51] G. Guasto, M. Tonelli. Miglioramiento del sistema di contenimento laterale per il processo di strip casting.

Commissione Europea. Ricerca tecnica acciaio, EUR 19362 IT, 2000, ISBN 92-828-9467-3, pp. 1-37.

- [52] P.W Bao, P.J Li, H.S Di, X.G Liu., G.D Wang. Numerical simulation of two types of electromagnetic edge dam used in twin roll strip casting. *J. Mater. Sci. & Technol.*, 21, 4, 2005, pp.526-530.
- [53] R.P. Tavares, R.I.L. Guthrie. Computational fluid dynamics applied to Twin-roll casting. *Can. Metall. Qtrly.*, 37, 3-4, 1998, pp. 241-250.
- [54] R.P. Tavares, R.I.L. Guthrie. Analysis of metal delivery system for twin-roll casting using a mathematical model for turbulent fluid flow, heat transfer and solidification. *Proc. Computer Appl. in Metall. and Mater. Processing. Montreal, Canada, 1998.* (Ed.) S.A. Argyropoulos, M. Hasan, The Metall. Soc. of CIM (MET-SOC, CIM), Montreal, Canada, 1998, pp 204-218.
- [55] R.I.L. Guthrie, R.P. Tavares. Mathematical and physical modelling of steel flow and solidification in twin-roll/horizontal belt thin strip casting machines. *Appl. Math. Modelling*, 22, 11, 1998, pp. 851-872.

- [56] F. Macci, M. De Santis. Analysis of the steel solidification process in constant strip-casting by thermo-fluid dynamics modelling. *A report issued by the EU Commission, EUR 17995 IT*, ISBN 92-828-4126-X, 1998, pp. 1-47.
- [57] G. Hohenbichler, P. Tolve, R. Capotosti, J. M. Damasse, U. Albrecht-Früh. Eurostrip – direct strip casting of carbon and stainless steels: latest results from Terni and Krefeld. *Steel World* , vol.7, 2000, pp.40-44.
- [58] B.G. Thomas. *Continuous Casting. The Encyclopedia of Materials : Science and Technology*, vol. 2, (Ed.) K.H.J. Buschow, R. Cahan, M. Flemings, B. Ilchner, E.J. Kramer, S. Mahajan. Elsevier Science Ltd., Oxford, U.K., 2001, pp. 1595–1599.
- [59] N. Zapuskalov. Comparison of continuous strip casting with conventional technology. *ISIJ International*, 43, 8, 2003, pp. 1115–1127.
- [60] R. Wechsler, P. Campbell, The first commercial plant for carbon steel strip casting at Crawfordsville. *Proc. Dr. Manfred Wolf Symposium, May 10-11, 2002, Zurich, Switzerland*, (Eds.) Main GmbH, Forch, Switzerland, 2002, pp. 70–79.

- [61] P. Campbell, W. Blejde, R. Mahapatra ,R. Wechsler, G. Gillen. The Castrip® Process – Direct Casting of steel sheet at Nucor Crawfordsville. *Iron & Steel Technol.*, 2, 2005, pp. 56-62.
- [62] K. Mukunthan, L. Strezov, R. Mahapatra, W. Blejde. Evolution of microstructures and product opportunities in low carbon steel strip casting. *The Brimacombe Memorial Symp. Proc.*, October 1-4, 2000, Vancouver BC., Canada, (Eds.) G.A. Irons, A.W. Cramb, Met. Soc. - CIM, Montreal, Canada, 2000, pp. 421-437.
- [63] X.M Zhang, Z.Y Jiang, X.H Liu, G.D Wang, L.M Yang, A.K Tieu. Influence of casting speed on temperature and flow fields in molten pool during twin-roll strip casting process. *Mater. Sci. Forum*, vol. 505-507, 2006, pp. 1315-1320.
- [64] Y. Park, H. Cho. A fuzzy logic controller for the molten steel level control of strip casting processes. *Control Eng. Pract.*, 13, 2005, pp. 821-834.
- [65] Ch. Fleck, Th. Paulus A. Schönbohm, D. Abel, F. Ollivier. Flatness based open loop control for the twin roll strip casting process. Symp. on Nonlinear Control System, NOLCOS September 2004, Stuttgart, Germany, pp. 1-6. *Laboratoire STIX, Sciences et Technologies de L'Information et de la*

Communication a Polytechnique. FRE 2341 (CNRS/Ecole Polytechnique). <http://www.stix.polytechnique.fr/publications/2004.html>.

- [66] R. Koop, U. Albrecht-Früh, L. Hentschel, U. Rudolphi, J. W. Schmitz, D. Senk, F. Simon. Technological challenges of the twin-Roll strip casting process. *Proc. THERMEC´97, (International Conference on Thermomechanical Processing of Steel and other Materials), 7-11 July 1997, Wollongong, Australia, (Ed.) T. Chandra, T. Sakai, TMS, Warrendale PA, USA, 1997, ISBN 0873393775, pp. 2201-2207.*
- [67] Y.G Lee, C.M Park, H.T Chung, W.S Kim, H.K. Moon, T. Kang. Development of strip casting process at Posco. *Proc. METEC Congress, Int. Conf. New Develop. in Metall. Proc. Technol., 13-15 June 1999, Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, Germany, (Eds.) Deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, Germany, 1999, pp. 168-175.*
- [68] H.K. Moon, D.K. Choo, W.S. Kim and T. Kang, K.S. Kim. Strip casting technology for 304 stainless steel strip of Posco. *Proc. METEC Congress, 3rd European Rolling Conference, 16-20 June 2003, Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, Alemania, (Eds.) Stahleisen, Düsseldorf, Germany, 2003. pp. 13-18.*

- [69] G.L. Thompson, S.R. Higson, P.J. Longdon. The influence of roll entry conditions on surface quality, solidification structure and dimensional control of direct cast strip produced from a twin roll casting machine. *European Commission Report EUR 18608 EN*, 1998, ISBN 92-828-5055-2, pp. 1-48.
- [70] S. Drüker, A.R. Büchner, M. Spiegel, K.H. Tacke, V. Lanteri, G. Lenprice, W. Schmitz, D. Senk, G.L. Thompson. The formation and prevention of scale during twin roller strip casting. *European Commission Report EUR 20192 EN*, 2002, ISBN 92-894-3209-8, pp. 1-131.
- [71] K. Miyazawa, J. Szekely. A mathematical model of the splat cooling process using the twin-roll technique. *Metall. Trans. A*, 12A, 6, 1981, pp. 1047-1057.
- [72] T. Saitoh, H. Hojo, H. Yaguchi, C.G. Kang. Two dimensional model for twin-roll continuous casting. *Metall. Trans. B*, 20B, 6, 1989, pp. 381-390.
- [73] H. Takuda, N. Hatta, M. Teramura, J. Kokado. Simple model for thermal calculation in twin-roll strip casting process. *Steel Res.*, 61, 7, 1990, pp. 312-317.

- [74] C.G. Kang, Y.D. Kim. Model experiments for the determination of the heat-transfer coefficient and transition thermal analysis in the direct rolling process. *J. of Mater. Proc. Technol.*, 84, 1998, pp. 210-224.
- [75] R.P. Tavares, R.I.L. Guthrie. Mathematical and physical modelling for fluid flow in a pilot scale twin-roll casting machine. *Proc. Computer Appl. in Metall. and Mater. Proces. Montreal, Canada, 1998*, (Ed.) S.A. Argyropoulos and M. Hassan, Met. Soc.-CIM, Montreal, Canada, 1998, pp. 114-125.
- [76] M. Shiomi, K. Mori, K. Osakada. Determination of working conditions in twin roll strip casting by finite element simulation. *Dynamic Plasticity and Structural Behaviors*. (Ed.) Gordon and Breach, New-York 1995, USA, ISBN 2-88449-072-8, pp. 1035-1038.
- [77] Y. Jianwei, D. Yanping, S. Binyu. Study on effect of technical parameter on fluid flow and solidification in steel strip roll-casting process. *Mater. Sci. Forum, Trans. Tech. Pub., Switzerland*, 475-479, 4, 2005, pp. 3207-3210.
- [78] C.A Santos, J.A Spim Jr, A. García. Modeling of solidification in twin-roll strip casting. *J. Mater. Proc. Technol.*, 102, 1-3, 2000, pp.33-39.

- [79] K. Sarioglu, P. Thevoz. Simulation of solidification process used in twin roll casting. *Proc. 132th TMS Annual Meeting Light Metals*, San Diego CA, USA, 2003, (Eds.) P.N. Crepeau, TMS, Warrendale PA, USA, 2003, pp. 747-751.
- [80] M.Y Ha, K Kim, K.C Kim, S.W Lee. Transient analysis of thermo-fluid phenomena in twin-roll continuous casting. *Int. J. Heat and Mass transfer*, 37, 14, 1994, pp. 2059-2068.
- [81] J.D Hwang, H.J Lin, W.S Hwang, C.T Hu. Numerical simulation of metal flow and heat transfer during twin roll strip casting. *ISIJ International*, 35, 2, 1995, pp. 170-177.
- [82] J.D Hwang, H.J Lin, J.S.C Jang, W.S Hwang, C.T Hu. Relationship between flow characteristics and surface quality in inclined twin-roll strip casting. *ISIJ International*, 36, 6, 1996, pp. 690-699.
- [83] J.D Hwang, H.J Lin, W.S Hwang, C.T Hu. Numerical simulation of metal flow and heat transfer during twin roll strip casting. *ISIJ International*, 35, 2, 1995, figuras 3 a 9 pp.173-175.
- [84] R. Parreiras Tavares . Vertical twin - roll caster: Metal-mould heat transfer, solidification and product

characterization. *Doctoral These*, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Mc.Gill University, Montreal, Canada, 1997, ISBN 0-612-44549-6, pp. 176-223.

- [85] M. Pareto. The role of heat transfer in strip casting. *Doctoral These*, Departement of Material Science & Engineering, Carnegie Mellon University, Pittsburg PA, USA, 2002, ATT 3064808, pp. 77-100.
- [86] R.P. Tavares, M. Isac, R.I.L. Guthrie. Roll-strip interfacial heat fluxes in twin-roll casting of low-carbon steels and their effects on strip microstructure. *ISIJ International*, 38, 12, 1998, pp. 1353-1361.
- [87] Prates, H. Biloni. Variables affecting the nature of the chill zone. *Metall. Trans.*, 3, 6, 1972, pp. 1501-1510.
- [88] L. Strezov, J. Herbertson. Experimental studies of interfacial heat transfer and initial solidification pertinent to strip casting. *ISIJ International*, 38, 9, 1998, pp. 959-966.
- [89] H. Fukase, S. Osada, H. Otsuka, P. Cambell. Solidification Model for Steel Strip Casting. *I&SM (Iron & Steelmaker)*, 30, 7, 2003, pp. 48-58.

- [90] H. Takatani, Ch.A Gandin, M. Rappaz. EBSD characterization and modelling of columnar dendritic grains growing in the presence of fluid flow. *Acta Mater.*, 48, 2000, pp. 675-688.
- [91] M. Ferry. Direct Strip Casting of metals and alloys. Processing, microstructure and properties. Chap. 2: Overview of solidification processing, (Eds.) Woodhead Pub. Ltd., Cambridge, England, 2006, ISBN-13:978-1-84569-049-6, pp.25-62.
- [92] J.P. Birat, P. Blin, J.L. Jacquot, P. Riboud, B. Thomas. Near net shape continuous casting of flat products at IRSID. *Rev Metall. Paris*, 86, 11, 1989, pp. 919-930.
- [93] H. Takeuchi, S. Tanaka, Y. Yamagami, H. Nakajima, M. Yamada, R. Hikada. Production of stainless steel strip by twin-drum strip casting process. *Nippon Steel Tech. Report*, 61, April 1994, pp.46-51.
- [94] I. Suichi, H. Nakashima, H. Takeuchi, S. Tanaka, M. Yamada, K. Yanagi, K. Yamamoto, H. Takatani, K. Sasaki, Y. Wakiyama. Development of twin - drum casting process for stainless steel. *SEAJISI Qtrly.*, 25, 10, 1996, pp 23-30.
- [95] T. Arai, M. Yamada, H. Nakashima, H. Takeuchi, S. Tanaka, Y. Yamakami, K. Sasaki and K. Yamamoto. Development of 1330 mm

wide twin drum strip casting process for stainless steel. *Proc. 77th Steelmaking Conf.*, vol.77, 1994, Chicago, USA, (Eds.) I&SS, Warrendale PA, USA, 1994, pp. 357-363.

- [96] D.K. Choo, S. Lee, H.K. Moon, T. Kang. Analysis and prevention of cracking during strip casting of AISI 304 stainless steel. *Metall. Mat. Trans. A*, 32A, 9, 2001, pp.2249-2258.
- [97] M. Ha, J. Choi, S. Jeong, H.K Moon, S. Lee, T. Kang. Analysis and prevention of microcracking phenomenon occurring during strip casting of an AISI 304 stainless steel. *Metall. Mat. Trans. A*, 33A, 5, 2002, pp. 1487-1497.
- [98] N. Zapuskalov, M. Vereschagin. Wear of roll surface in twin-roll casting of 4.5% Si steel strip. *ISIJ International*, 40, 6, 2000, pp. 589-596.
- [99] C.M Park, W.S Kim, G.J Park. Thermal analysis of the roll in the strip casting process. *Mech. Res. Commun.*, 30, 4, 2003, pp. 297-310.
- [100] C.G Kang, Y.D Kim. Optimum shape design techniques of direct roller under thermal load and rolling force in the direct

rolling process of molten materials considering solid fraction. *J. Mater. Proc. Technol.* 67, 1997, pp. 71-77.

[101]C.G Kang, Y.D Kim, S.W Lee. A solidification and cooling roll deformation analysis considering thermal flow in twin roll strip continuous casting process. *Melt Spinning strip Casting and Slab Casting*. (Ed.) E.F. Matthys, W.G. Truckner, TMS, Warrendale PA, USA, 1996, pp. 65-86.

[102]C.G Kang, Y.D Kim. A thermal elastic-plastic finite-element analysis to roll-life prediction on the twin roll strip continuous casting process. *Metall. and Mater. Trans. B*, 28B, 12, 1997, pp.1213-1225.

[103]C.G Kang, Y.D Kim, Y.J Chung. A thermal Process Analysis Considering Sheet Thickness Variation of Width Direction in Twin Roll Strip Continuous Casting. *Proc. THERMEC'97 International Conference on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials*, 7-11 July 1997, Wollongong, Australia, (Ed.) T. Chandra and T. Sakai, TMS, Warrendale PA, USA, 1997, ISBN 0873393775, pp. 2193-2199.

[104]R.L Wechsler, J.J Ferriola. The Castrip process for twin-roll casting of steel strip. *AISE Steel Technol.*, September 2002, pp. 69-74.

- [105]N. Zapuskalov, M. Vereschagin. Effect of technological factors on strip profile in twin-roll casting process. *ISIJ Int.*, 38, 10, 1998, pp. 1107-1113.
- [106]N.M Zapuskalov. Thin strip quality obtained in twin-roll casting. *Int. J. Cast. Metals Res.*, 9, 1996, pp. 45-49.
- [107]N.M Zapuskalov. Effect of coiling operation on strip quality of 4.5% Si steel in twin-roll casting process. *ISIJ Int.*, 39, 5, 1999, pp. 463-470.
- [108]W.H Hwang, D.S Lee, Y.H Kim. Development of the measuring system of the melt level in steel casting by CCD camera. *RIST J. of R&D*, 11, 3, 1997, pp. 391-403.
- [109]D.S Lee, M.G Joo, Y.H Kim, T. Kang. The control of the strip thickness in twin roll strip casting process. *RIST J. of R&D*, 13, 3, 1999, pp. 290-296.
- [110]Y.H Kim, D.S Lee, M.G Joo, C.M Park, H.N Chung. Control system of the twin-roll strip casting process. *RIST J. of R&D*, 13, 4, 1999, pp. 385-395.

- [111]M.G Joo, Y.H Kim, T. Kang. Stable adaptive fuzzy control of the molten steel level in the strip casting process. *IEE Proc. Control Theory and Applications*, 149, 5 , 2002, pp.357-364.
- [112]Y.H Kim, D.S. Lee, M.G. Joo, T. Kang, K.N. Paek. Control problem and solution in the steady state in the strip casting process. *Proc. ISIE 2001, 6th IEEE Ind. Symp. on Ind. Electronics, vol.1, Pusan, Korea, 2001*, (Eds.)Piscataway NJ, IEEE Industrial Electronics Society, USA, 2001, pp. 520-525.
- [113]Y.H Kim, D.S Lee, W.H Hwang, K.N Paek. Signal processing method of the molten steel height using CCD camera in the strip casting process. *Proc. IASTED Int. Conf. Modelling, Identification and Control (MIC 2002), Innsbruck, Austria, 2002*, (Eds.) M.H. Hamza, Austria, 2002, ISBN 0-88986-319-9, pp.1-7.
- [114]E.E.M Luiten, K. Blok. Stimulating R&D of industrial energy-efficient technology; the effect of government intervention on the development of strip casting technology. *Energy Policy*, 31, 2003, pp. 1339-1356.
- [115]E.E.M Luiten, H.V Lente, K. Blok. Slow technologies and government intervention: Energy efficiency in industrial process technologies. *Technovation*, 26, 2006, pp. 1029-1044.

- [116]A.W Cramb, A. Rollet,.. Strip Casting: Anticipating new routes to steel sheet. *AISI/DOE Technology Roadmap Program Final Report DE-FC07-97ID13554*. AISI (American Iron and Steel Institute), Pittsburgh PA, USA, August 2001, pp.1-15.
- [117]Strip Casting: Anticipating New Routes to Steel Sheet. Strip Casting Evaluation Will Help U.S. Steel Industry Prepare for the Future. *Office of Industrial Technologies Energy Efficiency and Renewable Energy. U.S. Department of Energy Washington, USA*, February 2001, pp.1-2.
- [118]P. Warrian, C. Mulhern,. Learning in steel: Agents and deficits. *Presented at Annual Meeting of the Innovation Systems Research Network, May 9 - 10, 2002, Quebec, Canada*. (Eds.) D.A Wolfe, Mc.Gill-Queen's University Press, Montreal, Canada, 2003, pp. 37-62.
- [119]N.M Zapuskalov. The age of cheap steel, *Russian Business*, 26, 381, July 14, 2003, pp.1-1
- [120]Research Institute of Industrial Science & Technology (RIST). San 32 Hyoja-dong, Nam-gu Pohang 790-600 Republic of Korea. [http:// www.rist.re.kr/new/english/index.php](http://www.rist.re.kr/new/english/index.php)

- [121]Industrial Materials Institute (IMI), National Research Council Canada, 75 boul. de Mortagne, Boucherville, Quebec, J4B6Y4, Canada. [http:// www.imi.cnrc-nrc.gc.ca](http://www.imi.cnrc-nrc.gc.ca)
- [122]Centro Sviluppo Materiali (CSM). Via di Castel Romano 100, 00128 - Rome Italy. <http://www.c-s-m.it>
- [123]The Castrip Story: The Original Concept, pp. 1-3. Castrip, LLC, 2100 Rexford Road, suite 420, Charlotte, North Carolina 28211, U.S.A. <http://www.castrip.com>
- [124]W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase. Recent developments in Project M – the joint development of low carbon steel strip casting by BHP and IHI. *Proc. METEC Congress, Int. Conf. New Develop. in Metall. Proc. Technol., 13-15 June 1999, Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, Germany, (Eds.) Deutcher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, Germany, 1999, pp. 176-181.*
- [125]Nucor picks partners for strip casting joint venture, *Purchasing.Com, 4 May 2000*. <http://www.purchasing.com>
- [126]P. Campbell, W. Blejde, R. Mahapatra, R. Wechsler. Recent progress on commercialization of castrip direct strip casting technology at Nucor Crawfordsville. *Metallurgist, 48, 9-10, 2004, pp. 507-514.*

- [127]P.C. Campbell, R.L. Wechsler and W. Blejde. Recent progress on commercialization of CASTRIP Direct Castrip Technology at Nucor Crawfordsville. *Proc. AIST Iron & Steel Conf., vol II, 15 - 17 September 2004, Nashville TE, USA*, (Eds.) AIST, Warrendale PA, USA, 2004, pp. 1027-1031.
- [128]P. Campbell, G. Gillen, W. Blejde, R. Mahapatra. Castrip process for twin roll casting of steel - start-up experience at Nucor's Crawfordsville plant. *Steel World*, 7, 2002, pp 45-48.
- [129]G.J Mc. Manus. Where is Nucor going with Strip Casting. *AISE Steel Technol.*, 77, 9, 2000, pp 60.
- [130]B. Nelson. An all-new cast. Nucor's attempt to make steel sheets without huge rolling mills may boost an ailing industry. *Forbes Magazine*, 16.04.2001. <http://www.forbes.com>
- [131]Castrip Process sets new sequence casting record. *News release*, 25.08.2004. Nucor, 2100 Rexford Road, Charlotte NC, USA. <http://www.nucor.com>
- [132]Castrip passes 100.000-t milestone. *Metal producing & Processing News*, June 2004, pp. 1-1.
<http://www.33metalproducing.com/archive.php>

- [133]Continuous strip caster surpasses 100,000t output.
Manufacturingtalk, 25 June 2004. pp.1-1
Continuous strip caster sets sequence record.
Manufacturingtalk, 7 September 2004. pp.1-1
<http://www.manufacturingtalk.com>
- [134]R. Wechsler, K. Pronold, G. Gillen. Commissioning and operations of the CASTRIP® process at Nucor Crawfordsville.
Proc. METEC Congress, 3rd European Rolling Conference, 16-20 June 2003, Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, Germany, (Eds.)
Stahleisen, Düsseldorf, Germany, 2003, pp. 20-25.
- [135]Breaking News. Nucor discloses plans for two additional Castrip facilities. *Forecast*, 5, 1, March 2005, pp. 1-4.
- [136]Castrip and Danieli reach technology agreement. *Steel News*, 06 May 2003. AIST (Association for Iron & Steel Technology), 186 Thorn Hill Road, Warrendale P.A. USA. <http://www.aist.org>
- [137]M. Walter, G. Stebner, J.M Damasse, P. Tolve G. Hohenbichler: Casting - Eurostrip. Initial operations results at Krefeld Germany. *Steel Times Int.*, 25, 7, 2001, pp. 33-37.
- [138]H. Legrand, U. Albrecht-Früh, A. Flick. EUROSTRIP – A Quantum leap for hot band production via the Strip Casting

Technology. *Proc. 85th Steelmaking Conference ISS-AIME*, vol 85, 10-13 March 2002, Nashville TE, USA, (Eds.) I&SS, Warrendale PA, USA, 2002, ISBN 1886362599, pp 211-223.

Metall. Italiana , 94, 10, 2002, pp. 54-59.

[139]G. Hohenbichler, G. Widner. Developments and applications of Eurostrip twin-Roll strip casting. *Proc. METEC Congress, 3rd European Rolling Conference*, 16-20 June 2003, Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf, Germany, (Eds.) Stahleisen, Düsseldorf, Germany, 2003, pp. 26-34.

[140]A.W Cramb. Strip Casting Steels : Current Developments, *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*. Elsevier Ltd., 2004, ISBN 0-08-043152-6, pp.1-4.

[141]M. Walter, W. Mankau, H.J Figge, D. Themines, R. Tonelli, G. Eckerstorfer. Eurostrip - Bandgießen im Werk Krefeld der Krupp Thyssen Nirosta GmbH. *Stahl Eisen* , 121, 5, 2001, pp.83-87.

[142]Nippon Steel Corporation. 6-3 Otemachi 2 chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071, Japan. <http://www0.nsc.co.jp>

[143]Twin-Drum strip continuous casting moves closer to commercial use. *Nippon Steel News*, n° 229, Nov-Dec. 1991, ISSN-0048-0452, pp.1-1

- [144]World's first twin-drum strip caster to be installed at Hikari Works. *Nippon Steel News*, n° 256, May-June 1996, ISSN-0048-0452, pp.1-1
- [145]M. Yamada, K. Isogami, H. Hosoda, H. Nakashima, M. Okimori, K. Sasaki. World's first commercial twin drum strip casting process at Hikari Works of Nippon Steel Corporation. *Steel World*, 7, 2002, pp. 49-54.
- [146]T. Tanaka. Equipment and operation of twin -drum strip caster at Hikari Works (Twin - drum Strip Casting Technology - 1). *Current Advances in Materials and Processes CAMP-ISIJ*, 15, 1, 2002, pp. 208-208.
- [147]T. Araj. Threading and in-line reduction technology in twin-drum strip caster (Twin - drum Strip Casting Technology - 4). *Current Advances in Materials and Processes CAMP-ISIJ*, 16, 1, 2002, pp. 223-223.
- [148]Posco. 1, Koedong-dong, Nam-gu, Pohang Kyongsangbuk-do, 790 - 600, Korea. <http://www.posco.com>
- [149]H.K Moon, W.S Kim, A. Hetherington, M. Rushforth. Development of strip casting by Posco and Davy Distington. *SEAI SI Qtrly*, 25, Oct. 1996, pp. 31-40.

- [150]H.K Moon, C.M Park, H.N Cheong, C.G Lee, T. Kang. Development of strip casting process at Posco/Rist. *Proc. The Merton C. Flemings Symp. on Solidification and Mater. Proceesing, June 28-30 2000, Cambridge, Massachussetts MA, USA, (Eds.) M.C. Flemings, R. Abbaschian, H.D Brody, A. Mortensen, TMS, Warrendale PA, USA, 2001, ISBN 0873394984, pp.507-511.*
- [151]H.K Moon, D.K Choo, T. Kang, K.S Kim. The status of twin roll strip casting process for steel strip in POSCO/RIST. *Proc. 60th Electric Furnace Conference, Nov. 10-13 2002, San Antonio TX, USA, (Eds.) D.L Kanagy, M.A Baker, I&SS, Warrendale PA, USA, 2002, ISBN 1886362637, pp.499-508.*
- [152]L. Boselovic. Chinese firm, CMU team on sheet steel venture, *Pittsburgh Post-Gazette, 23 March 2004.* <http://www.post-gazette.com>
- [153]J. Lin. Carnegie Mellon signs three-year research deal with Chinese steel maker. *Philly.com, 22 March 2004.* <http://www.philly.com>
- [154]Base de datos. <http://www.ilib.cn> (Entrar con Strip Casting Technology)

- [155]A. Angelini, P. Tolve. Application of the strip casting technology to stainless steel production. *Proc. European Stainless Steel Conf., Innovation Stainless Steel, vol. 2, 11-14 Oct. 1993, Florencia, Italy, (Eds.) Associazione Italiana di Metallurgia, Milan, Italy, 1993, ISBN 888529815X, pp. 2.1-2.2.*
- [156]A.L. Robson, G.L. Thompson, P. Longdon, A. Wilkinson. Twin roll casting studies at British Steel. *Proc. THERMEC'97, (International Conference on Thermomechanical Processing of Steel and other Materials), 7-11 July 1997, Wollongong, Australia, (Ed.) T. Chandra, T. Sakai, TMS, Warrendale PA, USA, 1997, ISBN 0873393775, pp. 2263-2277.*
- [157]X. Zhang, Z. Jiang, X. Liu, G. Wang. Simulation of fluid flow, heat transfer and micro-segregation in twin-roll strip casting of stainless steel. *J. Mater. Sci. & Technol., 22, 3, 2006, pp. 295-300.*
- [158]X.M Zhang, Z.Y Jiang , X.H Liu, G.D Wang. Modelling of the micro-segregation of twin-roll thin strip casting. *J. Mater. Proc. Technol., 162-163, 2005, pp.591-595.*

- [159]k. Mukunthan, F. DeSylva, L. Strezov, J. Hebertson. Evolution of microstructures during the solidification of 304 austenitic stainless steel. *Metall. Italiana*, 94, 7-8, 2002, pp. 39-46.
- [160]D. Raabe. Texture and microstructure evolution during cold rolling of a strip cast and of a hot rolled austenitic stainless steel. *Acta Mater.* 45, 3, 1997, pp.1137-1151.
- [161]D. Raabe. Textures of strip cast and hot rolled ferritic and austenitic stainless steel. *Mater. Sci. Technol.*, 11, 5, 1995, pp. 461-468.
- [162]D. Raabe. Microstructure and crystallographic texture of strip-cast and hot-rolled austenitic stainless steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 26A, 4, 1995, pp. 991-998.
- [163]A. Flick, G. Hohenbichler. Status of direct strip casting of carbon steels with Eurostrip. *Steel Times Int.*, 26, Oct. 2002, pp. 20-22.
- [164]R. Mahapatra, W. Blejde, G. Gillen, P. Campbell, R. Wechsler. The status of twin-roll strip casting Technology-Castrip Process. *Proc. SCANMET II, 2nd Int. Conf. Process Development in Iron and Steelmaking*, vol 1, , 6-9 June 2004, Luleå

Suecia, (Eds.) Mefos, Luleå, Suecia, 2004, ISBN 9163149109, pp. 161-173.

[165]W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase. Development of low carbon thin strip production capability at Project M. *I & SM*, 27, 4, 2000, pp. 29-33.

[166]D. Senk, G.L Thompson, W. Bleck, P. Vicente, R. Kopp, R. Steffen. Properties of strip cast steel products arising from integrated processing. *European Commission Report EUR 19364EN*, 2000, ISBN 92-828-9464-9, pp. 1-132.

[167]I. Ibarondo. Embutición Extraprofunda., *Servicio Editorial Universidad del País Vasco*, Octubre 1985, ISBN 3475850286, pp.1-144.

[168]K. Banerjee, A.D Rollett. Microstructure and crystallization texture of a low carbon strip cast steel. *I & SM*, 30, 6, 2003, pp. 62-68.

[169]ASTM International, *Norma: A 1039/A 1039M-04*, Standard specification for steel, sheet, hot rolled, carbon, commercial and structural, produced by the twin-roll casting process. <http://www.astm.org>

- [170]C.R Killmore, A. Phillips, H. Kaul, J.G Williams, H. Creely, P. Campbell, M. Schueren, W. Blejde. Development of ultrathin cast strip products by the Castrip Process. *Iron & Steel Technol.*, Oct. 2007, pp. 90-105.
- [171]R. Mahapatra, W. Blejde, F. Fisher, P. Campbell, G. Mc.Quillis. The Castrip Process - The current status of commercial low-carbon steel strip casting, 2007. *Castrip, LLC*, 2100 Rexford Road, suite 420, Charlotte, North Carolina 28211, U.S.A. <http://www.castrip.com>
- [172]M. Schueren, P. Campbell, W. Blejde, R. Mahapatra. The Castrip Process. An update on process development at Nucor Steel's first commercial strip casting facility. *Iron & Steel Technol.*, July 2008, pp. 64-70.
- [173]CRU International Ltd., Especial Report, Thin-Gauge Hot-Rolled versus Cold-Rolled - The Future for Thin-Gauge Hot-Rolled Sheet. *CRU International Ltd.* The Independent Authority CRU 31 Mont Pleasant, London WC1X0AD, U.K, Sept. 1998, pp.180. <http://www.crugroup.com>
- 174]I. Ibarrondo, J.M San Juan. Influence of the annealing parameters on core losses in high-silicon (6.4wt%) iron

electrical steels obtained by rapid quenching and by CVD enrichment. *Adv. Eng. Mater.*, 2, 8, 2000, pp. 518-521.

[175]T. Yamaji, M. Abe, Y. Takada, K. Okada, T. Hiratani. Magnetic properties and workability of 6.5% silicon steel sheet manufactured in continuous CVD siliconizing line. *J. Magn. Magn. Mater.*, 133, 1994, pp.187-189.

[176]H. Haiji, K. Okada, T. Hiratani, M. Abe, M. Ninomiya. Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet. *J. Magn. Magn. Mater.*, 160, 1996, pp.109-114.

[177]S. Crottier-Combe, S. Audisio, J. Degauque, J.L. Porteseil, E. Ferrara, M. Pasquale, F. Fiorillo. The magnetic properties of Fe-Si6.5 wt% alloys obtained by a SiCl₄-based CVD process. *J. Magn. Magn. Mater.*, 160, 1996, pp.151-153.

[178]B.V Motilov, N.M Zapuskalov, A.N Savvin. Structure and properties of a rapidly quenched fine-grained Fe-Si alloy. *Met. Sci. Heat Treat.*, 34, 9/10, 1993, pp. 555-558.

[179]N.M. Zapuskalov. Structure formation of rapidly solidified Fe - Si steel strip in twin roll casting. *Int. J. Cast. Met. Res.*, 9, 3, 1996, pp. 153-156.

- [180]J.Y Park, K.H Oh, H.Y Ra. Microstructure and crystallographic texture of strip-cast 4.3wt%Si steel sheet. *Scr. Mater.*, 40, 8, 1999, pp. 881-885.
- [181]J.Y Park, K.H Oh, H.Y Ra. The effects of superheating on texture and microstructure of Fe-4.5wt%Si steel strip by twin-roll strip casting. *ISIJ International*, 41, 1, 2001, pp. 70-75.
- [182]I. Ibarondo, S. Suriñach, J. González. Influence of manufacturing process parameters on magnetic characteristics of high-FeSi crystalline rapidly quenched ribbons. *Proc. Soft Magn. Mater. Conf. (S.M.M.10)*, 11-13 Sept. 1991, Dresden, Germany. (Pub.) *J. Magn. Magn. Mater.*, 112, 1992, pp. 232-234.
- [183]I. Ibarondo, J.M San Juan, J. González. Study of the incidence of the last annealing on the magnetic characteristics of high silicon (6.0-6.5%) crystalline ribbons directly obtained from the melted state by rapid quenching. *Proc. European Magn. Mater. and Appl. Conf. (E.M.M.A. 91)*, 16-19 April 1991, Dresden, Germany. *J. Magn. Magn. Mater.*, 101, 1991, pp.83-85.

- [184]I. Ibarrondo, J. Degauque. Metallurgical processing of high silicon (6.4%) non-oriented magnetic steel sheets directly obtained from the melted state by rapid quenching . *Proc. of 40th Mech. Working and Steel Proc. Conf. of I&SS*, vol. XXXVI, 25-28 Oct. 1998, Pittsburgh PA, USA, (Pub.) D.L. Kanagy , I&SS, Warrendale PA, USA, ISBN 1886362289, pp. 499- 504.
- [185]I. Ibarrondo, J. Degauque. Study of vacuum levels in the annealing of high silicon (6.4 wt%) non - oriented magnetic steel sheets obtained by rapid quenching and its incidence on grain size, texture and core losses. *Proc. 14th Int. Vacuum Congress (I.V.C.-14)*, 31/August - 04/Sept., 1998, Birmingham, U.K, (Pub.) Vacuum, 53, 1-2, May 1999, pp. 75-78.
- [186]I. Ibarrondo, J.M San Juan. Incidence of the annealing parameters on core losses in high silicon (6.4%) - iron electrical steels obtained as much by rapid quenching as by enrichment in silicon by means of C.V.D. techniques. *Proc. of European Cong. on Adv. Mater. and Processes (Euromat 99)*, vol 7, 27 - 30 Sept. 1999, Munich, Germany, (Eds.) P. Neumann, D. Allen, E. Teuckhoff, Wiley-VCH, Weinheim, Germany, ISBN 352730195X, pp.182-186. And (Pub.). *Adv. Eng. Mater.*, 2, 8, 2000, pp. 518-521

- [187]I. Ibarondo, J. Degauque. Metallurgical processing of high silicon (6.4% wt) non-oriented magnetic steel sheets directly from the melted state by rapid quenching. A study of the continuous annealing step and its incidence on texture, grain size and core losses. *Proc. of Thermomechanical Proc. of Steels Conf., vol 2, IOM (institute of Materials), 24-26 May 2000, London, U.K, (Eds.) IOM Communications, The Chameleon Press Ltd., London, U.K, ISBN I86125122X, pp.557-562.*
- [188]S. Fortunati, F. Folliero, S. Cicalé. Electrical steel strip properties as affected by high solidification rate of strip casting process. *Report European Commission EUR 19981 EN, 2001, ISBN 9289415797, pp. 1-76.*
- [189]K. Günther, G. Abbruzzese, S. Fortunati, G. Ligi. Recent technology developments in the production of grain-oriented electrical steel. *Steel Res. Int., 76, 6, 2005, pp. 413-421.*
- [190]J.Y Park, J.T Choi, T. Kang, K.H Oh, J.A Szpuna. Microstructure and texture analysis in twin-roll strip cast Fe-36wt%Ni alloy. *Mater. Sci. Forum, 408-412, 2002, pp. 827-832.*

- [191]H. Di, X. Zhang, G. Wang, X. Liu. Microstructure and eutectic carbide morphology of the high speed steel strip produced by twin roll strip casting process. *J. Mater. Sci. Technol.*, 19, 5, 2003, pp. 472-474.
- [192]H. Di, X. Zhang, G. Wang, X. Liu. Spheroidizing kinetics of eutectic carbide in the twin roll-casting of M2 high-speed steel. *J. Mater. Proc. Technol.*, 166, 3, 20 August 2005, pp. 359-363.
- [193]B. Lindorfer, K. Schwaha, J. Spiess, G. Houze. Economics of strip casting on future steel production, *Steel Times*, July 1993, pp. 304-305.
- [194]E. Worrell, L. Price, C. Galitsky. Emerging Energy-Efficient Technologies in Industry: Case Studies of Selected Technologies, Report LBNL-54828, May 2004. Energy Analysis Department, Environmental Energy Technologies Division. E.O. Lawrence Berkeley National Laboratory, University of California, Berkeley CA, USA, pp. 4-9.
- [195]J. Vaugh, D. Varcoe. Commercialisation of strip casting. *SEAI SI Qtrly*, 30, 1, 2001, pp. 46-56.

- [196]Institut Wallon de développement économique et social et d'aménagement du territoire asbl. Greenhouse gas emissions reduction and material flows. Housing system analysis part II :Processes description. *Report EAL030701, January 2001. For the Prime Minister's Office, Federal Office for Scientific, Technical and Cultural Affairs, Belgium*, pp. 1-106, pp.19.
- [197]G. Hohenbichler, H. Legrand, U. Albrecht-Früh. Status, results and impact to environment of the Eurostrip – Thin Strip Casting Technology. *SEAI SI Qtrly*, 31, 3, 2002, pp. 27-38.
- [198]G. Hohenbichler, G. Windner, J. Schnalzger. An update on the Eurostrip – Twin Roll Strip Casting Technology of carbon steels and its environmental effects. *SEAI SI Qtrly*, 32, 3, 2003, pp. 23-32.
- [199] IFARE-DFIV, E.U.-Project: Assessment on the air emissions impact of emerging technologies. Fact sheet – ferrous metals processing. Strip casting, 2004, pp. 6-9.(IFARE-DFIV) *Institut Franco-Allemand de Recherche sur l'environnement*. Hertzstr. 16, D-76187 Karlsruhe, Germany.
<http://www-dfiu.wiwi.uni-karlsruhe.de>.

- [200]Steel - Industry of the Future. Office of Industrial Technologies. *Office of Energy Efficiency and Renewable Energy. Report DOE/GO-102001-1159, Feb. 2001, U.S. Department of Energy, Washington D.C, USA, pp. 1-8.*
- [201]L. Ernenputsch. Proc. Klimazwei - Research for climate protection and protection from climate impacts: Reduction of process steps and CO₂-emissions for the production of steel strip by industrializing the Strip Casting Technology. (Eds.) Dr. Annette Münzenberg, by PT DLR *Enviromental Research and Technologie Project Management Agency for the Federal Ministry of Education and Research, Berlin, Germany, 2007, pp.1-88, pp.10-12.*
- [202]*International Iron and Steel Institute (IISI). Climate change and steel, Meeting the challenge, 2007, pp.1-7*
- [203]K. Tanaka. Future trends in the technological evolution of the Japanese Steel Industry. *I & SM, 15, 12, 1988, pp. 11-15.*
- [204]J.A Hansen. Mesabi Nugget - The new age of iron. *Iron & Steel Technol., 2, 3, 2005, pp. 149 - 153.*

- [205] R.M Klawonn, G.E Hoffman. Optimun utilization of hot DRI: An innovative approach to integration with steelmaking processes. *Iron & Steel Technol.*, 3, 3, 2006, pp. 177-186.