

EMBUTICION EXTRAPROFUNDA

I. IBARRONDO Mz.-ITURRALDE



EMBUTICION EXTRAPROFUNDA

EMBUTICION EXTRAPROFUNDA

IGNACIO IBARRONDO MARTINEZ-ITURRALDE

Dr. Ingeniero Industrial, Profesor de Física Aplicada
en la Escuela Universitaria de Ingeniería Técnica Industrial
de San Sebastián. Universidad del País Vasco

SERVICIO EDITORIAL
UNIVERSIDAD DEL PAIS VASCO



ARGITARAPEN ZERBITZUA
EUSKAL HERRIKO UNIBERTSITATEA

NOTA

El propósito del presente trabajo es ofrecer un esquema de base, tanto a los estudiantes de Ingeniería como a los profesionales interesados en la operación de conformado mediante embutición extraprofunda.

A este efecto he dividido el presente trabajo en dos partes. En la primera de ellas, se estudian los fundamentos físico-metalúrgicos que sustentan teóricamente la operación de conformado por embutición. En la segunda, donde se incluyen algunas publicaciones y trabajos del autor, se pasa revista a los procesos siderúrgicos de obtención de los distintos tipos de aceros empleados en la mencionada operación.

El Autor

© Servicio Editorial
Universidad del País Vasco
Argitarapen Zerbitzua
Euskal Herriko Unibertsitatea

ISBN: 84-7585-028-6
Dep. Leg.: BI-1581/85

Fotocomposición: Ipar, S.C.L.
Particular de Zurbaran, 2-4 - 48007 Bilbao

Imprime: Editorial Ellacuría, S.A.L.
Ribera de Erandio, 19
Erandio-Vizcaya

Sr.D. Victor Sanchez-Girón Nuñez
Redactor Jefe de la Revista de
Metalurgia "CENIM"

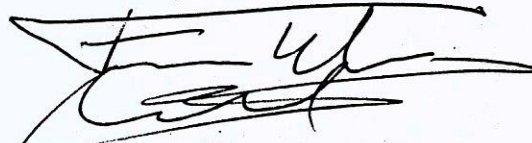
Te devuelvo el trabajo de I. Ibarrondo "Embutición extraprofunda" que me enviaste para que diese mi opinión.

Y he de decirte que me ha parecido francamente bueno, pues se trata de una monografía sucinta, pero muy completa de los fundamentos básicos de la conformación por embutición y, como consecuencia, de los ensayos de embutición y de los materiales para embutir, en la que se ha tenido el acierto de incluir las bases siderúrgicas de los procesos de fabricación de las distintas clases de chapas de acero laminadas en frío para embutición, exponiendo con rigor y claridad los fundamentos a que se recurre para obtener las características favorables a la transformación posterior por embutición.

No conozco ninguna monografía semejante en la bibliografía internacional del tema y sería una pena que el autor no encontrase el apoyo necesario para publicarla por parte de alguno de los múltiples organismos y fundaciones que se dice que fomentan la investigación y el desarrollo científico y tecnológico. Un libro de esta clase sería de gran utilidad para la enseñanza de especialistas y para consulta de muchos ingenieros y técnicos que fabrican chapa o la embuten, ya que los conocimientos sobre este tema se encuentran muy dispersos y en revistas poco accesibles por muy especializadas. Y no debe olvidarse que la embutición de la chapa de acero es fundamental, por no citar más que dos o tres, para las industrias del automóvil, de los electrodomésticos y de los envases.

Creo que el autor, además, recoge todas las referencias bibliográficas fundamentales y, quizás, le falta únicamente ocuparse de los materiales de más reciente desarrollo, como las chapas para embutir de alto límite elástico, es decir las de, p.ej., aceros microaleados y aceros de doble fase.

Madrid, 16 de Abril de 1984



Fdo. Francisco Muñoz del Corral
Jefe de la U.E.I. Metalurgia Física
Ex-secretario español del International
Deep Drawing Group.

NOTA: Quizás fuera más conveniente que el título, en caso de publicación, fuese simplemente "Embutición profunda", manteniéndose los subtítulos del autor.

INDICE

Parte I

Estudio físico-metalúrgico de la embutición extraprofunda

	Págs.
1. INTRODUCCION	17
2. ASPECTOS FISICO-METALURGICOS DEL PROCESO DE EMBUTICION.....	18
2.1. Introducción al proceso de embutición	18
2.2. Estudio de la relación textura-embutibilidad en este tipo de materiales. Índice de anisotropía plástica o de Lankford.....	23
2.3. Módulo de acritud o índice n	27
3. ENSAYOS DE LABORATORIO Y CONTROL DE CALIDAD SOBRE LA CHAPA DE EMBUTICION	28
3.1. Introducción	28
3.2. Ensayos mecánicos representativos o fundamentales	30
— Índice de anisotropía plástica o de Lankford.....	30
— Módulo de acritud o índice n.....	32
3.3. Ensayos simulativos	33
— Ensayo Erichsen	34
— Ensayo SWIFT-IDDRG.....	36
— Ensayo Fukui	36
3.4. Consideraciones finales sobre ambos tipos de ensayos y correlación entre los mismos	38
4. CURVAS LIMITES DE EMBUTICION (FORMING LIMIT CURVES F.L.C.).....	39
4.1. Introducción al concepto de curva límite de embutición ..	39
4.2. Métodos de ensayo para la determinación de las curvas límites de embutición	42
4.3. Influencia de los parámetros de ensayo en la determinación de las curvas límites de embutición	42
4.4. Aplicación industrial de las curvas límites de embutición ..	43
5. ESTUDIO DE LAS RELACIONES TENSION-DEFORMACION EN EL PROCESO DE CONFORMADO POR EMBUTICION.....	46

Parte II

Procesos siderurgicos de obtención de materiales con destino a embutición extraprofunda

	Págs.
—INTRODUCCION	55
A. ACEROS CALMADOS Y ESTABILIZADOS AL ALUMINIO	57
1. PROCESO DE RECRISTALIZACION. TEXTURAS.....	57
1.1. Introducción	59
1.2. Cinética del proceso de recristalización en relación al proceso de precipitación de los nitruros de aluminio	63
1.3. Influencia de la composición química	65
1.4. Estudio del proceso de recocido industrial empleado en la obtención de estos aceros	65
2. PROCESO DE LAMINACION EN CALIENTE. TEMPERATURAS DE BOBINADO	74
3. PROCESO DE LAMINACION EN FRIO	78
B. ACEROS CALMADOS AL NIOBIO	81
1. INTRODUCCION	81
2. PROCESOS SIDERURGICOS EMPLEADOS EN LA OBTENCION DE ESTOS ACEROS	82
2.1. Proceso de laminación en caliente	82
2.2. Proceso de laminación en frío	84
2.3. Proceso de recristalización. Texturas	84
3. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION QUIMICA EN EL INDICE DE ANISOTROPIA NORMAL E ISOTROPIA PLANA	86
C. ACEROS EFERVESCENTES ESPECIALES CON DESTINO A EMBUTICION EXTRAPROFUNDA	89
1. INTRODUCCION	89
2. PRACTICA SIDERURGICA DE OBTENCION DE ESTOS ACEROS.....	89
2.1. Composición química de colada en acería	89
2.2. Laminación en caliente y frío. Recocidos de recristalización de estos aceros.....	91
3. RESULTADOS OBTENIDOS.....	91
D. ACEROS ESTABILIZADOS-DECARBURADOS PARA EMBUTICIONES EXTRAPROFUNDAS	93
1. INTRODUCCION	93

2. FUNDAMENTOS TEORICOS DE LA MODIFICACION DEL PROCESO SIDERURGICO	95
3. DESCRIPCION DE LA INSTALACION DE RECOCIDO DECARBURANTE EN BOBINA ABIERTA.....	100
4. EXPERIENCIAS REALIZADAS PARA LA OBTENCION DE NUEVAS CALIDADES MEDIANTE LA MODIFICACION DEL PROCESO SIDERURGICO	101
5. RESULTADOS Y CONCLUSIONES	102
E. ACEROS DENITRURADOS PARA EMBUTICIONES PROFUNDAS	109
1. INTRODUCCION	109
2. DESCRIPCION DE LA INSTALACION INDUSTRIAL EMPLEADA PARA LA OBTENCION DE ESTOS ACEROS.....	110
3. FUNDAMENTOS TEORICOS DEL PROCESO DE DENITRURACION.....	111
3.1. Estudio de la difusión en fase sólida del nitrógeno en el acero. (Etapa I).....	113
3.2. Estudio de los fenómenos de transferencia por difusión en fase gaseosa. (Etapas II y IV)	115
3.3. Estudio de la cinética de la reacción superficial como etapa controlante del proceso de denitruración. (Etapas IV y V) ..	115
4. CONCLUSIONES TEORICAS Y SU APLICACION AL PROCESO INDUSTRIAL	118
5. CARACTERISTICAS DE LOS PRODUCTOS OBTENIDOS MEDIANTE LA APLICACION DE ESTE PROCEDIMIENTO.....	119
F. ACEROS PROCESADOS EN HORNOS CONTINUOS CON DESTINO A EMBUTICION EXTRAPROFUNDA ...	123
1. INTRODUCCION	123
2. FUNDAMENTOS METALURGICOS DEL PROCESO.....	124
2.1. Estudio del efecto barrido	125
2.2. Estudio de la interrelación carbono ductilidad. Etapa de maduración	126
3. PROCESO SIDERURGICO E INSTALACIONES EMPLEADAS PARA LA FABRICACION DE ESTOS ACEROS.....	127
3.1. Materia prima.....	127
3.2. Procesos siderúrgicos de laminación en caliente y en frío ..	129
3.3. Procesos de recocido en continuo	130
4. RESULTADOS OBTENIDOS Y COMPARACION CON LOS RECOCIDOS TRADICIONALES EN BOBINA CERRADA	132
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	137

EMBUTICION EXTRAPROFUNDA

- ESTUDIO FISICO-METALURGICO
- PROCESO SIDERURGICO DE OBTENCION
DE MATERIALES CON DESTINO A DICHA
OPERACION

Parte I

**ESTUDIO FISICO-METALURGICO
DE LA
EMBUTICION EXTRAPROFUNDA**

1. INTRODUCCION

El proceso de conformado de los metales constituye en la actualidad uno de los más importantes procesos productivos, habiéndose predicho por el C.I.R.P. Group (1), que en la década de los ochenta, las operaciones de conformación de metales serán cuantitativamente tan importantes como las de corte. Dentro de estas operaciones, la de conformado por embutición, ha adquirido un lugar muy destacado en la industria moderna, tanto por su volumen de producción como por el grado de perfeccionamiento alcanzado.

La chapa de acero suave al carbono es con mucho el material más empleado para embutir, transformándose en frío aproximadamente la cuarta parte de la producción mundial de acero y siendo sus principales consumidores:

— Industria de automoción	50 %
— Industria transformadora	20 %
— Industria eléctrica	15 %

La importancia de este sector, hace que sea cada vez mayor el interés demostrado por consumidores y fabricantes, en estudiar y optimizar los distintos factores que inciden en el éxito o fracaso de las operaciones de conformación por embutición. Habiéndose visto obligados estos últimos, dadas las crecientes exigencias tecnológicas del mercado, a obtener calidades superiores a las que se venían empleando habitualmente hasta fechas recientes en el mismo.

El moderno proceso de conformado por embutición en frío, es una operación compleja, condicionada fundamentalmente por dos factores:

— Tipo de material empleado en el proceso de embutición; función de la composición química de dicho material, así como de las variables termomecánicas del proceso siderúrgico empleado en su obtención. Lo cual dará como resultado unas determinadas propiedades mecánicas y textura en el material, característica esta

última decisiva en el proceso de embutición como posteriormente veremos.

— Variables operatorias del proceso de embutición; dependientes de las condiciones mecánicas en las cuales se desarrolla el proceso de conformación en frío del material, debiendo destacarse como más señaladas:

- Diseño de la matriz y del punzón, especialmente en lo que a radios de acuerdo se refiere.
- Cargas de conformación.
- Presión en el prensachapas.
- Velocidad de penetración.
- Condiciones de lubricación del punzón y de la matriz.
- Desarrollo plano elegido en el material de partida.

En el desarrollo del presente trabajo, me centraré fundamentalmente en el primero de dichos factores, cual es, el tipo de material empleado en el proceso de conformación en frío por embutición, dividiéndolo al objeto de una mejor comprensión en dos partes:

a) Estudio de la operación de conformación plástica por embutición, mereciendo especial atención la correlación existente entre la textura del material y la embutibilidad del mismo. Así como los ensayos y parámetros más adecuados para medirla.

b) Estudio de los diversos tipos de aceros, así como las prácticas siderúrgicas empleadas en la fabricación de los mismos. Tratando de obtener los parámetros más adecuados en orden a la optimización del proceso de embutición, de acuerdo a lo señalado en el apartado anterior.

2. ASPECTOS FISICO-METALURGICOS DEL PROCESO DE EMBUTICION

2.1. Introducción al proceso de embutición

El proceso de embutición (2,3) es una operación de conformación plástica, consistente en la obtención a partir de chapas metálicas, de superficies geométricamente no desarrollables, de diversas piezas muy empleadas en todos los campos de la industria.

Para la realización de este proceso, mediante prensas mecánicas e hidráulicas, se requieren los siguientes elementos:

- El punzón, útil que transmite a la chapa la fuerza necesaria para la deformación.
- La matriz, que juntamente con el punzón confiere a la chapa la forma necesaria.

- El prensachapas, que ejerce una presión sobre la chapa contra la matriz, evita la presencia de ondulaciones en la chapa y controla la fluencia del material entre el punzón y la matriz.

Mediante la acción de estos elementos, es posible afirmar que el proceso de embutición profunda en su expresión más simple, consiste en la producción u obtención de una copa o un vaso cilíndrico de diámetro d , partiendo de un disco plano de diámetro D (fig. 1). Siendo el proceso de conformado mecánico la acción del punzón (diámetro d) sobre la matriz (diámetro $d' > d$), evitándose el pandeo del disco mediante la acción del prensachapas.

En el transcurso de este proceso de conformado mecánico, se producen en el material una serie continua de estados de tensiones y deformaciones. Pudiendo describirse esta serie continua de estados de tensiones y deformaciones, mediante una serie continua de campos tensoriales, constituyendo este campo tensorial variable con el tiempo el proceso mecánico de embutición profunda.

Para un estado intermedio determinado, como puede verse en la figura 2 y a efectos cualitativos, dicho campo tensorial puede simplificarse, por razones geométricas, de simetría y conservación de volumen, pudiendo descomponerse en una serie de estados elementales.

Diferenciaremos por lo tanto tres zonas, correspondientes a los tres estados elementales de tensiones:

- a) Zona de ala.
- b) Zona de pared.
- c) Zona del fondo de la copa.

a) Zona del ala

Correspondiente a la zona del disco original que no ha entrado entre el punzón y la matriz.

Sabido es, que en el proceso de conformación por embutición, la presión ejercida por el punzón sobre el fondo de la copa se traduce en un esfuerzo de tracción sobre la pared de la misma. Transmitiéndose dicho esfuerzo de tracción a la zona del ala, la cual está sometida por ello a una tracción radial.

Simultáneamente, a medida que la chapa va introduciéndose en la matriz, disminuye la longitud de la circunferencia del ala, lo cual provoca una compresión circunferencial. Esta compresión circunferencial puede dar lugar al pandeo de la chapa, para evitar esto se recurre al prensachapas, cuya presión de apriete da lugar a una compresión en la dirección del espesor.

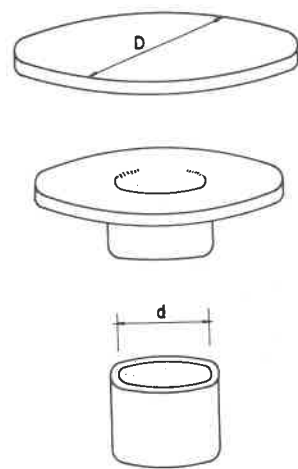


Fig. 1. Proceso de conformado por embutición.

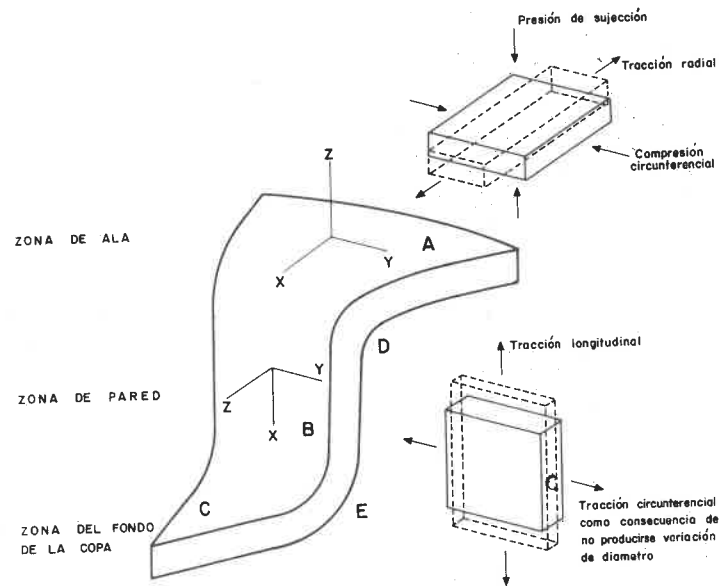


Fig. 2. Esquema de los estados de tensiones correspondientes al proceso de conformado por embutición.

Por ello, el estado completo de tensiones en la zona de ala (fig. 2), viene dado por:

- Tracción radial.
- Compresión circunferencial.
- Compresión en la dirección del espesor.

A efectos prácticos, consideraremos únicamente las dos primeras, ya que la compresión en el sentido del espesor es pequeña comparada con las otras dos, debido a que el prensachapas tiene como única misión guiar el flujo del material al interior de la matriz.

El estado de tensiones aquí descrito, se conoce como «embutición pura», correspondiendo a un tensor de tensiones unitarias:

$$\begin{vmatrix} \sigma_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & -\sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix}$$

En el caso de tratarse de una embutición pura equilibrada, $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ y si suponemos además que la chapa es isótropa, este estado de tensiones da lugar a un estado plano de deformaciones, descrito por el tensor de deformaciones unitarias:

$$\begin{vmatrix} d\epsilon_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & -d\epsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix}$$

b) Zona de Pared

Correspondiente a la zona que se encuentra entre el punzón y la matriz.

Ya hemos señalado, que la presión ejercida por el punzón sobre el fondo de la copa, se traduce en un esfuerzo de tracción sobre la pared de la misma. Debiendo producirse como consecuencia de ello, un alargamiento en la dirección de la generatriz de la pared y una contracción en sentido circunferencial.

Ahora bien, en nuestro caso, el conjunto punzón matriz impide toda deformación en el sentido circunferencial $d\epsilon_{yy} = 0$. Permaneciendo el diámetro de la copa en todo instante constante y apareciendo, como consecuencia de ello, una tensión circunferen-

cial cuya misión es impedir la contracción en el sentido circunferencial.

Finalmente, sólo en el caso de que el juego entre el punzón y la matriz sea inferior al espesor de la chapa, se producirán esfuerzos de compresión en la dirección del espesor.

Por ello, el estado completo de tensiones en la zona de pared (fig. 2) viene dado por:

- Tracción longitudinal.
- Tracción circunferencial.
- Compresión en la dirección del espesor, sólo en los casos que incluyan el supuesto mencionado anteriormente.

A este estado de tensiones aquí descrito, se le conoce como «tracción biaxial pura», correspondiendo a un tensor de tensiones unitarias:

$$\begin{vmatrix} \sigma_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix}$$

En lo que al estado de deformaciones se refiere, el tensor de deformaciones unitarias que lo representa, teniendo en consideración la condición de compatibilidad geométrica en el sentido circunferencial, $d\epsilon_{yy} = 0$, es:

$$\begin{vmatrix} d\epsilon_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -d\epsilon_{zz} \end{vmatrix}$$

c) Zona del fondo de la copa

En el fondo de la copa, supuesta una ausencia de fricción entre el punzón y el material y dada la simetría rotacional existente, tendremos que: $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$. Dando como resultado una tracción biaxial pura y equilibrada.

Ya hemos visto los estados de tensiones elementales, correspondientes al ala, pared y fondo de la copa, en el caso de una embutición muy simple. Sin embargo, en los procesos industriales de conformado por embutición se producen una serie de estados intermedios, donde la combinación de los diversos estados de ten-

siones hace que el proceso en su conjunto sea de una gran complejidad.

2.2. Estudio de la relación textura embutibilidad en este tipo de materiales. Índice de anisotropía plástica o de Lankford

De conformidad a esto, vemos que el proceso real de conformado por embutición, consiste en la superposición de los procesos de tracción biaxial y embutición pura, mediante la adición simultánea de las deformaciones correspondientes.

En estas condiciones, la aptitud a la embutibilidad de un determinado material dependerá fundamentalmente de dos condiciones:

- La primera de ellas, es su capacidad para fluir en la zona del ala, esto es necesario al objeto de evitar el excesivo adelgazamiento en la pared de la copa, lo cual nos llevaría a la rotura del material.
- La segunda, consiste en una elevada resistencia al adelgazamiento en la zona de la pared de la copa.

Si además tenemos en consideración, que los tensores de deformación unitaria tanto en la zona del ala como en la zona de la pared, son respectivamente:

$$\begin{aligned} \text{— Zona del ala:} & \begin{vmatrix} d\epsilon_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & -d\epsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \\ \text{— Zona de pared:} & \begin{vmatrix} d\epsilon_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -d\epsilon_{zz} \end{vmatrix} \end{aligned}$$

Podrá afirmarse, que la primera de las condiciones mencionadas anteriormente, máxima capacidad de fluencia en la zona del ala, se corresponderá con un valor máximo para $d\epsilon_{yy}$. Correspondiendo la segunda, máxima resistencia al adelgazamiento, a un mínimo para $d\epsilon_{zz}$.

Estos parámetros, que representan la capacidad de conformación por embutición de un determinado material, se cuantifican

a efectos comparativos y de ensayo mediante el denominado índice de Lankford (4) (fig. 3).

$$r = \frac{d\epsilon_{yy}}{d\epsilon_{zz}}$$

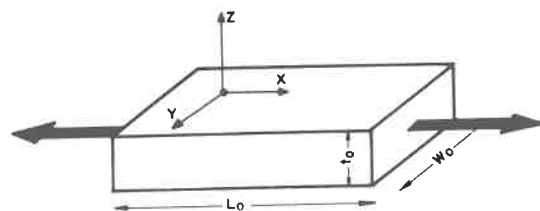


Fig. 3. Índice de Lankford: $\frac{d\epsilon_{yy}}{d\epsilon_{zz}}$

De lo anteriormente expuesto y de forma inmediata deducimos que la embutibilidad de un determinado material no viene condicionada por sus características mecánicas: ductilidad, dureza, etc., sino que la capacidad de embutición de un material vendrá dada por su capacidad de deformación en el plano de la chapa, en relación a la capacidad de deformación según la dirección normal a dicho plano. Siendo por lo tanto deseable una anisotropía plástica en la dirección de espesor con relación al plano de la chapa.

Por otra parte y al objeto de evitar el fenómeno de aparición de orejas en el proceso de conformado por embutición, será necesario una alta isotropía plana, es decir el valor de $d\epsilon_{yy}$ ha de ser el mismo en cualquiera de las direcciones del plano de la chapa.

Por todo ello, las condiciones idóneas para la optimización del proceso de conformado por embutición son:

- Alta anisotropía normal, equivalente a una buena embutibilidad.
- Alta isotropía plana, equivalente a la no aparición de orejas durante el proceso de embutición.

Ahora bien, la clave de la anisotropía plástica de los metales, cuyo papel es decisivo en el proceso de embutición, reside en las diversas posibilidades de deformación plástica del cristal. Estas posibilidades de deformación son limitadas y reflejo de la ordena-

ción atómica que constituye el entramado cristalino del metal (textura). Todo lo cual es a su vez consecuencia directa de la composición química e historia termomecánica previa del material, resultado a su vez del proceso siderúrgico de obtención de dicho material.

Se trata por lo tanto de correlacionar previamente la textura del material con la embutibilidad del mismo, para pasar posteriormente a estudiar los distintos tipos de aceros, así como las prácticas siderúrgicas de obtención de los mismos, en orden a la obtención de la textura óptima para el proceso de embutición (fig. 4).

El análisis para el caso de un monocristal resulta relativamente sencillo, máxime considerando que en nuestro proceso de embutición extraprofunda mediante deformación en frío de metales con sistema de cristalización B.C.C., el único mecanismo a considerar para la deformación plástica será el de deslizamiento de unos planos con respecto a otros, pero no de planos orientados en direcciones cualesquiera, sino de planos densos y direcciones compactas.

Consideraremos ahora este monocristal (fig. 5a), orientado de tal forma que posea un plano de deslizamiento paralelo a la dirección [z] y formando un ángulo de 45° con la dirección [x], siendo la dirección de deslizamiento normal a la dirección [z]. Si el ensayo de tracción se realiza según la dirección [x], el adelgazamiento en la dirección [z] será teóricamente nulo, tomando en estas condiciones el índice de embutibilidad r un valor infinito.

$$r = \frac{d\epsilon_{yy}}{d\epsilon_{zz}} = \frac{d\epsilon_{yy}}{d\epsilon_{zz} \rightarrow 0} \rightarrow \text{Infinito.}$$

Por el contrario, si el cristal se encuentra orientado según se indica en la figura 5b, efectuándose así mismo el ensayo de tracción según la dirección [x], el estrechamiento en la dirección [y] será teóricamente nulo, tomando en estas condiciones el índice de embutibilidad r un valor nulo.

$$r = \frac{d\epsilon_{yy}}{d\epsilon_{zz}} = \frac{d\epsilon_{yy} \rightarrow 0}{d\epsilon_{zz}} \rightarrow \text{Cero.}$$

Siendo lógicamente la textura ideal para embutir, en el caso de un monocristal, aquella que más se aproxime al primero de ambos casos.

El análisis para el caso real de un agregado policristalino se complica considerablemente, ya que en este caso ni la hipótesis

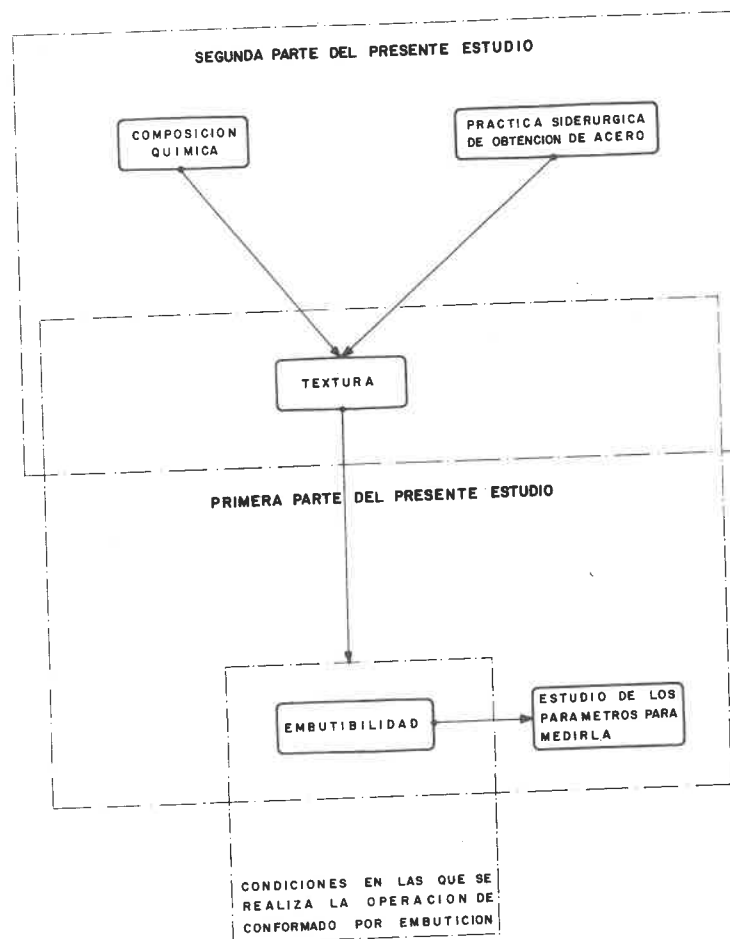


Fig. 4. Esquema de los diversos factores que inciden en el proceso de conformado por embutición.

de Sachs (5), referente al estado homogéneo de tensiones, donde la tensión que soporta cada grano es igual al estado macroscópico de tensiones que actúa sobre la probeta, ni la hipótesis de Taylor (6), referente al estado homogéneo de deformaciones, donde el estado de deformaciones que soporta cada grano es igual al estado macroscópico de deformaciones actuando sobre la probeta policristalina, aún cuando en este último se introduzca el criterio de la compatibilidad geométrica, señalando que la deformación de cada grano ha de ser compatible con la deformación de los demás granos, explican por sí solas el estado real de deformaciones que se producen en el agregado policristalino, aún cuando si dan una visión cualitativa del problema.

Sin embargo, en nuestro caso, chapas de acero dulce al carbono que cristalizan en el sistema B.C.C., el problema puede simplificarse, ya que aunque los sistemas de deslizamiento pueden ser varios, tienen todos en común la dirección $\langle 111 \rangle$. Siendo por lo tanto lo más adecuado en orden a aumentar la conformabilidad del material, disponer del mayor número posible de direcciones $\langle 111 \rangle$ normales al plano de la chapa, lo cual se consigue mediante texturas del tipo $\{111\} \langle uvw \rangle$. En estas condiciones, se obtiene la máxima resistencia posible al adelgazamiento en la dirección normal a la chapa, aumentando como consecuencia de ello el índice r .

2.3. Módulo de acritud o índice n

Hasta el momento presente, nos hemos referido exclusivamente a materiales perfectamente plásticos, lo cual no se corresponde con la realidad, ya que conforme el material se deforma se va produciendo una acritud o endurecimiento por deformación, dando como resultado que por el hecho de haberse deformado el metal, éste es capaz de soportar una carga mayor sin producirse rotura.

En el caso de los materiales isótropos, la medida de esta acritud o endurecimiento por deformación viene dada por el coeficiente n correspondiente a la curva tensión deformación.

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n$$

Donde el coeficiente K da una idea del orden de magnitud del esfuerzo necesario para deformar el material, mientras que el coeficiente n , está relacionado con el endurecimiento por deformación y refleja la capacidad del material para distribuir uniformemente la deformación que se le impone.

Keleer y Backofen (7), han demostrado la escasa influencia que el coeficiente n tiene en el proceso de embutición pura (zona

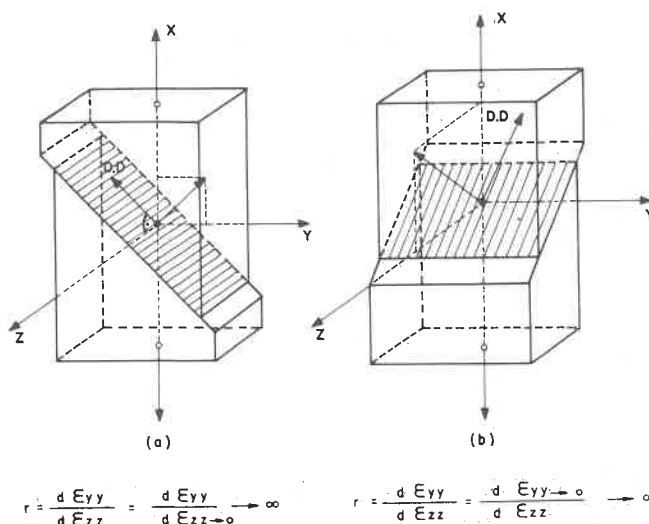


Fig. 5. Mecanismos de deformación en monocristales.

del ala), desempeñando sin embargo un importante papel en los procesos de tracción biaxial (pared de la copa). En efecto, al aumentar el coeficiente de endurecimiento por acritud n tiene lugar un mejor reparto de las deformaciones sobre el conjunto de la copa, siendo las zonas más deformadas y con mayor riesgo de estricción las que mayor tensión requieren para que la deformación continúe. Siendo difícil la cuantificación de la importancia del índice n , en las prácticas de embutición complejas donde coexisten ambos procesos.

3. ENSAYOS DE LABORATORIO Y CONTROL DE CALIDAD SOBRE LA CHAPA DE EMBUTICION

3.1. Introducción

El problema de predecir en el laboratorio el comportamiento de un determinado material es de gran importancia, habida cuenta del elevado tonelaje de materiales que se destinan al proceso de conformado por embutición extraprofunda. Es evidente, por lo tanto, la importancia económica de la buena selección del material de partida y la influencia de ésta en el posterior comportamiento del material en el transcurso del proceso industrial.

Ya habíamos señalado, que el proceso de conformado por embutición extraprofunda estaba condicionado fundamentalmente por:

- Factores o características intrínsecas del material, dependiente únicamente de la composición química del acero y del proceso siderúrgico de obtención del mismo.
- Factores externos, dependientes de las condiciones mecánicas en las cuales se desarrolla el proceso de conformación en frío del material: diseño de la matriz, carga, velocidad de penetración, etc.

De aquí que la proposición de ensayos a realizar haya sido numerosa, pudiendo clasificarse dichos ensayos de conformidad a lo expuesto en dos grandes grupos:

- Ensayos simulativos: son aquellos que tratan de reproducir en el laboratorio las condiciones que posteriormente se producirán en el proceso de conformado por embutición del material. Atienden por ello tanto a las características intrínsecas como a las condiciones y factores externos.
- Ensayos mecánicos representativos o fundamentales: son aquellos que miden las características mecánicas determinantes en el proceso de embutición. Atienden de forma exclusiva a las características intrínsecas del material.

Por lo que respecta a los primeros, ensayos simulativos, la principal dificultad que se nos presenta es «simular en condiciones satisfactorias» el proceso real de conformación del material. Ya que, debido al gran número de parámetros que intervienen en el proceso de embutición, referentes tanto a la materia prima como al proceso en sí mismo, hacen que sea verdaderamente difícil el simular un ensayo en condiciones de garantía suficientes para obtener una alta reproducibilidad a nivel industrial.

Por otra parte, se hace evidente que la embutibilidad intrínseca del material es difícilmente cuantificable mediante los ensayos simulativos, ya que estos por su propia naturaleza son muy sensibles a los factores externos que conforman este tipo de ensayos, predominando además en cada uno de ellos un determinado estado de tensiones.

En lo que a los segundos se refiere, ensayos mecánicos representativos, se trata de realizar un ensayo mecánico de laboratorio (índice de Lankford, límite elástico, alargamiento...), mediante el cual y a través de la medida de un parámetro fundamental del material, nos permita conocer la capacidad intrínseca de embutición del mismo. Este tipo de ensayos, no hace para nada referencia a

las condiciones externas en las cuales se va a producir la conformación del material.

Consideraremos seguidamente ambos tipos de ensayos:

3.2. Ensayos mecánicos representativos o fundamentales

Con respecto a este tipo de ensayos, cabe señalar que los parámetros tradicionalmente empleados tales como: carga de rotura, límite elástico y alargamiento a rotura, no son adecuados para la determinación de la capacidad intrínseca de embutición del material.

Algo más representativo puede considerarse la relación E/R, que señala de forma genérica la aptitud de un material para soportar una determinada deformación plástica previamente a su rotura. Indicándose cualitativamente la capacidad del material para distribuir deformaciones homogéneamente y evitándose de esta forma la existencia de estricciones localizadas.

Para una cuantificación representativa de la capacidad de conformado por embutición pura de un determinado material, emplearemos de acuerdo a lo señalado en el apartado segundo, el denominado índice de anisotropía plástica o índice de Lankford (8). (Ver Fig. 3.)

$$r = \frac{d\varepsilon_{yy}}{d\varepsilon_{zz}}$$

Que representa, la relación existente entre las deformaciones realizadas en anchura ($d\varepsilon_{yy}$) y espesor ($d\varepsilon_{zz}$), para una deformación plástica determinada en el ensayo de tracción. Midiéndonos por lo tanto la anisotropía plástica existente entre el plano de la chapa y la dirección normal a dicho plano.

La determinación de este índice de anisotropía plástica, puede realizarse mediante un ensayo de tracción uniaxial.

En efecto, para una probeta como la representada en la figura 3 y cuyas dimensiones con anterioridad y posterioridad a una determinada deformación plástica a tracción son:

Dimensiones	Valores iniciales	Valores finales
Anchura de la probeta	w_0	w
Longitud de la probeta	l_0	l
Espesor de la probeta	t_0	t

el valor del índice de anisotropía normal r , que caracteriza la capacidad de deformación mediante el proceso de embutición pura, vendrá dado por la expresión:

$$r = \frac{\int \frac{dy}{y}}{\int \frac{dz}{z}} = \frac{\ln \frac{w_0}{w}}{\ln \frac{t_0}{t}}$$

Sin embargo, a efectos de facilitar las mediciones y evitar posibles e importantes errores y dado que el volumen total de la muestra ensayada permanece constante, tendremos:

$$w_0 \cdot l_0 \cdot t_0 = w \cdot l \cdot t$$

$$\frac{t_0}{t} = \frac{w \cdot l}{w_0 \cdot l_0}$$

Resultando para el valor del índice r :

$$r = \frac{\ln w_0/w}{\ln \frac{w \cdot l}{w_0 \cdot l_0}}$$

En base a lo anterior, la determinación práctica del índice de anisotropía normal r ha sido objeto de numerosos trabajos (9, 10), entre los que cabe destacar el realizado por Pero-Sanz y col (11), quienes han desarrollado un método práctico de realización de este ensayo, señalando un alargamiento del 20 % como el más indicado para la realización del mismo. Por otra parte, el International Deep Drawing Research Group, ha llevado a cabo un programa conjunto de ensayos con participación de doce países sobre la determinación del índice r , obteniéndose como conclusiones la publicación de un método recomendado (12, 13, 14).

Así mismo, es necesario tener en consideración los errores introducidos en la realización práctica de estos ensayos, ya que

aunque las mediciones en longitud y anchura realizadas sobre la probeta sean muy exactas, extremo este último de enorme importancia, la no homogeneidad de las deformaciones en la probeta puede ser origen de errores apreciables.

Por otra parte, una vez conocido el método operatorio para la determinación del índice de anisotropía normal r , habremos de tener en consideración los distintos valores de dicho coeficiente, según las diversas direcciones en el plano de la chapa, como función de la anisotropía plana. Sin embargo, según la teoría matemática de la plasticidad para chapas ortotrópicas (15), la relación índice de anisotropía-orientación queda completamente descrita si se determinan los valores de dicho índice a 0° , 45° y 90° . De otra forma, para la determinación del índice de anisotropía normal medio $\bar{r}$, es suficiente la determinación de los índices de anisotropía a 0° , 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación.

Quedando para dicho índice:

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ} + 2 r_{45^\circ}}{4}$$

Esta anisotropía en el plano de la chapa, da como consecuencia que el material fluya con preferencia en unas determinadas direcciones, dando lugar a la aparición de las denominadas orejas de embutición. Definiéndose en relación con éstas el índice de anisotropía plana Δr como:

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2 r_{45^\circ}}{2}$$

Siendo deseable valores bajos en el mismo, en orden a evitar la aparición de dichas orejas en el proceso de conformado por embutición.

Vista la determinación de los índices de anisotropía normal y plana, pasaremos a considerar seguidamente la determinación del otro ensayo mecánico representativo o fundamental, cual es el módulo de acritud o índice n .

En el apartado segundo, se definió dicho índice por el exponente en la relación tensión deformación unitarias en un ensayo de tracción uniaxial.

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n$$

Para la determinación del coeficiente n o módulo de acritud, procederemos a tomar logaritmos en la anterior expresión:

$$\text{Log } \sigma = \text{Log } K + n \cdot \text{Log } \varepsilon$$

constituyendo la representación gráfica de esta expresión una recta de pendiente n .

En el caso de los materiales que estamos considerando, el conjunto de puntos ($\sigma - \varepsilon$) obtenidos mediante ensayo de tracción uniaxial, se aproxima satisfactoriamente a la recta mencionada para alargamientos superiores al 5 % una vez sobrepasado el límite elástico.

En lo que a la precisión de las medidas se refiere, cabe señalar lo siguiente:

a) Un error relativamente importante en las cargas no tiene más que una incidencia mínima sobre el coeficiente n .

b) La influencia de los errores en las medidas de longitud puede ser más importante.

Finalmente es de señalar, que aunque no es tenido en cuenta en la teoría matemática de la plasticidad, se constata una anisotropía en la acritud similar a la del índice r , por lo tanto la fórmula que se utiliza para la determinación del valor medio sobre el plano de la chapa es:

$$\bar{n} = \frac{n_{0^\circ} + n_{90^\circ} + 2 n_{45^\circ}}{4}$$

Una visión más completa sobre la determinación del índice n , puede verse en la bibliografía publicada sobre este tipo de ensayos (16, 17, 18).

Pasaremos a continuación a estudiar el otro tipo de ensayos, cual es:

3.3. Ensayos simulativos

Ya hemos señalado anteriormente que la dificultad del proceso simulativo radica en el hecho de que en el mismo intervienen tanto factores intrínsecos del material, dependientes de su composición química y proceso siderúrgico de obtención, como factores externos dependientes de los parámetros operacionales del proceso de embutición (diseño de la herramienta, cargas de conformación, presiones, velocidad de penetración, lubricación, etc...). Si a esto añadimos la superposición de los estados de tensiones correspondientes a embutición pura y tracción biaxial, vemos que es extraordinariamente complejo determinar a cuál de los factores mencionados anteriormente sea atribuible el fallo del proceso. Radicando el éxito de este tipo de ensayos, en la mayor reproducibilidad posible entre los ensayos de laboratorio y el proceso real.

Habíamos visto así mismo, como en la operación de embutición intervienen principalmente los tipos de deformaciones siguientes:

- a) Deformación por embutición pura (contracción).
- b) Deformación por tracción biaxial (expansión biaxial).
- c) Deformación mixta (embutición pura + tracción biaxial).

De acuerdo con esto, en la tabla 1 se muestra una clasificación de ensayos atendiendo al modo de deformación; expansión biaxial, embutición pura o aquellos en los cuales se dan ambos tipos de deformaciones, es decir, mixta.

Tabla 1
Clasificación de los ensayos simulativos

Ensayos a tracción biaxial o expansión	— Expansión bajo presión hidráulica	— Ensayo Jovignot (19) — Bulge Test (20)
	— Expansión bajo acción mecánica de un punzón	— Ensayo Erichsen (Modificado) — Ensayo Olsen — Ensayo Persoz
Ensayos de embutición pura o contracción (Retreint)	— Ensayo A.E.G.	
	— Ensayo Swift - I.D.D.R.G. (Punzón cilíndrico)	
Ensayos a deformación mixta (Tracción biaxial + Embutición pura)	— Ensayo Erichsen (Original)	
	— Ensayo Swift - I.D.D.R.G. (Punzón esférico)	
	— Ensayo Fukui	
	— Ensayo Renault (Elipsoidal) (21)	
	— Ensayo Chaussou (Semicilíndrico)	
	— Ensayo Engelhardt - TZP (22)	
	— Ensayo Herzog (23)	

Veamos a continuación aquellos que constituyen los más importantes:

— *Ensayo Erichsen modificado* (24)

Normas: DIN 50101, NF A 03-652, EURONORM 14-58, ISO-R.149.

Como puede verse en la figura 6, este ensayo consiste fundamentalmente en la penetración de un punzón semiesférico en la

chapa objeto de ensayo, la cual se encuentra sujeta por la presión ejercida por el prensachapas. Siendo la profundidad en milímetros alcanzada por el punzón en el momento de iniciada la rotura la medida del índice de embutición Erichsen.

Dado que este ensayo se realiza acompañado de una alta presión en el prensachapas (1 tm), el estado de tensiones generado por el ensayo es de tracción biaxial. Por otra parte, la alta simetría del ensayo simulativo Erichsen hace que su representatividad sea pequeña en un gran número de operaciones industriales de conformación, en las cuales la semejanza geométrica entre el proceso de conformación industrial y el ensayo Erichsen es muy baja.

Este ensayo se encuentra fuertemente influenciado por factores tales como:

- Condiciones de la máquina.
- Carga de penetración.
- Velocidad de penetración.
- Dimensiones de la chapa a ensayar fundamentalmente el espesor.
- Lubricación empleada en el ensayo.

Este último factor tiene una importancia extraordinaria (25). En efecto, si consideramos el ensayo Erichsen como una tracción biaxial, el punto de mayor sollicitación y por consiguiente donde debiera producirse la rotura es el centro de la copa. Sin embargo, se observa que a medida que la lubricación es más defectuosa la rotura se aparta de esta zona, produciéndose cerca del borde de sujeción. Ello es debido a que la fricción entre la chapa y el punzón, impide que se establezca un alargamiento uniforme sobre toda la superficie de la chapa en contacto con la superficie del punzón, localizándose dicho alargamiento en la zona próxima al prensachapas y produciéndose la rotura.

Debido a esto, el ensayo Erichsen se practica en dos modalidades, con y sin lubricación, debiendo especificarse esto cuando se detalle el informe.

Por lo que respecta a los ensayos Olsen y Persoz, difieren del Erichsen en las dimensiones del utillaje, siendo este último complementario del Erichsen en lo que a espesor se refiere.

En cuanto al ensayo Erichsen original, es en todo idéntico al aquí descrito, salvo con la excepción de que entre la matriz y la chapa se permite un juego de 0,05 mm, al objeto de facilitar la fluencia del material, convirtiéndose de esta forma en un ensayo mixto.

— Ensayo Swift - I.D.D.R.G. (26)

En este tipo de ensayo existen dos modalidades, en la primera de ellas (fig. 7), el ensayo se realiza mediante penetrador cilíndrico de fondo plano, aproximándose en este caso a un ensayo de embutición pura. Mientras que en la segunda, el empleo de un punzón semiesférico añade un cierto grado de estirado al proceso de conformación, constituyendo por lo tanto un ensayo mixto.

El ensayo consiste en embutir discos circulares transformándose en copas cilíndricas bajo condiciones controladas, estando la chapa durante el proceso comprimida por un prensachapas que permite el deslizamiento de la chapa en el interior de la matriz.

La práctica operatoria se realiza mediante la embutición de discos de diámetros crecientes, escalonados en 0,25 mm, obteniendo el mayor diámetro que permite embutir una copa sin fisuras.

En estas condiciones, se define el índice de embutibilidad o Limiting Drawing Ratio (L.D.R.) como:

$$\text{L.D.R.} = \frac{\text{Diámetro máximo del disco}}{\text{Diámetro del punzón}}$$

Es evidente que no se produce una transición brusca entre los discos que embuten y los que fallan, sino que existe un rango de diámetro en los que la proporción de fallos va aumentando, debiendo establecerse un criterio para la determinación del índice de embutibilidad. Para ello, puede tomarse cualquiera de los criterios siguientes:

- Método Swift (27), consistente en el ensayo de cinco probetas de dimensiones próximas al máximo.
- Método estadístico (28), mediante determinación del índice de embutibilidad (L.D.R.) al 90 % de piezas correctas.
- Método de resolución gráfica a partir de la medida de esfuerzos (29).

Pudiendo verse para un análisis completo de este tipo de ensayos el trabajo de J.H. Zaat (30).

— Ensayo Fukui (31)

Como puede verse en la figura 8, este ensayo consiste en la embutición de una copa partiendo de un disco circular. Dicho proceso se realiza mediante el empleo de una matriz cónica y sin empleo de prensachapas. En estas condiciones, el índice Fukui viene dado

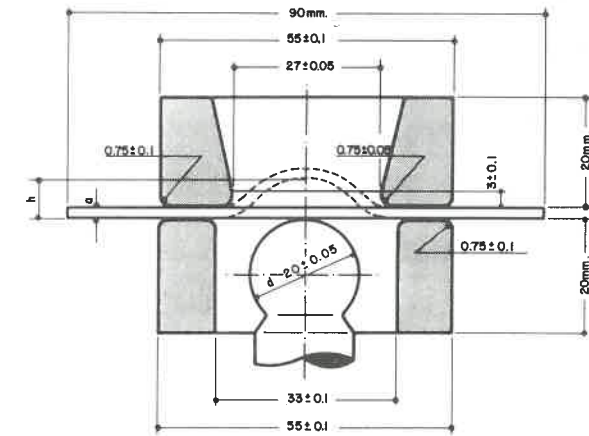


Fig. 6. Esquema del ensayo Erichsen.

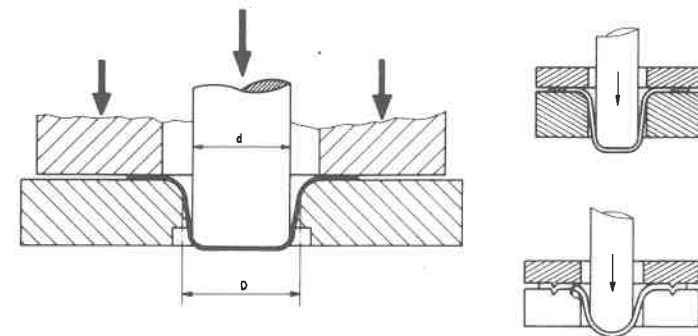


Fig. 7. Esquema del ensayo Swift - I.D.D.R.G.

por la relación existente entre el máximo diámetro de la copa embutible y el diámetro del disco original.

$$I_F = \frac{\text{Diámetro de la copa (Máximo embutible)}}{\text{Diámetro del disco original}}$$

Dado el método operatorio del ensayo y la geometría del mismo, este tipo de ensayo se aproxima bastante a un ensayo de embutición mixto, tanto si se efectúa con punzón plano como con punzón semiesférico.

Para una visión más detallada de los ensayos aquí expuestos, así como de los que se mencionan en la tabla 1, me remitiré a los trabajos de G. Pomey (32).

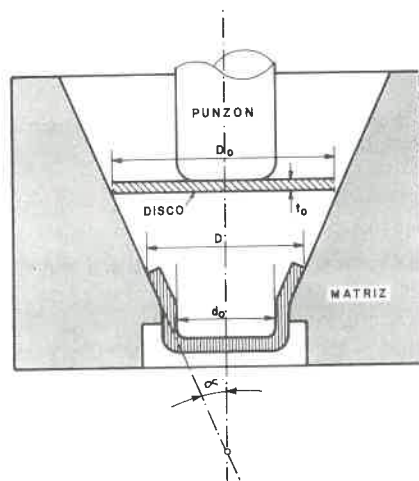


Fig. 8. Esquema de ensayo Fukui.

3.4. Consideraciones finales sobre ambos tipos de ensayos y correlación entre los mismos

Aunque no ha podido establecerse una correlación exacta entre los ensayos mecánicos representativos o fundamentales y los ensayos simulativos, sí es posible afirmar que una chapa cuyo coeficiente r sea elevado, es decir, una chapa que sometida a deformación embute más de lo que adelgaza, debe dar buenos resultados en ensayos de embutición de copas (embutición pura). Por otra parte, un material cuyo coeficiente n sea elevado, es decir,

que tenga una tendencia notable a repartir las deformaciones y a endurecerse por deformación, deberá comportarse bien frente a operaciones de expansión (tracción biaxial).

En la tabla 2 se muestra una correlación «cualitativa» entre ensayos fundamentales y simulativos.

Finalmente, debe quedar claro que no existe ningún ensayo, fundamental o simulativo, que por sí sólo pueda aportar la solución a los problemas industriales derivados de un complejo proceso de embutición.

El empleo de unos u otros vendrá derivado del tipo de estudio requerido. Así los ensayos simulativos conservan todo su valor cuando se trata de estudiar los parámetros tecnológicos que intervienen en la operación de embutición (diseño de utillaje, rugosidad, lubricación, etc.).

Por su parte, los ensayos mecánicos representativos o fundamentales son interesantes en los siguientes casos:

- Estudios comparativos entre diferentes laboratorios.
- Estudio de nuevas calidades de materia prima, especialmente su relación con el estudio de texturas.
- Controles rápidos de fabricación.

Tabla 2
Correlación cualitativa entre ensayos fundamentales y simulativos

Operación	Expansión	Contracción	Combinadas
Estado fundamental de tensiones generalmente asociado	Tracción biaxial	Embutición pura	Mixto
Ensayo simulativo	Erichsen Olsen	Swift (Punzón plano)	Swift (Punzón esférico) Fukui
Ensayo fundamental	n	r	r y n

4. CURVAS LIMITES DE EMBUTICION (FORMING LIMIT CURVES F.L.C.)

4.1. Introducción al concepto de curva límite de embutición

Ya hemos visto, que ni los ensayos fundamentales, así como tampoco los ensayos simulativos, proporcionan un criterio cuantitativo eficaz para predecir el comportamiento de los materiales

en el proceso de conformado por embutición. Si a ello añadimos el conjunto de factores externos, señalados anteriormente y que intervienen en dicho proceso, veremos la extraordinaria dificultad de tal predicción.

De ahí la importancia de la introducción del moderno ensayo de determinación de las curvas límites de embutición, que permite analizar global y conjuntamente tanto los factores intrínsecos al material, así como los factores externos que intervienen en el proceso, pudiendo procederse en consecuencia a modificar unos u otros.

Por otra parte, la determinación de las curvas límites de embutición, a estricción y rotura, puede suministrar incluso el margen de seguridad con que trabajamos en el proceso de embutición profunda. Este aspecto tiene especial importancia en determinados tipos de embutición, (carrocerías de automóviles), donde ningún tipo de estricción localizada puede ser permitida, determinándose en estos casos las curvas límites de embutición a estricción y a rotura.

Aunque los métodos de ensayo que posteriormente veremos son varios, el proceso radica fundamentalmente en la medición de las deformaciones producidas cuando se somete una serie de probetas de distintos anchos a la acción de un penetrador esférico (fig. 9). En estas condiciones, es posible simular los distintos estados de tensiones a que estará sometido el material en el transcurso del proceso de conformación.

Para la medición de las deformaciones que acompañan a estos estados de tensiones, se marcan las chapas, previamente a su deformación, con un reticulado de círculos de igual diámetro impresos mediante un procedimiento de marcaje electrolítico, de tal forma que no se introduzca tensión ni deformación alguna en las piezas.

Una vez realizado el ensayo, las circunferencias se habrán transformado en elipses de semiejes L_1 y L_2 (fig. 10) para cuya medición se puede emplear cualquiera de los procedimientos siguientes:

- Método de réplica sobre soportes adhesivos, que permita efectuar una medición sencilla de los semiejes de la elipse.
- Banco micrométrico con precisión de centésimas de milímetro.
- Proyector de perfiles.

La representación de las parejas de valores correspondientes a las deformaciones unitarias (ε_1 , ε_2), que tal y como se han representado en la figura 10 son:

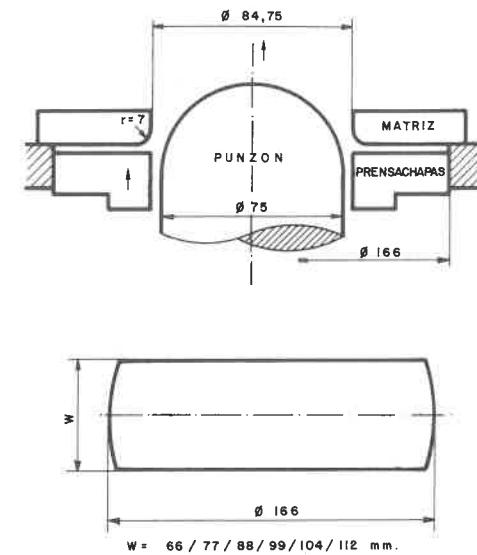


Fig. 9. Esquema del ensayo Nakazima para el trazado de las curvas límites en embutición.

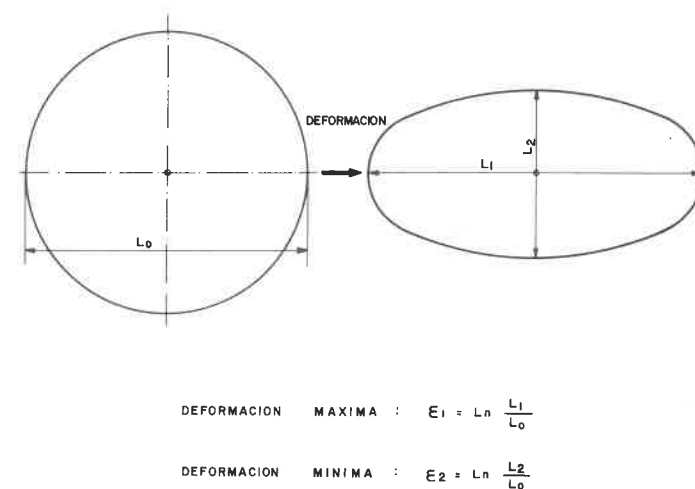


Fig. 10. Esquema del reticulado de círculos antes y después de la deformación.

Deformación máxima: $\varepsilon_1 = \ln \frac{L_1}{L_0}$

Deformación mínima: $\varepsilon_2 = \ln \frac{L_2}{L_0}$

nos permiten el trazado de la curva denominada curva límite de embutición tal y como se muestra en las figuras 11 y 12, indicándose así mismo en la figura 2 el estado de tensiones que acompaña a dicha deformación. De esta forma quedan determinadas las curvas límites de embutición tanto a estricción como a rotura.

4.2. Métodos de ensayo para la determinación de las curvas límites de embutición

Dentro de este apartado, consideraremos primeramente las distintas formas prácticas de realización del ensayo, para pasar posteriormente a estudiar los diversos procedimientos de obtención de las curvas límites de embutición.

Aunque existen diversas proposiciones de ensayos, el más conocido es el ensayo Nakazima (33) (fig. 9), consistente en determinar las curvas límites de embutición mediante la acción de un penetrador esférico actuando sobre una serie de probetas de diversos anchos, como ya hemos señalado anteriormente, obteniéndose de este modo toda la gama posible de estados de tensiones.

Mediante este procedimiento, es posible determinar las curvas límites de embutición tanto a estricción como a rotura.

La obtención de estas últimas es sencilla, ya que la deformación a ruptura es de fácil determinación, pudiendo emplearse para su trazado la norma S.A.E. (34).

Por lo que respecta a las primeras, determinación de las curvas límites a estricción, no existe un método definitivo para su determinación, siendo los más conocidos los de Veerman (35, 36, 37), Bragard (38) y Hecker (39).

4.3. Influencia de los parámetros de ensayo en la determinación de las curvas límites de embutición

Es necesario señalar, que la posición de las curvas límites de embutición vienen influenciadas de forma decisiva por factores tales como:

- Diámetro de los círculos del entramado.
- Trayectorias de deformación en las curvas límites de embutición.
- Velocidad de deformación.
- Características del material.

Para un estudio completo de la influencia de estos parámetros en las curvas límites de embutición, referiré al lector el trabajo de G. Pomey y G. Sanz (40).

4.4. Aplicación industrial de las curvas límites de embutición

Las curvas límites de embutición presentan un interés evidente en la industria ya que:

- Si por un procedimiento de cálculo o mediante réplica a escala adecuada, es posible prever las deformaciones ε_1 y ε_2 que tienen lugar durante el proceso de conformado por embutición, la posición del punto de coordenadas (ε_1 , ε_2) con relación a la curva límite de embutición permitirá determinar si la operación es realizable o no.
- La comparación de las deformaciones observadas en una embutición real con relación a la curva límite de embutición, permite determinar:
 - a) El margen de seguridad con que estamos trabajando en el proceso de embutición.
 - b) Estudio de las zonas críticas donde presumiblemente puede presentarse estricción o rotura.
 - c) La severidad del proceso de embutición en sí mismo.
 - d) La severidad de las condiciones de trabajo, especialmente en lo que se refiere a presiones de apriete, utillaje y condiciones de lubricación, pudiendo modificarse éstas de conformidad a la posición relativa de la curva límite de embutición.

Obteniéndose como conclusión, que las curvas límites de embutición constituyen una herramienta de primera magnitud en el estudio industrial de las operaciones de conformado por embutición.

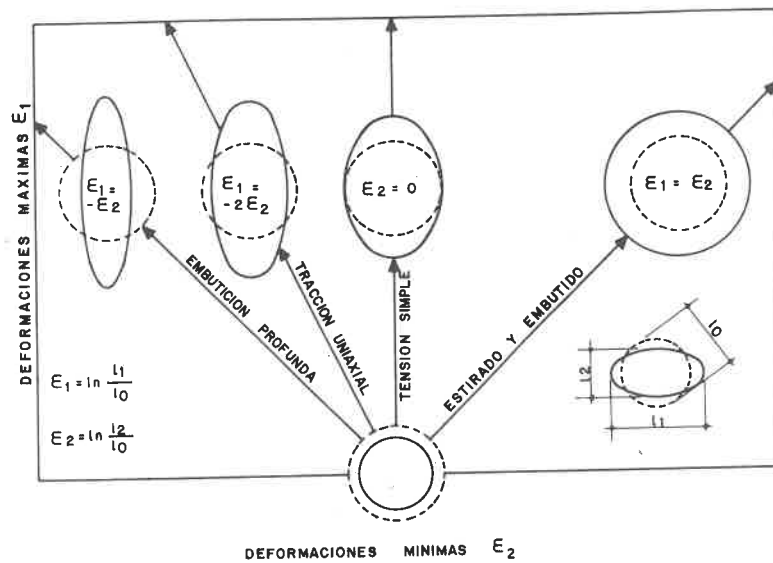


Fig. 11. Esquema de deformaciones para los diferentes ensayos.

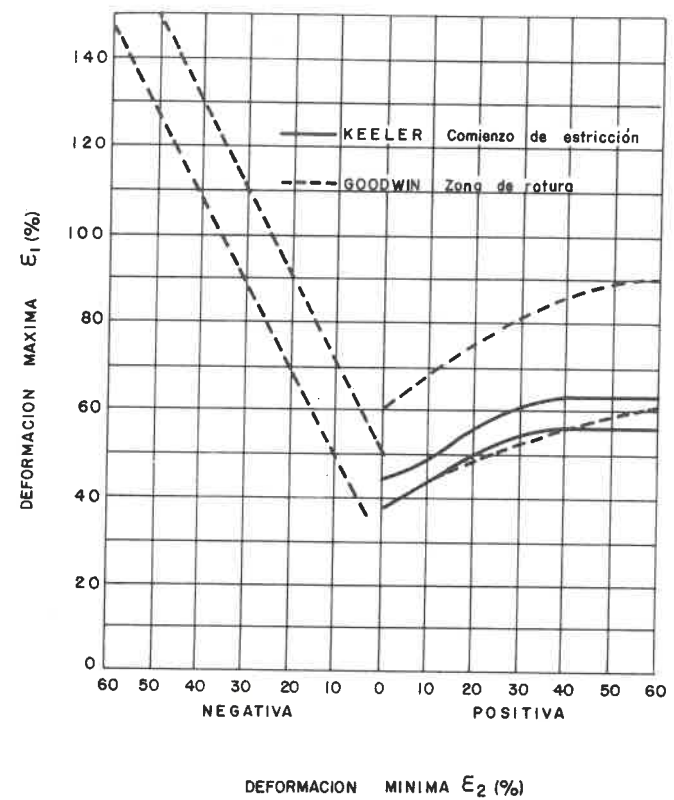


Fig. 12. Curvas límites de embutición a estricción y rotura.

5. ESTUDIO DE LAS RELACIONES TENSION-DEFORMACION EN EL PROCESO DE CONFORMADO POR EMBUTICION

Ya hemos señalado anteriormente, como ninguno de los ensayos simulativos podía caracterizar, por sí sólo, la aptitud a la embutición de un determinado material, lo cual explicaba el elevado porcentaje de fallos inherentes a dichos ensayos.

En el presente apartado, vamos a estudiar los estados de tensiones-deformaciones que acompañan al proceso de conformado por embutición, relacionándolos con las trayectorias de deformación de los diversos ensayos mencionados anteriormente.

En efecto, si tenemos en cuenta la extensión efectuada por Hill (41) al criterio de fluencia plástica de Von Mises (42), considerando el material isótropo en el plano de la chapa pero con un coeficiente de anisotropía « r » en la dirección normal a dicho plano, obtendremos las relaciones siguientes (43):

$$f = (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + r(\sigma_x - \sigma_y)^2 = 2Z^2$$

$$Z = X \sqrt{\frac{1+r}{2}} \quad (1)$$

$$X = Y$$

Donde x, y, z representan las direcciones en las que actúan las tensiones principales y X, Y, Z los valores del límite elástico medidos en dichas direcciones.

Por otra parte, debido a que nos encontramos en el campo de la deformación plástica, no se cumplirá la relación de proporcionalidad existente entre tensiones y deformaciones que caracterizan al régimen elástico. Sin embargo, podremos emplear las ecuaciones de Levy-Mises que expresan la proporcionalidad existente entre tensiones y deformaciones infinitesimales:

$$d\epsilon_{ij} = d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \rightarrow d\lambda = \frac{d\epsilon_{ij}}{\left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}\right)}$$

La aplicación de esto a nuestro caso, ecuaciones (1), nos lleva a las siguientes relaciones tensiones-deformaciones:

$$d\lambda = \frac{d\epsilon_{xx}}{([1+r]\sigma_x - r\sigma_y - \sigma_z)} = \frac{d\epsilon_{yy}}{(-r\sigma_x + [1+r]\sigma_y - \sigma_z)} = \frac{d\epsilon_{zz}}{(-\sigma_x - \sigma_y - 2\sigma_z)} \quad (2)$$

Con la condición adicional que expresa la constancia de volumen durante la deformación.

$$d\epsilon_{xx} + d\epsilon_{yy} + d\epsilon_{zz} = 0 \quad (3)$$

La aplicación de las ecuaciones generales (1), (2) y (3) al caso particular de un estado plano de tensiones ($\sigma_z = 0$), conducen a las siguientes relaciones:

— Criterio de fluencia.

$$\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - 2\sigma_x\sigma_y \cdot \frac{r}{1+r} = X^2 \quad (4)$$

— Relaciones tensión-deformación.

$$d\lambda = \frac{d\epsilon_{xx}}{([1+r]\sigma_x - r\sigma_y)} = \frac{d\epsilon_{yy}}{(-r\sigma_x + [1+r]\sigma_y)} = \frac{d\epsilon_{zz}}{(-\sigma_x - \sigma_y)} \quad (5)$$

— Compatibilidad geométrica.

$$d\epsilon_{xx} + d\epsilon_{yy} + d\epsilon_{zz} = 0 \quad (6)$$

En la figura 13 puede verse dibujado el criterio de fluencia caracterizado por la ecuación (4), representándose en ella las diversas secciones de la superficie de fluencia, que definen el inicio de la deformación plástica, en función del estado de tensiones y del índice de anisotropía normal medio.

Definamos ahora la trayectoria de deformación, como el cociente $\alpha = \sigma_y/\sigma_x$ entre las tensiones principales a que se encuentra sometida la chapa en el plano de laminación y apliquemos esto a los diversos estados particulares de tensiones, en especial a aquellos que conforman el proceso de embutición.

— Estado de tensiones-deformaciones en la zona del ala

En la figura 2 se muestra el estado de tensiones que caracterizan a la zona del ala y que, como ya habíamos señalado, consistía en:

- Tracción radial, $\sigma_x > 0$
- Compresión circunferencial, $\sigma_y < 0$
- Compresión normal nula, $\sigma_z = 0$

El estado de deformaciones que acompaña a estas tensiones, con la condición adicional consistente en la no deformación de la chapa por la acción del prensachapas, viene dado por:

$$d\epsilon_{xx} > 0 \quad d\epsilon_{yy} < 0 \quad d\epsilon_{zz} = 0$$

Ahora bien;

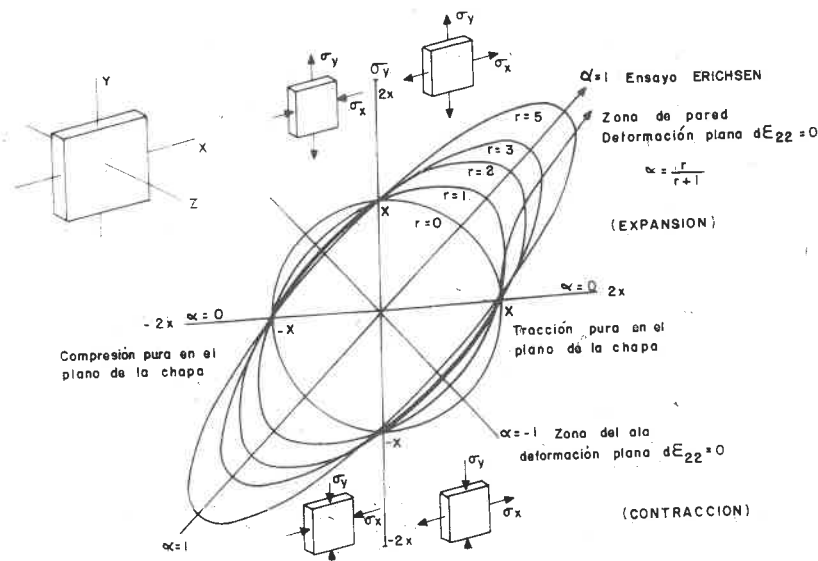


Fig. 13. Sección de la superficie de fluencia en función del índice de anisotropía normal $\bar{r}$, para un estado plano de tensiones.

De las relaciones tensión-deformación (5):

$$\frac{d\epsilon_{xx}}{[(1+r)\sigma_x - r\sigma_y]} = \frac{d\epsilon_{yy}}{[-r\sigma_x + (1+r)\sigma_y]}$$

Juntamente con el criterio de compatibilidad geométrica (6):

$$d\epsilon_{xx} + d\epsilon_{yy} = 0 \rightarrow d\epsilon_{xx} = -d\epsilon_{yy}$$

obtenemos que:

$$\sigma_x = -\sigma_y$$

De donde la trayectoria de deformaciones α será:

$$\alpha = \frac{\sigma_y}{\sigma_x} = -1$$

Viniendo dado el estado de tensiones, correspondiente a esa trayectoria, por la intersección de la superficie de fluencia con la diagonal del cuarto cuadrante, siendo así mismo dicho cuadrante la zona donde se localiza este estado particular de tensiones.

— Estado de tensiones-deformaciones en la zona de pared

En la figura 2 se muestra el estado de tensiones que caracterizan a la zona de pared, consistente en tracción biaxial con compresión nula en la dirección del espesor.

$$\sigma_x > 0 \quad \sigma_y > 0 \quad \sigma_z = 0$$

El estado de deformaciones que acompaña a estas tensiones, con la condición adicional consistente en la no deformación en sentido circunferencial debido a la fluencia entre matriz y punzón, viene dada por:

$$d\epsilon_{xx} > 0 \quad d\epsilon_{yy} = 0 \quad d\epsilon_{zz} < 0$$

Nuevamente;

De las relaciones tensión-deformación (5):

$$\frac{d\epsilon_{xx}}{[(1+r)\sigma_x - r\sigma_y]} = \frac{d\epsilon_{zz}}{(-\sigma_x - \sigma_y)}$$

Juntamente con el criterio de compatibilidad geométrica (6):

$$d\epsilon_{xx} + d\epsilon_{zz} = 0 \rightarrow d\epsilon_{xx} = -d\epsilon_{zz}$$

Obtenemos que:

$$\alpha = \frac{\sigma_y}{\sigma_x} = \frac{r}{r+1}$$

— Estado de tensiones-deformaciones en un ensayo de tracción uniaxial

En el ensayo de tracción uniaxial caracterizado por:

$$\sigma_x > 0 \quad \sigma_y = 0 \quad \sigma_z = 0$$

La aplicación de las relaciones tensión-deformación (5):

$$\frac{d\epsilon_{xx}}{[(1+r)\sigma_x - r\sigma_y]} = \frac{d\epsilon_{yy}}{[-r\sigma_x + (1+r)\sigma_y]} = \frac{d\epsilon_{zz}}{[-\sigma_x - \sigma_y]}$$

Juntamente con el criterio de compatibilidad geométrica (6):

$$d\epsilon_{xx} + d\epsilon_{yy} + d\epsilon_{zz} = 0$$

y la definición del índice de anisotropía normal «r»:

$$r = \frac{d\epsilon_{yy}}{d\epsilon_{zz}}$$

nos llevan a la relación:

$$d\epsilon_{yy} = r \cdot d\epsilon_{zz} = -\frac{r}{r+1} d\epsilon_{xx} \rightarrow \frac{d\epsilon_{xx}}{d\epsilon_{yy}} = -\frac{r+1}{r}$$

Viniendo en este caso dada la trayectoria por la relación $\alpha = 0$.

Todas estas consideraciones pueden hacerse extensivas al caso de la compresión uniaxial, teniendo en cuenta el valor adoptado por $\sigma_x < 0$.

— Estados de tensiones-deformaciones en ensayos de tracción biaxial

También en este estado de tensiones, la aplicación de las ecuaciones anteriores nos conduce a la obtención de las relaciones tensión-deformación. Sin embargo, en el caso particular de tracción biaxial equilibrada o simétrica, $\sigma_x = \sigma_y$, la trayectoria de deformación α toma el valor unidad ($\alpha = 1$).

De la aplicación de las relaciones tensión-deformación:

$$\frac{d\epsilon_{xx}}{[(1+r)\sigma_x - r\sigma_y]} = \frac{d\epsilon_{yy}}{[-r\sigma_x + (1+r)\sigma_y]}$$

Obtenemos que:

$$d\epsilon_{xx} = d\epsilon_{yy} \quad y \quad d\epsilon_{zz} = -(d\epsilon_{xx} + d\epsilon_{yy})$$

En la figura 13 se muestran las trayectorias de deformación correspondientes a los estados de tensiones que hemos considerado anteriormente (zonas del ala y pared, tracción uniaxial, etc.). Debiendo señalarse que los diferentes ensayos simulativos están caracterizados por distintos estados de tensiones; correspondiendo el valor de $\alpha = 0,5$ al ensayo Swift, $\alpha \simeq 0,6$ al ensayo Fukui, $\alpha = 1$ al Erichsen-Jovignot, etc. Así mismo, en la figura 14 se muestran las relaciones entre las deformaciones máxima (ϵ_{xx}) y mínima (ϵ_{yy}) para los distintos tipos de ensayos anteriormente mencionados, a partir de los cuales podría obtenerse la curva límite de embutición.

Por lo tanto, debe obtenerse como conclusión que las operaciones industriales de embutición conllevan estados de tensiones múltiples extraordinariamente complejos y que la selección del tipo de ensayo o ensayos a realizar, debe hacerse en función del estado de tensiones a que haya de estar sometido el material durante el proceso de conformado por embutición.

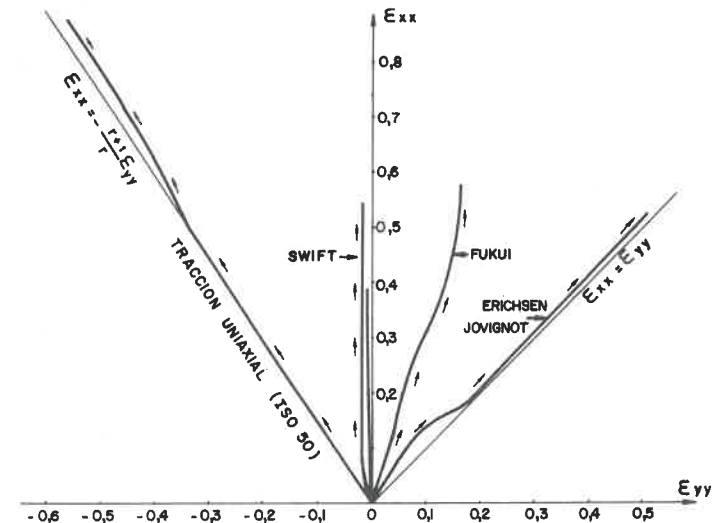


Fig. 14. Relación entre deformaciones para los diversos tipos de ensayos.

Parte II

**PROCESOS SIDERURGICOS DE
OBTENCION DE MATERIALES
CON DESTINO A DICHA OPERACION**

INTRODUCCION

Aunque tradicionalmente los aceros efervescentes se consideraban adecuados para la embutición por su buen acabado superficial, siendo la estructura más adecuada el grano equiáxico de ferrita de tamaño uniforme (A.S.T.M. n.ºs 6 ó 7), sin embargo la introducción de los aceros calmados en este tipo de operaciones marcó el inicio de una nueva etapa en este tipo de procesos.

En esta segunda parte, vamos a considerar los distintos tipos de materiales así como los diversos procesos siderúrgicos empleados para su fabricación, en orden a la optimización de la textura. Obteniendo de esta forma los índices de anisotropía normal $\bar{r}$ e isotropía plana Δr adecuados a cada aplicación industrial.

De conformidad a esto, los distintos tipos de materiales empleados actualmente en embuticiones profunda y extraprofunda se pueden clasificar como sigue:

- Aceros calmados y estabilizados al aluminio.
- Aceros calmados al titanio y niobio.
- Aceros efervescentes especiales con destino a embutición extraprofunda.
- Aceros denitrurados.
- Aceros procesables en horno continuo con destino a embutición extraprofunda.

Respecto al primero de ellos, aceros calmados y estabilizados al aluminio, aunque la secuencia normal del proceso siderúrgico comprende los siguientes procesos:

- Laminación en caliente.
- Decapado ácido.
- Laminación en frío.
- Proceso de recristalización mediante recocido en horno de campana.

Alteraré el orden de exposición, debido a la necesidad de comprender la cinética del proceso de recristalización, en orden a un mejor entendimiento de las fases que le preceden.

A. ACEROS CALMADOS Y ESTABILIZADOS AL ALUMINIO

1. PROCESO DE RECRISTALIZACION. TEXTURAS

1.1. Introducción

Ya habíamos visto en la primera parte de este trabajo, como la condición de embutibilidad venía dada por los índices de anisotropía normal ($\bar{r}$) e isotropía plana (Δr), siendo ambos función de la textura del material. Habíamos señalado asimismo, que en el caso de los metales B.C.C., los sistemas de deslizamiento podían ser varios, teniendo todos en común la dirección de deslizamiento $\langle 111 \rangle$. Siendo, por tanto, lo más adecuado en orden a aumentar la conformabilidad del material, disponer del mayor número posible de dirección $\langle 111 \rangle$ normales al plano de la chapa, pudiendo comprobarse mediante observaciones metalográficas, que la mejor embutibilidad en el caso de estos aceros va lógicamente unida, de conformidad a lo expuesto anteriormente, a una estructura de grano alargada en la dirección de laminación, estructura pan-cake, con una relación de longitud/espesor ≈ 2 -2,6 y de ancho/espesor ≈ 1 ,5-2.

Este grano alargado está asociado a un notable aumento en la textura anteriormente mencionada, la que posee la dirección $\langle 111 \rangle$ normal al plano de la chapa, siendo el plano (111) paralelo al de laminación como puede verse en la figura 15.

Pues bien, en el caso de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, la inducción de la textura más adecuada a la operación de conformación por embutición en frío, está íntimamente relacionada con el proceso de precipitación de los nitruros de aluminio durante la fase de recristalización en el proceso de recocido. Habiendo quedado totalmente comprobadas de forma teórica y

experimental durante los últimos treinta años los siguientes hechos:

— Las buenas propiedades de embutibilidad de los aceros calados y estabilizados al aluminio.

— La relación de la embutibilidad con la textura del material y de ésta con la precipitación y coalescencia de los nitruros de aluminio, desarrollándose una fuerte textura (1 1 1) [u v w] y débil (1 0 0) [m n p] (44, 45).

Estas interdependencias pueden establecerse de la forma siguiente:

$$\begin{aligned} \text{Aptitud del material al proceso} &= f_1 \left| \begin{array}{l} \text{Anisotropía normal} \\ \text{de conformación por embutición} \end{array} \right| = \\ &= f_2 (\text{Textura del material}) = f_3 \left| \begin{array}{l} \text{Cinética de la coalescencia de los} \\ \text{precipitados de nitruro de aluminio.} \end{array} \right| \end{aligned}$$

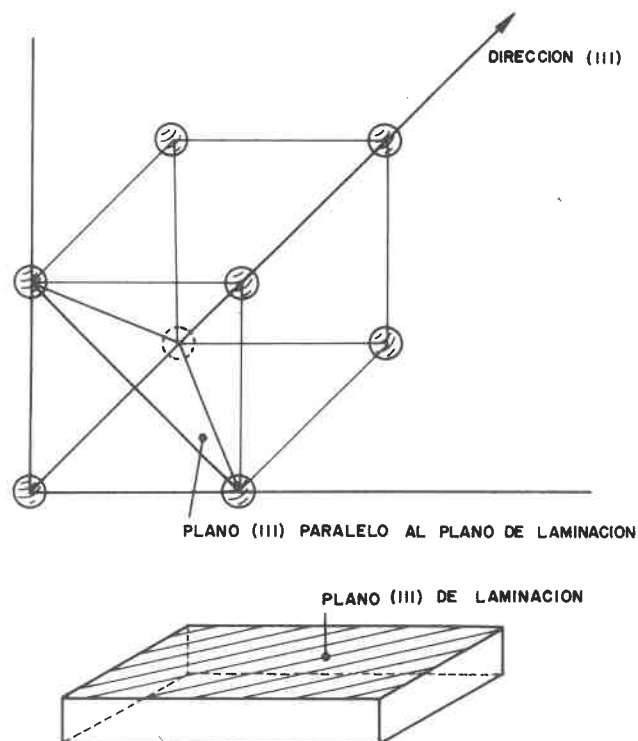


Fig. 15.

1.2. Cinética del proceso de recrystalización en relación al proceso de precipitación de los nitruros de aluminio

Vamos a estudiar la recrystalización en relación con el proceso de precipitación de los nitruros de aluminio, ya que dichos nitruros ejercen un papel fundamental en el proceso de recrystalización, mediante la inducción de la textura adecuada para el proceso de embutición.

La inducción de la textura adecuada va unida al desarrollo de los siguientes fenómenos:

- 1) Retraso de la recrystalización mediante la inhibición del crecimiento de grano.
- 2) Desarrollo de un grano alargado «estructura pan-cake».
- 3) Crecimiento de la componente (1 1 1) [u v w] en el plano de la chapa.

Estos tres fenómenos son en realidad tres aspectos de un mismo efecto; la regulación del proceso de recrystalización del acero por los precipitados de nitruro de aluminio.

En la figura 16 se pueden ver las curvas obtenidas por los profesores Meyzaud y Parniere (46), describiendo la cinética de recrystalización isoterma de un acero calado al aluminio, cuya composición química viene dada en la tabla 3 y que ha sido sometido a una reducción en frío de un 70 % previamente al recocido.

Tabla 3
Composición química acero calado al aluminio

Elemento	C	Mn	Si	P	S	O	Al	N
%	0,045	0,22	<0,01	0,024	0,010	0,010	0,076	0,009

En un análisis de esta gráfica, donde pueden verse en función del tiempo y de la temperatura; las curvas principio y fin de la recrystalización (bloqueo de la recrystalización), así como el porcentaje en volumen recrystalizado y el de precipitación de los nitruros de aluminio, puede señalarse que:

— A alta temperatura $T > 620^\circ\text{C}$, la precipitación del nitruro de aluminio se produce en una matriz casi completamente recrystalizada, siendo por lo tanto dicha precipitación anterior al proceso de recrystalización, desarrollándose ésta casi tan rápidamente como la de un acero efervescente.

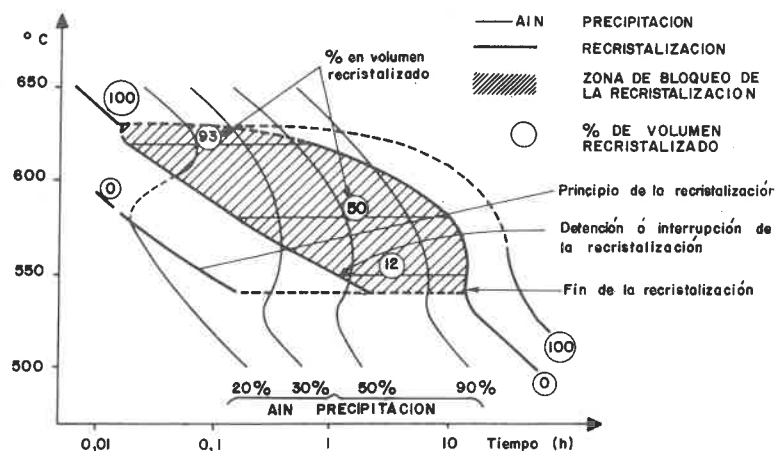


Fig. 16. Interacción entre la recrystalización y la precipitación de nitruros de aluminio, en un acero calmado o estabilizado de aluminio con reducción en frío previa 70 % composición química (tabla 2).

— A baja temperatura $T < 550^{\circ}\text{C}$, el proceso también se asemeja al proceso de recrystalización de un acero efervescente.

— A temperaturas intermedias, $620^{\circ}\text{C} > T > 550^{\circ}\text{C}$, se inicia la recrystalización, pero comienza simultáneamente la precipitación de los nitruros de aluminio, difundiendo el aluminio a lo largo de las dislocaciones existentes en el material que se encuentra en curso de restauración.

A estas temperaturas, el estudio de la disposición de los precipitados, realizada por microscopía electrónica, en sentido paralelo al plano de laminación y en sentido normal a él, ha llevado a suponer que dichos precipitados tienen lugar preferentemente en las subjuntas de los subgranos paralelos al plano de laminación, produciéndose el bloqueo del movimiento de las subjuntas e inhibiendo el crecimiento de los subgranos en el sentido normal a la chapa dando lugar por lo tanto a un grano alargado.

Estos autores (46), basándose en los estudios de Zener (47), consideran que dichas subjuntas se hallan entonces sometidas a

dos tipos de fuerzas opuestas, ya que el proceso se encuentra regulado por dos potenciales dirigentes:

- Fuerzas de anclaje de las subjuntas debida a los precipitados de nitruro de aluminio.
- Fuerza motriz del crecimiento de los subgranos.

La igualación de ambas fuerzas, da como resultado el tamaño mínimo o crítico de dichos precipitados, en orden a permitir el movimiento de las subjuntas de grano.

Viniendo dicho tamaño mínimo o crítico dado por la fórmula:

$$d = \bar{D} \cdot \sqrt{\frac{f \cdot t^2}{2 |t - 1|}} \quad (7)$$

Siendo:

d : Tamaño medio de las partículas precipitadas de nitruro de aluminio.

$\bar{D}$: Tamaño medio de los subgranos.

f : Fracción en volumen de precipitados = $\frac{\text{Volumen ocupado por precipitados}}{\text{Volumen total}}$

$t = \frac{D}{\bar{D}}$: Factor de tamaño en la distribución de los subgranos.

D : Tamaño de los granos en curso de crecimiento.

Expresando la relación (7), que para una distribución de tamaños de subgrano dados, el diámetro mínimo o crítico de las partículas que permite el desbloqueo de las subjuntas es proporcional al diámetro medio de los subgranos.

Si ahora representamos el tamaño medio de las partículas precipitadas de nitruro de aluminio $\bar{d}$ ($\text{\AA}^{\circ}$) como función de la fracción de volumen de los precipitados, obtendremos la gráfica 17, donde se muestra el tamaño mínimo o crítico necesario para el desbloqueo de las subjuntas de grano, observándose que dicho tamaño crítico es diferente y menor para los granos orientados según la textura $\{111\}$ que para aquellos orientados según la textura $\{100\}$.

Para el caso particular en el cual la precipitación del nitruro de aluminio se completa antes del principio de la recrystalización:

$f = 6 \cdot 10^{-4}$, en este caso los tamaños mínimos o críticos correspondientes a ambas orientaciones son:

$$\bar{d} (\text{\AA}^\circ) \{111\} = 170 \text{\AA}^\circ$$

$$\bar{d} (\text{\AA}^\circ) \{100\} = 280 \text{\AA}^\circ$$

De conformidad a esto, se va produciendo la coalescencia de los precipitados de nitruro de aluminio, alcanzándose el tamaño de precipitado $\bar{d} = 170 \text{\AA}^\circ$ y produciéndose a partir de ese instante un desbloqueo de las subjunetas de los subgranos orientados según la textura $\{111\}$, lo cual da origen, de conformidad a un mecanismo aún no bien conocido por el cual una subjuneta de grano se transforma en un frente de recrystalización, a una recrystalización selectiva orientada según la textura $\{111\}$, realizándose seguidamente el crecimiento a expensas de otras orientaciones en la matriz agria de laminación, fundamentalmente de la orientación $\{100\}$. Pudiéndose afirmar, que la cinética de la coalescencia de los precipitados de nitruro de aluminio es el proceso regulador de la textura de recrystalización en los aceros calmados y estabilizados al aluminio.

De conformidad a todo esto Y. Meyzaud, B. Michaut y P. Parniere (48), han estudiado las texturas de recrystalización de los aceros calmados y estabilizados al aluminio. Señalando, como ya se hizo desde las primeras medidas de textura en el proceso de recrystalización de los aceros, la gran sensibilidad de las texturas frente a las variables termomecánicas del proceso siderúrgico de obtención del acero, tales como:

- Ratio de reducción en frío.
- Temperatura de recrystalización.
- Velocidad de calentamiento en el recocido.

Esto se puede resumir señalando que la intensidad de las texturas: $\{100\} <uvw>$, $\{110\} <u'v'w'>$, $\{111\} <u''v''w''>$, varía fundamentalmente dependiendo de la temperatura de recrystalización; la cual incide, como ya se ha visto anteriormente, en la cinética de la coalescencia de los precipitados de nitruro de aluminio, pudiendo señalarse que:

— A $T > 620^\circ\text{C}$, como ya habíamos señalado, la precipitación de los nitruros de aluminio se produce en una matriz completamente recrystalizada, siendo la textura de recrystalización de los aceros calmados y estabilizados al aluminio idéntica a la de los aceros efervescentes.

A $550^\circ\text{C} < T < 620^\circ\text{C}$, consideradas como intermedias, se observa una textura híbrida con reforzamiento de las componentes $\{111\}$, observándose en el caso de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, para una temperatura de 575°C , las siguientes componentes muy marcadas de textura: $\{554\} <225>$, $\{111\} <110>$, $\{111\} <112>$, siendo muy débil la componente $\{100\} <uvw>$, lo cual tiende a optimizar el índice de anisotropía normal ($\bar{r}$).

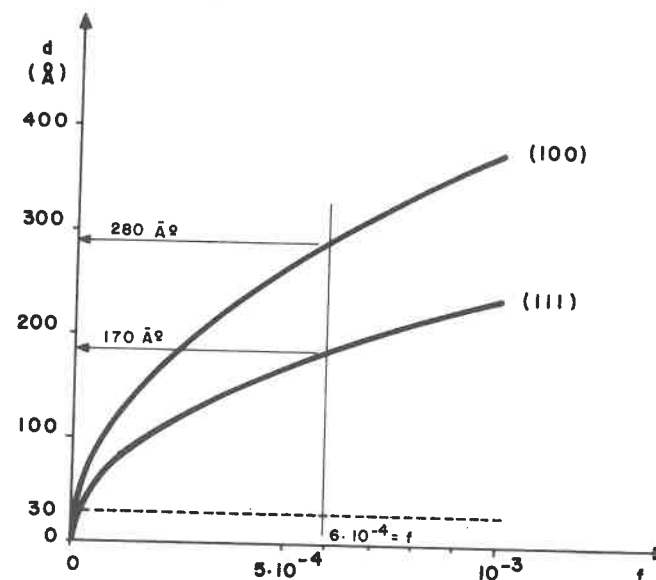


Fig. 17. Tamaño medio de los precipitados de NAI en función de la fracción en volumen de los precipitados.

1.3. Influencia de la composición química

Ya sabemos por la primer parte de este trabajo, que el desarrollo de la textura más adecuada en orden a la optimización del índice $\bar{r}$ era función de:

- a) Variables termomecánicas empleadas en el proceso siderúrgico de obtención de estos materiales.
- b) Composición química del material de partida.

Hasta el momento presente nos hemos ocupado del estudio de las variables termomecánicas empleadas en el proceso de recristalización del material. Vamos a ver a continuación la incidencia de la composición química en el proceso de optimización de la embutibilidad del material, especialmente en lo que a los contenidos de aluminio y nitrógeno se refiere.

Los profesores D.T. Gawne y R.C. Hudd (49) han estudiado de forma experimental la variación en la textura con los contenidos de nitrógeno y aluminio, en base a la cinética de formación y coalescencia de los precipitados de nitruro de aluminio y su efecto sobre la recristalización selectiva.

Pudiendo afirmarse que:

— Para altos contenidos de nitrógeno y aluminio, la coalescencia es rápida, no favoreciendo el desarrollo de la textura $\{111\} \langle uvw \rangle$.

— Para bajos contenidos de nitrógeno se observa una densidad baja en precipitados de nitruro de aluminio, señalando F.A. Hultgren (50) que contenidos de nitrógeno en solución sólida inferiores a 0,0020 % en la banda laminada en caliente, producen, después del proceso de reducción en frío y subsiguiente recocido de recristalización, una estructura de grano equiaxial más propia del proceso de recristalización de un acero efervescente, no induciéndose por lo tanto la adecuada textura en orden a la optimización del índice $\bar{r}$.

— En el caso de bajos contenidos de aluminio tiene lugar después de la recristalización, con lo cual no tiene lugar la inducción de la textura adecuada.

Sin embargo, es importante señalar, que el valor del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ como función de la composición química del material está grandemente influenciado por las variables termomecánicas del proceso siderúrgico. Pudiendo señalarse a modo orientativo, que existen dos máximos de $\bar{r}$ en función de la composición química, presentándose el primero de ellos para los contenidos 0,005 % N_2 y 0,03 % Al soluble, y el segundo en contenidos de aluminio de 0,055 %. En este segundo caso el valor de $\bar{r}$ es menor, pero son permitidas mayores fluctuaciones de la composición química alrededor del máximo, pudiendo recomendarse en la práctica la optimización de la relación, $\bar{r} = f$ (composición química), en función de la práctica siderúrgica empleada en cada instalación en concreto.

En la tabla 4, se muestran los valores de la relación Al soluble/nitrógeno, dados por diversos autores, en orden a la optimización del índice de anisotropía normal $\bar{r}$.

Finalmente cabe señalar, que D.A. Witmer y R.M. Willison (53), estudiando comparativamente las propiedades de aceros cuya composición era: 0,025 % Al soluble, 0,004-0,019 % N_2 , con otros de idéntica composición química, pero en los cuales el nitrógeno había sido añadido mediante un proceso de renitruación en fase sólida durante la etapa de recocido en horno de campana, han demostrado que la adición de nitrógeno durante dicha etapa del proceso no tiene efecto alguno sobre el valor final del índice de anisotropía normal. Esto era de esperar, de conformidad a lo expuesto anteriormente sobre el mecanismo de inducción de texturas mediante la precipitación del nitruro de aluminio, para lo cual el nitrógeno ha de encontrarse en solución sólida previamente a la fase de recristalización.

Tabla 4
Optimización del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ en función de los contenidos del aluminio soluble y nitrógeno

Autores	Relación Al soluble/Nitrógeno
Gawne y Hudd (49)	0,030/0,005 = 6
Aubrun (49)	0,055/0,005 = 11
Ujiye (51)	2,5-6
Nakamura et al (52)	2,5-4
D.A. Witmer y R.M. Willison (53)	1,4-1,8

1.4. Estudio del proceso de recocido industrial empleado en la obtención de estos aceros

Ya hemos estudiado, en esta misma sección, la cinética de la recristalización en su dependencia con el proceso de precipitación de los nitruros de aluminio. Vamos a estudiar seguidamente el proceso de recocido industrial empleado en la obtención de estos aceros.

Dentro del proceso industrial, y de conformidad a lo estudiado anteriormente, pasaré a estudiar seguidamente las siguientes etapas:

- Fase de calentamiento: ratio de calentamiento
- Fase de mantenimiento: tiempos y temperaturas de mantenimiento
- Fase de enfriamiento

ya que influyen sobre el valor del índice de anisotropía $\bar{r}$. Previamente a ello, y en orden a una mejor comprensión de las distintas

etapas del proceso haré una breve descripción de las instalaciones empleadas en la fabricación de dichos aceros.

— *Instalaciones industriales empleadas en la fabricación de estos aceros*

En la figura 18 puede verse el esquema de un horno de campana. Estos hornos de campana son cilíndricos, llevando incorporados a modo de cinturón una serie de quemadores que suministran, mediante la combustión de aire propanado, las calorías necesarias a la mufla o campana que envuelve a la carga.

Estos hornos llevan incorporados normalmente tres registros de temperaturas. El primero de ellos nos mide la temperatura del horno propiamente dicho. El segundo, denominado termopar de base, nos mide la temperatura a la cual se encuentra el gas inerte dentro de la mufla y en contacto con la carga. Finalmente el tercero, colocado en la plataforma de asiento de la base, nos mide la temperatura a la que se encuentra el material, denominándose termopar de carga.

Por lo que respecta a las atmósferas usadas en este tipo de recocidos industriales, puede señalarse que existen diversos tipos de atmósferas, siendo las más comunes aquellas que emplean gases: DX, HNX, HN.

— Para la obtención de atmósferas DX podemos partir de gas de batería de cok, propano, butano, etc., siendo su composición en volumen la indicada en la tabla 5.

— En la obtención de atmósferas HNX se parte de la misma materia prima que en el caso del gas anterior, pero sometiéndolo posteriormente a una serie de procesos químicos, tendentes a eliminar el CO , CO_2 , $(\text{H}_2\text{O})_{\text{VAP.}}$, dando como resultado un gas cuya composición química se muestra en la tabla 6.

— Para la obtención de atmósferas HN (4 % H_2 , resto N_2), debemos obtener separadamente el nitrógeno y el hidrógeno. El nitrógeno lo obtendremos de una destilación fraccionada del aire, el hidrógeno lo podremos obtener mediante la crakización de amoniaco o bien mediante la reforma con vapor de agua del gas natural.

Un estudio más detallado de este tipo de atmósferas puede encontrarse en los trabajos de J. Arnold (54) y W.T. Mainwaring (55).

Pasaré seguidamente a estudiar las distintas etapas que constituyen el proceso de recristalización mediante recocido en horno de campana.

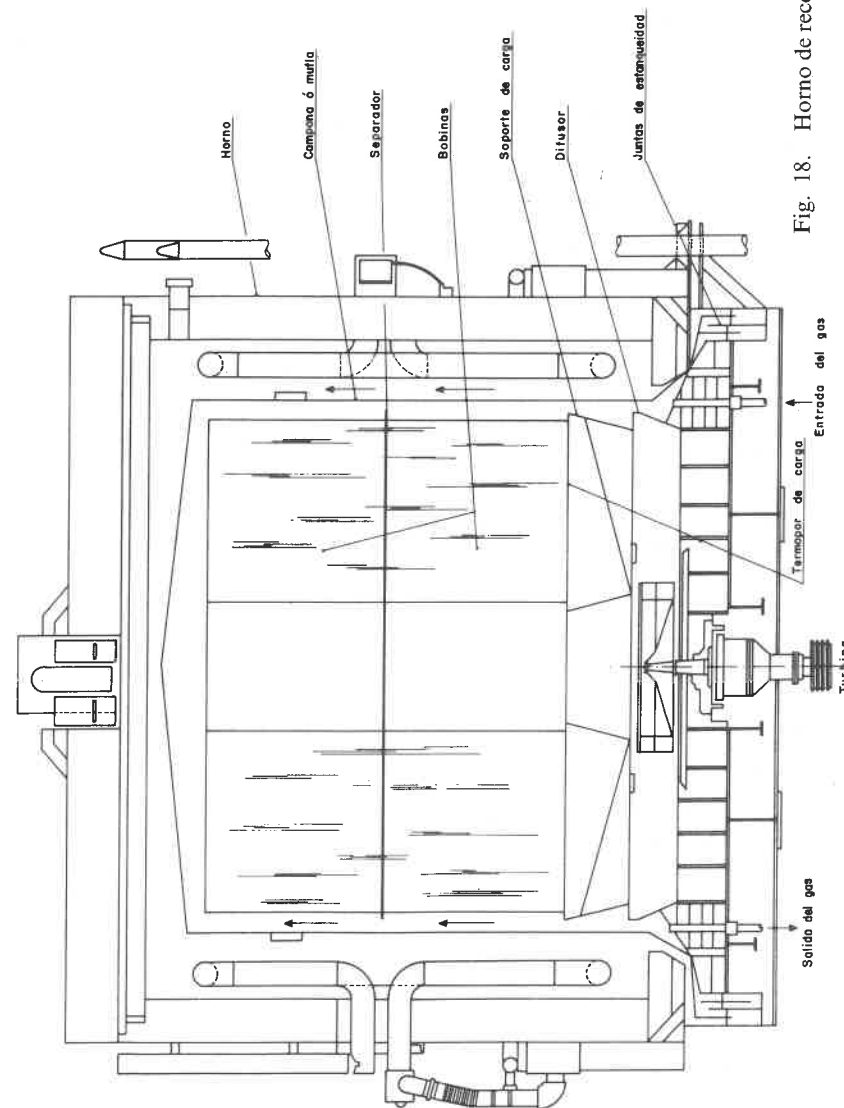


Fig. 18. Horno de recocido.

Tabla 5
Composición en volumen del gas D.X.

H ₂	9-10 %
CO	9-11 %
CO ₂	5- 7 %
O ₂	—
CH ₄	0,2 %
H ₂ O	1,0 %
N ₂	Resto
Punto de Rocío: + 7 °C	

Tabla 6
Composición en volumen del gas H.N.X.

H ₂	5-15 %
CO	0,1-0,2 %
CO ₂	0,1 %
O ₂	0,0005 %
CH ₄	0,01 %
N ₂	Resto
Punto de Rocío: - 40 °C	

— Fase de calentamiento: ratio de calentamiento.

P.N. Richards (56) ha estudiado diversos ratios de calentamiento para aceros calmados al aluminio, pudiendo señalarse que:

— Con velocidades de calentamiento elevadas, hasta alcanzar la temperatura de recocido (690-710 °C), se obtiene una textura de recristalización similar a la de un acero efervescente acompañada de un índice de anisotropía medio $\bar{r} \approx 1$, pudiendo observarse un grano equiaxial propio de un acero efervescente.

— Los valores más altos para el índice de anisotropía normal se obtienen mediante el empleo de ratios de calentamiento lentos, 25 °C/hora, hasta alcanzar la temperatura de recocido, originándose una estructura metalográfica del tipo pan-cake relación 2,5:1.

Trabajos posteriores realizados por Kazuo Matsudo y Kazuhide Nakaoka (57) señalan, que en los aceros calmados y estabilizados aluminio con contenidos de aluminio soluble < 0,032 % el valor del índice $\bar{r}$ decrece en forma lineal con el incremento del ratio de calentamiento, apareciendo para contenidos de aluminio

Al > 0,032 % un máximo en el valor de $\bar{r}$ que se corresponde con un determinado valor del ratio de calentamiento. Dicho valor del ratio de calentamiento, correspondiente al máximo de $\bar{r}$, se desplaza hacia la derecha conforme aumenta el contenido de aluminio como se indica en la figura 19, pudiendo señalarse que estudios más modernos (58) hacen depender al ratio de calentamiento correspondiente al máximo de $\bar{r}$, no sólo del contenido de aluminio sino también de los contenidos de nitrógeno y manganeso, así como de la reducción en frío. No pudiendo darse por lo tanto una práctica operativa general y siendo necesario determinar en cada caso el valor óptimo del ratio de calentamiento en función de la composición química del material.

Sin embargo, por razones económicas y de conformidad a la exposición teórica realizada anteriormente sobre la cinética de la precipitación de los nitruros de aluminio, es posible sustituir esta práctica operatoria por otra consistente en calentar el material, tan rápidamente como sea posible, hasta el inicio de la precipitación de los nitruros de aluminio. Deteniendo en ese instante el calentamiento y dando al material un «palier» de mantenimiento, en la zona correspondiente al bloqueo en la recristalización del material, hasta lograr la inducción de la textura deseada mediante la precipitación y coalescencia de los nitruros de aluminio. Siendo la práctica operatoria recomendada, la que conlleva un mantenimiento de 1 ó 2 horas a la temperatura de 500 °C o aquella realizada a 450 °C con un período de 8 horas de mantenimiento.

Al objeto de obtener los valores máximos en el índice $\bar{r}$, es necesario no superar el ratio de 180 °C/hora en el resto de la fase de calentamiento hasta alcanzar la temperatura de recocido deseada.

De conformidad a todo esto, en la tabla 7 se muestran comparativamente los resultados obtenidos por P.N. Richards (59) mediante el empleo de ambas prácticas operatorias, pudiendo apreciarse que la diferencia en el valor de $\bar{r}$ es mínima.

— Fase de mantenimiento: temperaturas y tiempos de mantenimiento

La fase de calentamiento se puede dar por concluida cuando el termopar de base, que nos mide la temperatura de la carga, alcanza la temperatura de mantenimiento consignada señalada por nosotros dependiendo del ciclo de recocido que se desee dar al material. Sin embargo, dada la naturaleza de la transmisión de calor por conducción no será posible alcanzar uniformemente la temperatura de recocido en toda la carga, sino que se tardará un determinado tiempo en producirse la homogeneización de la misma. En la figura 20 se muestran las fases de calentamiento y man-

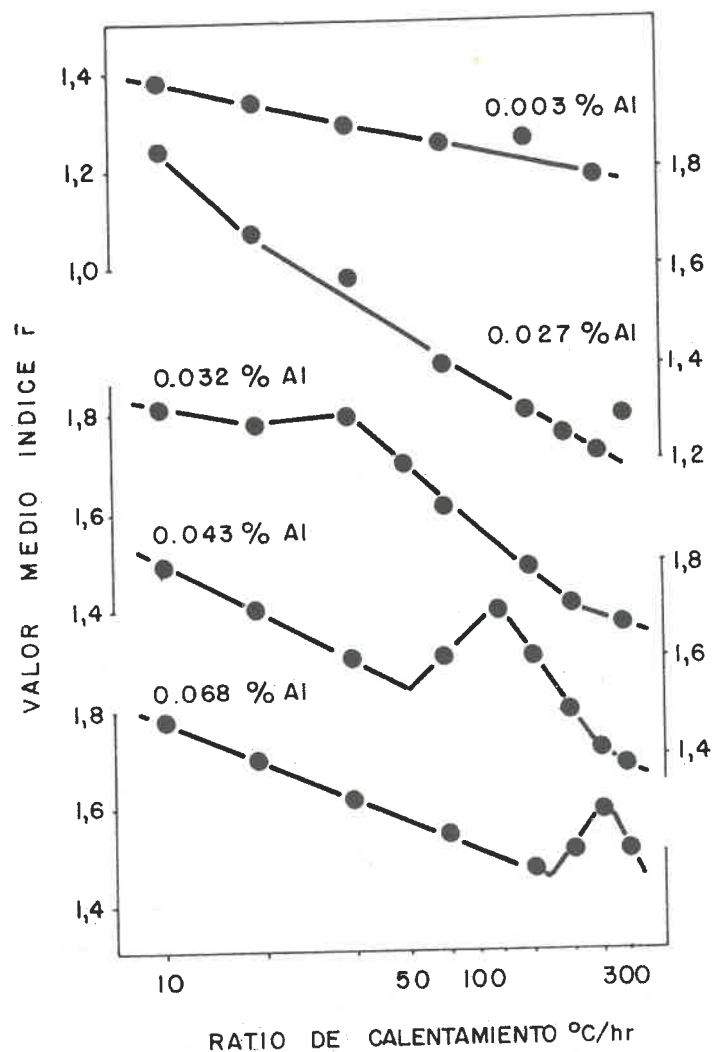


Fig. 19. Optimización del índice $\bar{f}$ como función del ratio de calentamiento C°/hora para aceros calmados y estabilizados, con diversos contenidos de aluminio.

Tabla 7
Valores medios del índice $\bar{f}$ obtenidos en aceros calmados y estabilizados mediante calentamiento lento hasta la temperatura de recocido o mediante el empleo de «palier»

Práctica operatoria (1): Calentamiento lento (25 °C/hora) hasta 690 °C, recocido 6 horas.

Práctica operatoria (2): Palier a 500 °C (4 horas), calentamiento (180 °C/hora) hasta 690 °C, recocido 6 horas.

Tipo de acero	Composición química				Temperaturas		Práctica operatoria	$\bar{f}$
	% C	% Mn	% Al	% N ₂	Acabado	Bobinado		
A	0,050	0,41	0,04	0,0045	885	635	(1)	1,70
C	0,040	0,41	0,05	0,0040	850	625		1,64
D	0,045	0,41	0,055	0,0045	900	650		1,83
A	Idem				Idem		(2)	1,65
C								1,62
D								1,69

tenimiento para el recocido en bobina cerrada de un acero calmado o estabilizado al aluminio, así como la evolución de las temperaturas correspondientes al termopar de base y aquella que corresponde a la zona más fría dentro de la carga.

En lo que respecta a la influencia de la temperatura de mantenimiento sobre el valor del índice de anisotropía normal $\bar{r}$, es posible señalar, que conforme aumenta el valor de la temperatura de mantenimiento aumenta ligeramente el valor del índice $\bar{r}$, disminuyendo seguidamente a partir de 880 °C dada la textura al azar que se introduce con la transformación alotrópica $\gamma \rightarrow \alpha$ a esas temperaturas.

Sin embargo, por razones técnicas, no se puede alcanzar en la práctica temperaturas tan elevadas, ya que se producirían, especialmente en el caso de recocidos en bobina abierta, deformaciones en las bobinas situadas en la parte inferior de la pila debido al peso del resto de la carga. No sobrepasándose en la práctica habitual de recocido en horno de campana la temperatura de 750 °C.

Por lo que al tiempo de mantenimiento se refiere, es práctica habitual señalar en cada instalación un tiempo de mantenimiento fijo como función del espesor y calidad metalúrgica del material.

En orden a aumentar la productividad mediante la optimización del tiempo de mantenimiento, E.A. Mizikar et al. (60), basándose en estudios previos del J.L. Graham Research Laboratory, que señalan que para el caso de aceros calmados y estabilizados al aluminio, una temperatura de 700 °C acompañada de un mantenimiento de 5 horas es suficiente para completar el proceso de recrystalización obteniéndose los valores deseados en el índice $\bar{r}$, han desarrollado un modelo teórico para el cálculo de dicho tiempo, considerando la base como un intercambiador de calor y calculando el tiempo necesario para que la parte más fría de la carga tenga un tiempo mínimo de calentamiento de 5 horas a 700 °C.

La expresión matemática resultante del desarrollo de dicho modelo, en el cual se han tenido en cuenta los siguientes parámetros: ancho de la bobina, diámetro de la bobina, espesor, número de alturas por base, posición de la bobina dentro de la base, peso de la carga y tiempos de calentamiento, es la siguiente:

$$T \text{ (mantenimiento, horas)} = 31 + 6,30 \cdot 10^{-3} \cdot (\text{Ancho mm}) + 0,05 \cdot (\text{Peso Tm}) - 3,23 \cdot (\text{Número de bobinas}) - 4,68 \cdot (\text{Tiempo de calentamiento})^{1/2} + 1.620,53 \cdot P / (\text{Ancho mm}).$$

Siendo $P = 0$ para cargas de dos bobinas.

Siendo $P = 1$ para cargas de más de dos bobinas.

Dado que las pruebas se realizaron en amplios márgenes para los parámetros arriba mencionados, esta expresión puede ser empleada en operaciones industriales normales con un límite de fiabilidad del 95 %. Debiendo sin embargo ajustarse las constantes de esta expresión, en función del diseño específico de la instalación, en lo que a caudales de las turbinas y potencia calorífica de los hornos se refiere.

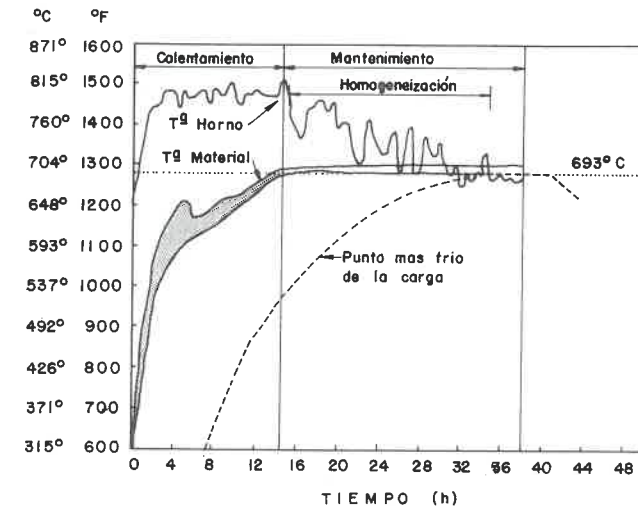


Fig. 20. Ciclo de recocido en bobina cerrada de aceros calmados y estabilizados al aluminio.

— Fase de enfriamiento

En lo que a la fase de enfriamiento se refiere, esta no tiene influencia alguna sobre los valores del índice de anisotropía normal $\bar{r}$. No debiendo ser retirada la mufla hasta que el material haya alcanzado la temperatura de 100 °C, a efectos de prevenir la posible oxidación del material. La optimización de esta última fase del recocido, en lo que a productividad se refiere, ha sido ampliamente estudiada por H. Wolff, R. Schneider (61).

2. PROCESO DE LAMINACION EN CALIENTE, TEMPERATURAS DE BOBINADO

Dentro del proceso de laminación en caliente, dos son las etapas cuyos parámetros operacionales tienen una influencia decisiva sobre la textura de laminación en caliente y como consecuencia de ello sobre las texturas de los ulteriores procesos y embutibilidad del producto final.

Dichos parámetros operacionales son:

- Temperatura de laminación acabadora.
- Temperatura de bobinado.

Veamos ahora las condiciones de optimización de estos parámetros, suponiendo constante la composición química así como el resto de las variables termomecánicas de las demás etapas de este proceso siderúrgico.

—Temperatura de laminación acabadora:

De los estudios realizados por R.L. Whiteley (62), sobre la temperatura de laminación acabadora, manteniendo constante la composición química y demás variables termomecánicas del proceso incluida la temperatura de bobinado, se deduce que temperaturas de laminación acabadora en caliente bajas, del orden de 760-770 °C, no son deseables para los aceros calmados y estabilizados al aluminio, señalándose una temperatura comprendida entre 880-890 °C como la más idónea en orden a inducir las texturas más adecuadas en posteriores procesos. En la figura 21 se puede apreciar la variación del índice de anisotropía normal en un acero calmado, cuya composición química se muestra en la tabla 8 (acero A) y con temperatura de bobinado comprendida entre 550-570 °C, en función del porcentaje de reducción en frío posterior.

Tabla 8
Composición química de los aceros calmados empleados por Whiteley

	% C	% Mn	% P	% S	% Al
Acero calmado A	0,07	0,35	0,009	0,020	0,07
Acero calmado B	0,06	0,33	0,009	0,027	0,036
Acero efervescente C	0,03	0,30	0,010	0,027	0,005

La variación del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ con la temperatura de laminación acabadora es atribuible al hecho por el cual, a igualdad de los demás factores, si la temperatura de laminación

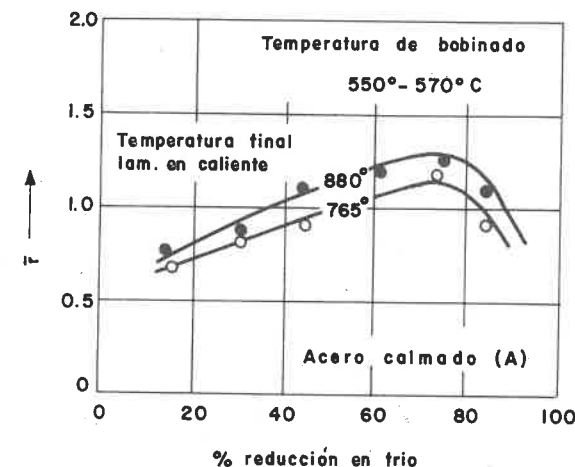


Fig. 21. Variación del índice $\bar{r}$ en función de la temperatura de laminación acabadora, para distintos grados de reducción en frío.

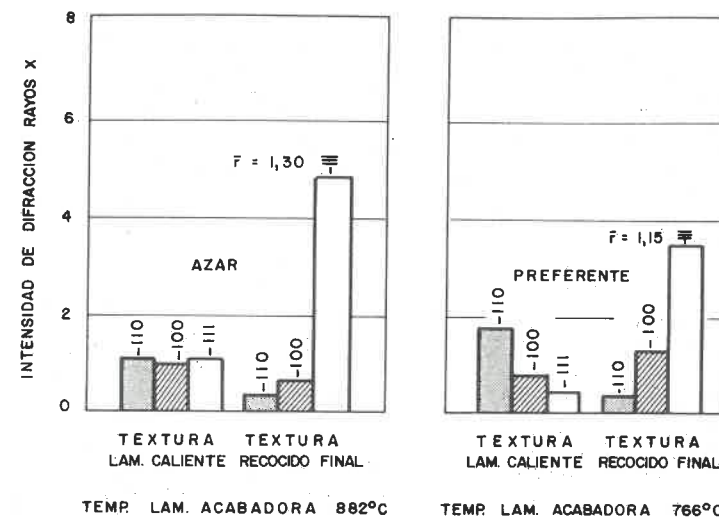


Fig. 22. Relación entre las texturas de laminación en caliente y recocido final, en función de la temperatura de laminación acabadora.

acabadora es inferior a T_{Ar3} , temperaturas bajas, la textura formada en este proceso tiene una mayor componente en la dirección {110} y menor en la {111}, lo cual se traduce en una textura menos nítida en la dirección {111} en el posterior proceso de recocido en horno de campana. Por el contrario, una temperatura de laminación acabadora superior a T_{Ar3} se traduce en una textura sin direcciones preferentes, lo cual permite un desarrollo más fácil de la textura {111} en el proceso de recocido posterior. Estos aspectos pueden verse en la figura 22 donde se muestran las texturas de laminación en caliente, recocido final e índice $\bar{r}$, en función de la temperatura de laminación acabadora.

Estudios más recientes han mostrado que, como consecuencia del proceso de laminación en caliente, se pueden generar texturas diferentes en el centro de la chapa de aquellas existentes en la superficie de la misma. Siendo atribuible este fenómeno, bien a la presencia durante el proceso de bobinado (equivalente a un normalizado) de ferrita deformada remanente, o bien a un proceso no homogéneo de reducción en la laminación acabadora, siendo desfavorable su efecto en ambos casos.

— Temperatura de bobinado:

R.L. Whiteley y D.E. Wise (63) han estudiado la relación del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ con la temperatura de bobinado para aceros efervescentes y calmados al aluminio, cuyas composiciones se muestran en la tabla 8. De la representación de los resultados obtenidos en la figura 23, puede señalarse que:

— A temperaturas altas de bobinado, $T > 620^\circ\text{C}$, se igualan las características de embutibilidad de los aceros efervescentes C y calmados A y B. Pudiendo explicarse este fenómeno, de acuerdo a lo señalado en la sección anterior, en función de una precipitación previa de los nitruros de aluminio en esta fase de la laminación en caliente. No siendo posible por lo tanto su precipitación posterior en la etapa de recristalización, ni por consiguiente la inducción de la textura adecuada a la optimización del índice $\bar{r}$.

De ahí la importancia fundamental de evitar la pre-precipitación de los nitruros de aluminio durante la fase de bobinado en la laminación en caliente, poniendo especial atención en evitar temperaturas de bobinado demasiado elevadas, $T > 620^\circ\text{C}$ ($650-700^\circ\text{C}$), práctica común en esta fase de laminación en caliente realizada en orden a evitar problemas en el enrollamiento, especialmente en trenes de laminación lentos, siendo recomendable operar con temperaturas comprendidas entre $550-575^\circ\text{C}$.

— Por otra parte, cabe señalar que esto ya había sido corroborado de forma experimental por F.A. Hultgren (64) en 1968, estudiando la influencia de la temperatura de bobinado sobre las

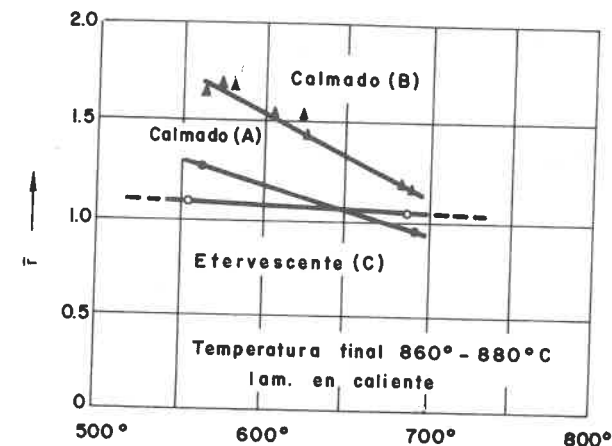


Fig. 23. Temperatura de bobinado.

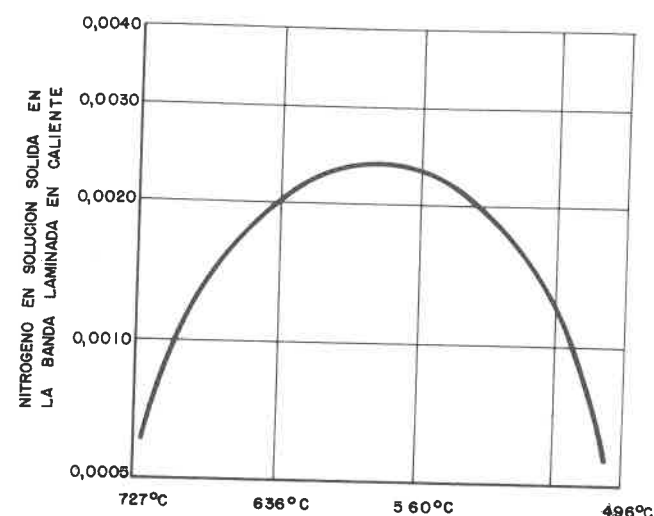


Fig. 24. Temperatura de bobinado.

cantidades de nitrógeno presentes en solución sólida en la banda después del proceso de laminación en caliente como se muestra en la figura 24, alcanzándose un máximo en la cantidad de nitrógeno presente en solución sólida a temperaturas comprendidas entre 575-598 °C. Ahora bien, dado que los contenidos de nitrógeno en solución sólida en hierro y en equilibrio con el aluminio a la temperatura de 870 °C es de 0,0010 %, mientras que los valores aquí encontrados, para temperaturas sensiblemente inferiores del orden de 560 °C, son de 0,0024 %. Cabe deducir por lo tanto, un tipo de proceso mediante el cual el nitrógeno presente en el acero se redisuelve pasando a solución sólida, reprecipitado posteriormente si la temperatura de bobinado es demasiado alta.

Pudiendo afirmarse por lo tanto que:

— A temperaturas demasiado bajas, $T < 490\text{ °C}$, no se produce la redisolución del nitrógeno, por otra parte, en la práctica industrial estas temperaturas darían problemas por la dificultad de enrollamiento en el bobinado.

— A temperaturas demasiado elevadas, $T > 620\text{ °C}$, se acelera la cinética del proceso de reprecipitación del nitrógeno en forma de nitruros de aluminio, tal y como lo hemos estudiado en el apartado correspondiente al proceso de precipitación y coalescencia de los nitruros de aluminio, siendo esta precipitación anticipada la que evita la inducción de la textura adecuada en el posterior proceso de recocido. Por todo ello, las temperaturas de bobinado comprendidas entre 550-575 °C son las óptimas en lo que a obtención de características de embutibilidad se refiere.

3. PROCESO DE LAMINACION EN FRÍO

Por lo que respecta al proceso de laminación en frío, a igualdad de los demás parámetros operacionales del proceso, la embutibilidad de los aceros calmados y estabilizados al aluminio depende de:

- Tasa de reducción en frío (%).
- Lubricación del material en el transcurso del proceso de reducción en frío.

Por lo que respecta al primero de ambos factores cual es el tanto por ciento (%) de reducción en frío, es conocido el hecho de que la textura de laminación en frío, en aceros de bajo contenido en carbono, es independiente de la existencia o no de precipitados de nitruro de aluminio. Siendo la textura común a todos los metales B.C.C. la constituida por las siguientes componentes:

- Componente fuerte $\{001\} <110>$
- Componente intermedia $\{112\} <\bar{1}\bar{1}0>$
- Componente intermedia $\{111\} <112>$

Esta tercera componente va desapareciendo para reducciones superiores a un 95 %, sin embargo para la práctica operatoria normal con reducciones comprendidas entre un 60-70 % las tres componentes anteriormente citadas describen bien la textura del material.

Es de hacer notar sin embargo la influencia de la lubricación, ya que cuando ésta no existe o no es suficiente, aparece una capa superficial de 4 a 6 centésimas de milímetro con una textura superficial diferente, lo cual introduce una inhomogeneidad respecto al resto del material, dando como consecuencia un empeoramiento del índice $\bar{r}$. Ello puede ser debido a una diferencia en la rotación de los cristales, entre la superficie y el centro de la chapa como consecuencia de una lubricación defectuosa.

Los profesores Kazuo Matsudo y Kazuhide Nakaoka (65) han estudiado la variación del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ e isotropía plana Δr en función del porcentaje de reducción en frío, de acuerdo a estos autores puede señalarse que:

— Para una reducción en frío determinada, el índice $\bar{r}$ aumenta conforme se mejora la lubricación del material.

— El máximo valor del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ aparece en función de la lubricación para las siguientes tasas de reducción en frío.

Condición de lubricación	Tasa de reducción en frío
Sin lubricación	50 %
Lubricación con agua	60 %
Lubricación con emulsión de aceite	60-80 %

— La reducción en frío correspondiente a un máximo valor de $\bar{r}$ depende también del contenido en carbono, debiéndose, en orden a la optimización del índice $\bar{r}$, aumentar el porcentaje de reducción en frío conforme disminuye el contenido de carbono.

En la figura 25 se muestra la variación del índice $\bar{r}$ en función del porcentaje de reducción en frío, para un acero calmado al aluminio cuya composición es la siguiente: C, 0,07 %; Mn, 0,35 %; P, 0,009 %; S, 0,020 %, y Al, 0,07 %.

— Por lo que respecta a la influencia de la tasa de reducción en frío sobre el índice de isotropía plana Δr se puede señalar que,

a igualdad de los demás parámetros, el índice Δr tiende a optimizarse ($\Delta r \rightarrow 0$) para valores en la reducción en frío del 20 y 85 %, para los cuales no aparecen orejas en el posterior proceso de embutición. Sin embargo, ya se ha señalado que estos valores de la reducción en frío son negativos por lo que al valor del índice $\bar{r}$ se refiere, por lo que será necesario buscar un compromiso consistente en reducciones próximas al 70 % realizadas con emulsión de aceite.

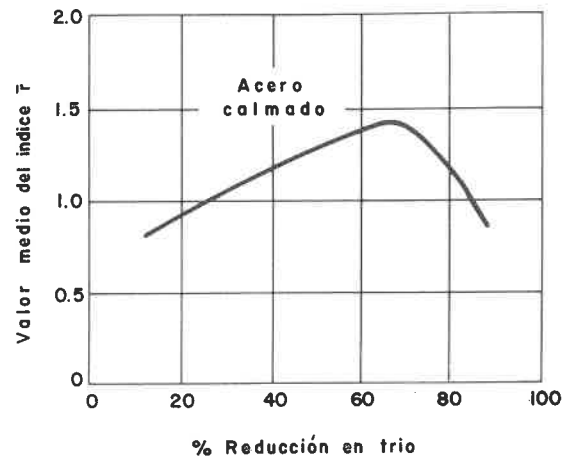


Fig. 25. Variación del índice $\bar{r}$ para un acero calmado al aluminio.

B. ACEROS CALMADOS AL NIOBIO

1. INTRODUCCION

Es de señalar que la industria moderna, especialmente la de automoción, requiere materiales cada vez más selectivos en lo que a índice de embutibilidad se refiere, no siendo en algunos casos suficiente los aceros comúnmente empleados, tales como los aceros calmados y estabilizados al aluminio.

Por ello, incluiremos en este segundo apartado los aceros calmados al niobio destinados a embuticiones extraprofundas para usos especiales, los cuales después de un proceso siderúrgico apropiado, presentan valores del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ superiores a los de los aceros calmados y estabilizados al aluminio.

Por otra parte, ya hemos señalado en los primeros apartados de este trabajo la importancia del índice de isotropía plana, $\Delta r = 1/2 (r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ})$, en la embutibilidad de los materiales. Pues bien, estos aceros presentan valores del índice de isotropía plana inferiores a los de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, ya que en ellos la distribución de valores del índice r en las direcciones 0° , 45° , 90° , es la siguiente: $r_{90^\circ} > r_{45^\circ} > r_{0^\circ}$, siendo por lo tanto el valor del índice Δr inferior al de los aceros calmados y estabilizados al aluminio donde dicha distribución es $r_{90^\circ} > r_{0^\circ} > r_{45^\circ}$.

Aunque el mecanismo de generación de texturas en estos aceros no es bien conocido, sí puede señalarse que los valores de los índices de anisotropía normal e isotropía plana son función de la textura final del acero. Pudiendo demostrarse las siguientes relaciones de interdependencia.

$$\begin{aligned} \text{Aptitud del material al proceso de conformado por embutición} &= f_1 \left| \begin{array}{l} \text{Anisotropía normal} \\ \text{Isotropía plana} \end{array} \right| = \\ &= f_2 \left| \begin{array}{l} \text{Textura del material} \\ \text{recocido} \end{array} \right| = f_3 \left| \begin{array}{l} \text{Textura de laminación} \\ \text{en caliente} \end{array} \right| \end{aligned}$$

Esta textura de laminación en caliente es función a su vez de la composición química, temperatura de laminación acabadora y temperatura de bobinado. Estando el proceso en su conjunto influenciado, aunque en muy inferior medida, por los procesos de reducción en frío y recristalización.

Pasaremos seguidamente a considerar las diversas etapas del proceso siderúrgico de obtención de estos aceros, los cuales presentan un contenido bajo en carbono después de un proceso de desgasificación al vacío en acería.

2. PROCESOS SIDERURGICOS EMPLEADOS EN LA OBTENCIÓN DE ESTOS ACEROS

2.1. Proceso de laminación en caliente

Aunque tradicionalmente los elevados valores de $\bar{r}$ y los marcados tipos de texturas, próximas a la $\{111\} \langle uvw \rangle$, después del recocido en estos aceros han sido atribuidos a la presencia de precipitados de CNNb, los profesores R. Gillanders et al (66) han proporcionado la evidencia de que tal influencia se realiza a través de la inducción de texturas en la laminación en caliente, siendo éstas las que desempeñan un papel decisivo en las texturas finales de recocido.

Estos autores han correlacionado las texturas de laminación en caliente, fundamentalmente la $\{112\} \langle 110 \rangle$, con los valores finales del índice $\bar{r}$ después del proceso de recocido, y aunque como ya he señalado anteriormente, existe una dependencia del índice $\bar{r}$ en función de los parámetros operacionales del proceso, es posible afirmar que para un proceso dado, la textura de laminación en caliente es fundamental en los valores finales del índice $\bar{r}$. Siendo esta textura de laminación en caliente a su vez función de la composición química del acero, obteniéndose la textura más nítida en la banda laminada en caliente para contenidos de niobio comprendidos entre 0,12 y 0,23 %.

Sin embargo, R.E. Hook et al (67) señalan, que cuando el contenido de niobio presente en solución sólida en la ferrita obtenido mediante la expresión:

$$\begin{aligned} \text{Nb}_{\text{SOL} \cdot \text{SOL}} \cdot \alpha &= \text{Nb}_{\text{TOTAL}} - 7,75 \cdot \%C - 6,65 \cdot \%N - \\ &\quad - \frac{\%Al \text{ soluble en ácido}}{1,93} \end{aligned}$$

es inferior a 0,025 %, la textura final obtenida en estos aceros no difiere marcadamente de la obtenida en aceros calmados y estabilizados al aluminio. Por el contrario, cuando el contenido de niobio en solución sólida es superior a 0,025 %, se incrementan las componentes de textura propias de estos aceros y que estudiaremos en la fase de recocido. Esto nos lleva a pensar que el mecanismo de inducción de texturas no sólo está influenciado por los precipitados de CNNb, sino además por el contenido de niobio en solución sólida dentro del acero.

Aunque como ya hemos señalado anteriormente, el mecanismo de la inducción de textura no es completamente conocido, cabe señalar, que contrariamente a lo que sucede en los aceros calmados y estabilizados al aluminio, donde la ausencia de precipitados durante la fase de laminación en caliente permite la fácil recristalización de la austenita, produciéndose la transformación de austenita a ferrita desde una austenita completamente recristalizada mediante la destrucción de la textura F.C.C. de laminación y obteniéndose por lo tanto una textura débil en la ferrita, por el contrario, en los aceros calmados al niobio y de conformidad a los trabajos de A. Jones y B. Walker (68), la austenita permanece esencialmente no recristalizada previamente a la transformación a ferrita, siendo la inhibición en la recristalización atribuible a los precipitados finamente dispersos de CNNb mediante el mecanismo de anclaje de las subjetas de grano. Obteniéndose finalmente una fuerte textura $\{112\} \langle 110 \rangle$ en la ferrita recristalizada, proveniente de una textura F.C.C. muy marcada de laminación.

— De acuerdo con esto, la temperatura de laminación acabadora ejerce una gran influencia sobre la textura de laminación en caliente y por consiguiente en la embutibilidad del material. Ya que el empleo de una temperatura de laminación acabadora demasiado elevada lleva consigo la recristalización completa de la austenita, produciéndose el cambio de fase $\text{Fe} \gamma \rightarrow \text{Fe} \alpha$ desde una austenita completamente recristalizada, lo cual dará como consecuencia una textura menos nítida de laminación en caliente. No siendo por ello deseable que la temperatura de laminación acabadora supere el rango de temperaturas de 900-943 °C.

Por otra parte R.E. Hook et al (69), han encontrado experimentalmente que temperaturas de laminación en caliente bajas, 705-816 °C, dan como resultado valores bajos en el índice $\bar{r}$ al final del proceso.

— En lo que a las temperaturas de bobinado se refiere, en la tabla 9 se muestran las temperaturas de trabajo de distintos autores, pudiendo señalarse que el valor del índice $\bar{r}$ no viene afectado, a diferencia de lo que sucede en el caso de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, por la temperatura de bobinado. Afirmandose incluso en el caso de R.E. Hook et al (72), que suministrando un recocido posterior al material laminado en caliente (871 °C, 1/2 hora) no se producían variaciones en el índice $\bar{r}$, observándose únicamente una coalescencia de los precipitados de CNNb.

Tabla 9
Valores empleados por distintos autores para la temperatura de bobinado en el proceso de laminación en caliente de aceros al niobio

Temperatura de bobinado	Autor
575-630 °C	R. Gillanders et al (70)
620-677 °C	P.R. Mould and J.M. Gray (71)
593-705 °C	R.E. Hook et al (72)

2.2. Proceso de laminación en frío

Durante el proceso de laminación en frío se produce un reforzamiento de las texturas ya existentes como consecuencia del proceso de laminación en caliente, especialmente en lo que a las componentes $\{112\} \langle 110 \rangle$ y $\{111\} \langle 112 \rangle$ se refiere. Este proceso de reforzamiento de texturas se optimiza cuando:

a) Se emplean ratios de reducción comprendidos entre 60 y 80 %, siendo aconsejable emplear el ratio de reducción superior conforme aumenta el contenido de niobio en el acero.

b) Aumenta el contenido de niobio en solución sólida, siendo por lo tanto recomendable en el procesamiento industrial de este tipo de aceros emplear los límites superiores de reducción.

2.3. Proceso de recrystalización. Texturas

El proceso de recocido industrial de estos aceros se lleva a cabo en las mismas instalaciones industriales y con atmósferas de recocido idénticas a las descritas para el recocido de los aceros calmados y estabilizados al aluminio. Pudiendo señalarse, que los valores del índice $\bar{r}$ no son modificados por los ratios de calenta-

miento, siempre que se complete debidamente el proceso de recrystalización del acero.

Este último punto es importante, habida cuenta de que los aceros con contenidos elevados en niobio (0,23-0,27 %), recrystalizan con dificultad, independientemente del grado de reducción en frío suministrado previamente, mostrándose en la tabla 10 la temperatura de recrystalización de estos aceros en función del contenido de niobio presente en los mismos.

Este proceso de aumento de la temperatura de recrystalización como función del tanto por ciento de niobio ha sido estudiado por diversos autores (73, 74, 75), estando asociado al efecto producido por la dispersión de los precipitados de CNNb y exceso de niobio en solución sólida sobre el proceso de recrystalización del acero.

En lo que se refiere a las texturas originadas en el proceso de recrystalización de estos aceros, se observa que la textura de laminación en caliente $\{211\} \langle 110 \rangle$ reforzada durante el proceso de laminación en frío pasa a ser remplazada por texturas de recocido. Pudiendo señalarse dos casos, en función del contenido de niobio presente en solución sólida en la ferrita:

a) Para contenidos de $Nb_{SOL\alpha} < 0,025 \%$

Se obtiene una componente de textura fuerte $\{557\} \langle 110 \rangle$, seguida en intensidad por las componentes $\{322\} \langle 269 \rangle$ y $\{111\} \langle 110 \rangle$.

b) Para contenidos de $Nb_{SOL\alpha} > 0,025 \%$

Se desarrollan dos componentes de textura fuerte próximas a la $\{111\} \langle uvw \rangle$, a saber: $\{554\} \langle 225 \rangle$, $\{322\} \langle 296 \rangle$ y una componente débil próxima a $\{110\} \langle uvw \rangle$, siendo esta distribución más acusada conforme aumenta el contenido de niobio disuelto en solución sólida.

Esta distribución de texturas próximas a la $\{111\} \langle uvw \rangle$, da como consecuencia un elevado índice de anisotropía normal en estos aceros.

Tabla 10
Temperaturas de recrystalización en función del contenido de niobio en el acero

Composición química (% Nb)	Temperatura de recrystalización
0,07 %	670-690
0,12 %	720-740
0,23 %	725-750
0,27 %	745-760

3. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION QUIMICA EN EL INDICE DE ANISOTROPIA NORMAL E ISOTROPIA PLANA

Ya hemos señalado anteriormente en este apartado, como las texturas finales de recocido eran función de las texturas generadas en el proceso de laminación en caliente, las cuales dependían a su vez de la composición química del acero. De conformidad a esto, pueden verse en la figura 26, los valores de los índices $\bar{r}$ y Δr en función de la relación Nb/C+N obtenidos por P. Messien y T. Greday (76), empleando como parámetros operacionales del proceso los valores señalados anteriormente.

En estas condiciones es posible señalar, que el índice de anisotropía normal $\bar{r}$ toma su valor máximo para relaciones Nb/C+N = 11, siendo asimismo muy bueno el valor del índice de isotropía plana Δr .

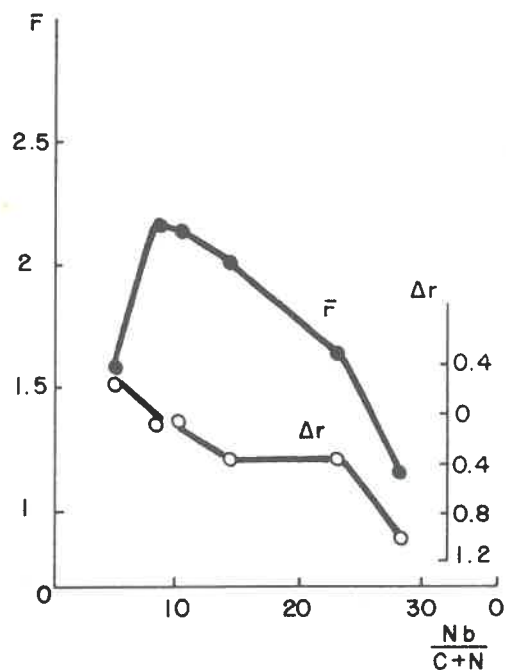


Fig. 26. Valores del índice de anisotropía normal e isotropía plana como función de la composición química.

Por lo tanto y en función de la composición química es posible afirmar que:

— Para contenidos bajos en niobio ($Nb_{SOL.a} < 0,025 \%$), el índice de anisotropía normal toma valores similares a los de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, $\bar{r} = 1,45-1,60$.

— Por el contrario, para contenidos en niobio en solución sólida en la ferrita superiores a 0,025 % y mediante el empleo de la práctica siderúrgica correcta, es posible obtener en el índice de anisotropía normal valores comprendidos entre 1,70 y 2,00 e incluso superiores, siendo asimismo el índice de isotropía plana inferior al de los aceros calmados y estabilizados al aluminio. Todo lo cual hace de este acero un material muy adecuado para embuticiones que presenten una dificultad superior a la normal.

C. ACEROS EFERVESCENTES ESPECIALES CON DESTINO A EMBUTICION EXTRAPRO- FUNDA

1. INTRODUCCION

Este tipo de aceros, desarrollado por Armco (77), consiste en un acero efervescente para embutición extraprofunda, que combina las características de calidad superficial de un acero efervescente con las de embutición de un calmado al aluminio, debiendo señalarse que el proceso siderúrgico para la obtención de estos aceros es sólo operativo actualmente a escala semi-industrial.

Por lo tanto nos situamos en la línea de los aceros estabilizados al aluminio, presentando como estos la ventaja de tener una piel efervescente y un núcleo calmado, siendo además su coste de obtención más barato. Sin embargo, como más tarde señalaremos, este procedimiento presenta algunos puntos adversos de difícil superación que hacen que el procedimiento no haya tenido todo el desarrollo que cabía esperar de él.

2. PRACTICA SIDERURGICA DE OBTENCION DE ES- TOS ACEROS

2.1. Composición química de colada en acería

La práctica siderúrgica de obtención de estos aceros es muy similar a la de los aceros efervescentes, siendo no obstante fundamental en este caso la composición de colada obtenida en acería. Mostrándose en la tabla 11 las composiciones típicas de un acero efervescente normal frente a las de un acero efervescente para embutición extraprofunda.

Analicemos más detalladamente la influencia de cada uno de los componentes del acero.

—Carbono: si el contenido de carbono es inferior a 0,01 %, se presenta un fenómeno de crecimiento de grano y pérdida de resistencia mecánica durante el proceso de recrystalización. Si por el contrario el contenido de carbono es superior a 0,1 % se presenta un tamaño de grano demasiado fino, que no es el más adecuado para una buena embutición.

—Manganeso: la cantidad de este elemento, juntamente con la de azufre, es fundamental en la obtención de la adecuada textura de embutición.

Ya con anterioridad diversos investigadores (78, 79, 80), habían señalado que la embutibilidad de la chapa laminada en frío y recrystalizada podía ser mejorada reduciendo los contenidos en manganeso.

Recientes investigaciones (81) han mostrado experimentalmente, que reduciendo el contenido de manganeso ($Mn < 0,1 \%$) y mediante una práctica siderúrgica adecuada, es posible incrementar la componente de textura $\{111\} <uvw>$ a expensas de las componentes $\{110\} <uvw>$ $\{100\} <uvw>$, siendo esta inducción de textura debida al efecto producido por los precipitados de S (Fe, Mn) en la etapa final de la recrystalización no siendo el mecanismo de esta acción aún bien conocido.

—Azufre: el contenido de azufre debe estar por debajo de 0,015 %. Es muy importante hacer notar, que para la obtención de la adecuada textura de embutición en estos aceros es fundamental el perfecto equilibrio entre los contenidos de manganeso, azufre y oxígeno. Siendo la relación óptima en orden a conseguir la textura adecuada, aquella en la cual la relación $Mn/S > 10$, siempre que cada uno de los componentes se encuentren dentro de los límites especificados en la tabla 11.

Tabla 11
Composición química de aceros; efervescente normal y efervescente para embutición extraprofunda

	Eferv. normal	Eferv. emb. extraprofunda
C	0,05/0,10	0,01/0,1
Mn	0,25/0,40	0,02/0,2
S	$\ll 0,05$ (Máx.)	0,015 (Máx.)
P	$\ll 0,04$ (Máx.)	—
Si	—	—
O ₂	0,02/0,05	0,02/0,08

—Silicio y Fósforo: se deben encontrar sólo como trazas en el material, ya que en cualquier cantidad en la que se encuentren dificultan la formación de la adecuada textura de embutición.

1.2. Laminaciones en caliente y frío, recocidos de recrystalización de estos aceros

En lo que respecta a la laminación en caliente, es de señalar, que temperaturas de bobinado comprendidas entre 550 y 650 °C dan como resultado buenos índices de anisotropía normal e isotropía plana, juntamente con estructuras metalográficas de tipo pan-cake. Por el contrario, temperaturas de bobinado superiores a 750 °C conducen a bajos valores en el índice $\bar{r}$ y estructuras de grano equiáxicas, debido a la no inducción de la textura adecuada por la coalescencia de los precipitados anteriormente mencionados.

Así mismo y con idéntico fin de inducir la textura adecuada en el proceso de recrystalización, es necesario dar al material reducciones en frío comprendidas entre 55-80 %.

El proceso de recrystalización se completa con un recocido, que puede efectuarse en bobina cerrada y con atmósferas DX o HNX, siendo necesario para ello alcanzar una temperatura de carga en el punto más frío de 690 °C durante un mínimo de cuatro horas.

Esta etapa del proceso es la más ventajosa con respecto a la práctica siderúrgica realizada con aceros calmados al aluminio, ya que no comporta recocidos tan largos ni «palier» de mantenimiento durante el recovery.

3. RESULTADOS OBTENIDOS

En las condiciones citadas anteriormente, es posible obtener índices de anisotropía normales $\bar{r}$ comprendidos entre 1,50 y 1,90, superiores a los correspondientes a los aceros calmados y estabilizados al aluminio. Presentando por otra parte la calidad superficial que corresponde a un acero efervescente, lo cual hace a este material especialmente apto para aplicaciones donde se requiera una combinación de embutibilidad y calidad superficial, como puede ser el caso de piezas de embutición difícil destinadas a esmaltación, etc.

Sin embargo es de señalar como puntos adversos del procedimiento, la parte del proceso correspondiente a la acería, donde es necesario rebajar el contenido de azufre a niveles muy bajos. Además para obtener contenidos de manganeso dentro del rango especificado en la tabla 11, es necesario mantener esos niveles de contenido en manganeso en la carga original.

Es necesario también considerar, aunque este punto no está señalado en la bibliografía sobre el procedimiento, el envejecimiento que sufrirá este acero debido a la presencia de nitrógeno en solución sólida. Al producirse dicho envejecimiento las características mecánicas sufrirán un deterioro con el tiempo, lo cual hace difícil la utilización de este material. Siendo necesario no superar tiempos de stocaje de tres semanas, tanto en lo que se refiere al fabricante como al consumidor.

Las experiencias realizadas por el autor sobre materiales envejecidos, señalan que no solamente se verán afectadas las características mecánicas, como puede ser el límite elástico, sino también el índice n . Con lo cual el material, aún conservando la textura original, perderá en parte sus características de embutibilidad, apareciendo además en la superficie las líneas Lüders con el consiguiente deterioro de su aspecto exterior.

Por lo tanto, en opinión del autor y desde un punto de vista teórico ya que industrialmente no resultaría económicamente rentable, para evitar esto, sería necesario someter al material durante la fase de recristalización a un recocido denitruante en bobina abierta, eliminando de esta forma los átomos intersticiales de nitrógeno y conservando la misma textura del material.

Por todo ello, como señalábamos en un principio, la viabilidad industrial de este procedimiento está limitada.

D. ACEROS ESTABILIZADOS-DECARBURADOS PARA EMBUTICIONES EXTRAPROFUNDAS

1. INTRODUCCION

Ya había señalado en la introducción a esta segunda parte, los distintos tipos de materiales a emplear en las operaciones de conformado por embutición profunda y extraprofunda, así como los diversos procesos siderúrgicos empleados para su fabricación. En la tabla 12 se muestra una clasificación del autor, en función del tipo de conformación a que debe ser sometido el material, juntamente con algunas de las características medias más representativas en lo que al proceso de conformación por embutición en frío se refiere.

En el presente apartado, expondré un resumen de los trabajos y experiencias realizadas por el propio autor, en orden a la obtención de un nuevo producto siderúrgico sustitutorio de los aceros calmados al titanio o niobio, los cuales tienen un proceso de obtención más complicado en acería, que incluye una etapa de desgasificación al vacío.

Para ello se pensó en mejorar las características de embutibilidad de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, mediante la aplicación de un recocido decarburante de dos fases en bobina abierta, recocido open-coil, en vez del tradicional recocido cerrado. Con este material, obtenido mediante esta modificación en el proceso siderúrgico, se hace posible obtener un material no envejecible, con el nitrógeno fijado en forma de nitruros y el carbono eliminado mediante la decarburación open-coil, juntamente con las propiedades superficiales de un acero efervescente.

Tabla 12
Clasificación de materiales empleados en embutición

Empleo	Tipo de acero	Proceso siderúrgico	$\bar{r}$	E(*)	R(*)	Datos
Conformaciones suaves	Efervescente	Convencional	1,28-1,31	20,0-22,1	32,0-33,0	Ref. N.º 82
	Efervescente	Recocido en horno continuo	1,33-1,51	20,8-22,0	32,9-33,2	Ref. N.º 82
	Efervescente	Convencional más recocido decarburante	1,38-1,40	15,5-16,5	28,5-30,0	Autor
Embutición profunda	Efervescente	Composición química especial más recocido decarburante (Difícil obtención)	1,50-1,90	15,2	28,7	Ref. N.º 83
	Calmado o estabilizado al aluminio	Convencional	1,68-1,71	17,2-18,0	31,1-32,4	Ref. N.º 82
		Recocido en horno continuo	1,73-1,75	18,0	33,0	Ref. N.º 82
Embutición extraprofunda	Calmado al titanio o niobio	Convencional para este tipo de aceros	1,70-2,00 y superiores	14,6	30,1	Ref. N.º 84
	Calmado o estabilizado al aluminio	Convencional más recocido decarburante en dos fases (Motivo del presente trabajo)	1,75	14,4	26,2	Autor

(*) Kgr/mm²

2. FUNDAMENTOS TEORICOS DE LA MODIFICACION DEL PROCESO SIDERURGICO

Es conocido el hecho de que los índices de anisotropía normal $\bar{r}$ e isotropía plana Δr miden la condición de embutibilidad de un determinado material (4, 2, 11), siendo ambos función de la textura del mismo. La materialización de esto en el caso de los metales B.C.C. es simple, ya que aunque los sistemas de deslizamiento pueden ser varios, tienen todos en común la dirección $\langle 111 \rangle$. Siendo por lo tanto lo más adecuado en orden a aumentar la conformabilidad del material, disponer del mayor número posible de direcciones $\langle 111 \rangle$ normales al plano de la chapa, lo cual se consigue mediante texturas del tipo $\{111\} \langle uvw \rangle$.

Pues bien, en el caso de aceros calmados y estabilizados al aluminio, la inducción de este tipo de texturas está íntimamente relacionada con la cinética del proceso de precipitación y coalescencia de los nitruros de aluminio, durante las primeras etapas del proceso de recrystalización en el recocido de estos aceros en horno de campana.

Estos precipitados de nitruro de aluminio actúan:

- 1) Retrasando la recrystalización mediante la inhibición del crecimiento de grano.
- 2) Desarrollo de la componente $\{111\} \langle uvw \rangle$ en el plano de la chapa, que se traduce metalográficamente en la observación de una estructura pan-cake.

En la figura 16 se pueden ver las curvas obtenidas por los profesores Y. Meyzaud et al (48), describiendo la cinética de recrystalización isoterma de un acero calmado al aluminio, cuya composición química viene dada en la tabla 13 y que ha sido sometido a una reducción en frío de un 70 % previamente al recocido.

Tabla 13
Composición química del acero calmado al aluminio

Elemento	C	Mn	Si	P	S	O	Al	N
%	0,045	0,22	<0,01	0,024	0,010	0,010	0,076	0,009

De un análisis de esta gráfica, donde pueden verse en función del tiempo y de la temperatura; las curvas principio y fin de la recrystalización, la zona de interrupción o bloqueo de la recrystalización,

zación, así como el porcentaje de volumen recrystalizado y el porcentaje de precipitación de los nitruros de aluminio, puede señalarse que:

— A altas temperaturas, $T > 620^{\circ}\text{C}$, la precipitación del nitruro de aluminio se produce en una matriz casi completamente recrystalizada, siendo por lo tanto dicha precipitación anterior al proceso de recrystalización, desarrollándose ésta casi tan rápidamente como la de un acero efervescente.

— A bajas temperaturas, $T < 550^{\circ}\text{C}$, el proceso también se asemeja al de recrystalización de un acero efervescente.

— A temperaturas intermedias, $550^{\circ}\text{C} < T < 620^{\circ}\text{C}$, se inicia la recrystalización, pero comienza simultáneamente la precipitación de los nitruros de aluminio, preferentemente en las subjuntas de los subgranos paralelos al plano de laminación, produciéndose el bloqueo del movimiento de dichas subjuntas y la consiguiente inhibición del crecimiento de los subgranos en el sentido normal a la chapa, resultando como consecuencia una recrystalización selectiva orientada según la textura $\{111\} <u'v'w'\rangle$ a expensas de las texturas $\{110\} <u'v'w'\rangle$ y $\{100\} <u''v''w''\rangle$.

Al objeto de conseguir estas texturas en el proceso industrial y dado que a estas temperaturas los tiempos de recrystalización son largos, se somete el material a un palier de mantenimiento de dos horas a la temperatura de 500°C , en orden a inducir la textura adecuada mediante el mecanismo de coalescencia y precipitación de los nitruros de aluminio, concluyéndose posteriormente la recrystalización a una temperatura más elevada. Esta temperatura no tiene ninguna incidencia, en el caso de los aceros calmados y estabilizados al aluminio, sobre el valor final del índice de anisotropía normal $\bar{r}$, según indican los trabajos de H. Takechi (85) (fig. 27), siempre que se haya inducido previamente la textura adecuada y no se produzca posteriormente transformación austenítica, lo cual traería consigo la destrucción de la textura inducida en la primera fase del proceso.

Sin embargo, ya las investigaciones previas de D.E. Wise, D.A. Karlyn y R.W. Vieth (86) (fig. 28), orientadas a la postoptimización del índice $\bar{r}$ señalaban, que tanto el índice $\bar{r}$ como el tamaño de grano N podían incrementarse conjuntamente, en los aceros calmados y estabilizados al aluminio, mediante la elevación de la temperatura de recocido, siendo condición indispensable para ello, de acuerdo a lo señalado por estos autores, la decarburación previa del material para evitar la austenización del acero.

Posterior trabajos de K. Matsudo y T. Shimomura (87), realizados sobre aceros efervescentes y los de D.A. Karlyn et al (88)

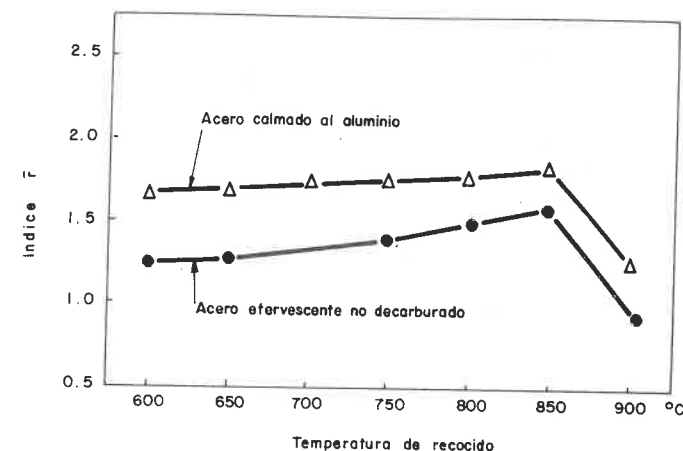


Fig. 27. Efecto de la temperatura de recocido sobre el valor del índice $\bar{r}$.

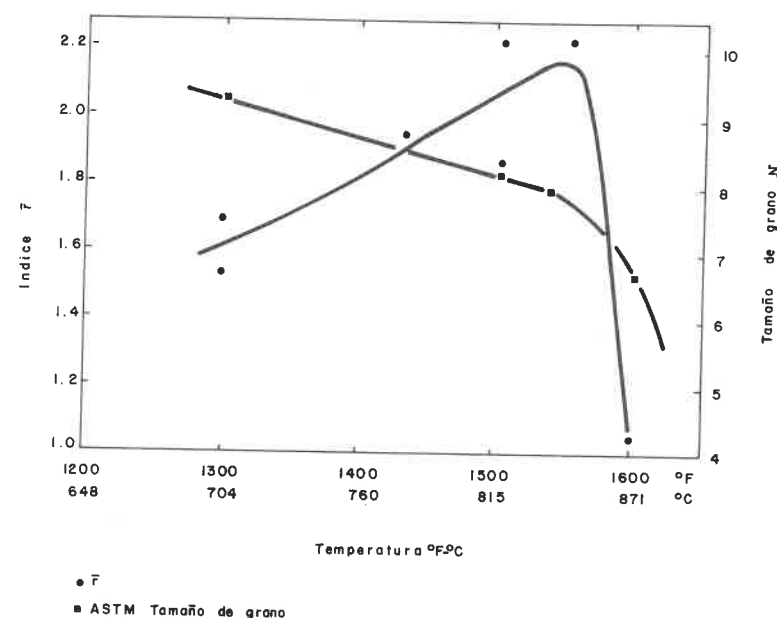


Fig. 28.

efectuados en aceros calmados al aluminio, muestran que el índice de anisotropía normal $\bar{r}$, no sólo es función de la textura del material sino que presenta una doble dependencia de:

a) Textura del material, la cual es a su vez función de la composición química y variables termomecánicas del proceso siderúrgico.

b) Del crecimiento de grano subsiguiente a la finalización del proceso de recrystalización, siendo posible este crecimiento mediante un proceso de decarburación previo.

Esta doble dependencia puede expresarse como:

$$\bar{r} = \bar{r}_0 + K \cdot (d^{-1/2} - d_0^{-1/2})$$

Siendo:

$\bar{r}_0$; el valor del índice de anisotropía normal al finalizar el proceso de recrystalización.

$(d^{-1/2} - d_0^{-1/2})$; el término que expresa el crecimiento de grano subsiguiente a la finalización del proceso de recrystalización. Siendo d_0 y d los tamaños medios de los granos ferríticos (mm), al finalizar la etapa de recrystalización y al término del recocido respectivamente.

En base a lo anterior y en orden a la optimización del índice de anisotropía normal $\bar{r}$, pensé en introducir una variación en el proceso siderúrgico, consistente en modificar el recocido convencional empleado en la fabricación de aceros calmados y estabilizados al aluminio, sustituyéndolo por un recocido decarburante en bobina abierta en dos fases.

En la primera de dichas fases se somete al material a un recocido decarburante en bobina abierta, con el doble objeto de:

a) Recrystalizar completamente el material, optimizando de esta forma el valor de $\bar{r}_0$ al finalizar dicho proceso de recrystalización.

b) Decarburar el material posibilitando de esta manera el crecimiento de grano en la segunda fase del recocido.

La segunda fase, tiene por objeto producir el crecimiento de grano subsiguiente a la decarburación del material, estando este crecimiento condicionado al contenido de carbono en el acero.

En las figuras 29 y 30 se muestran esquematizados los ciclos de recocido convencional y el decarburante en dos fases propuesto por el autor.

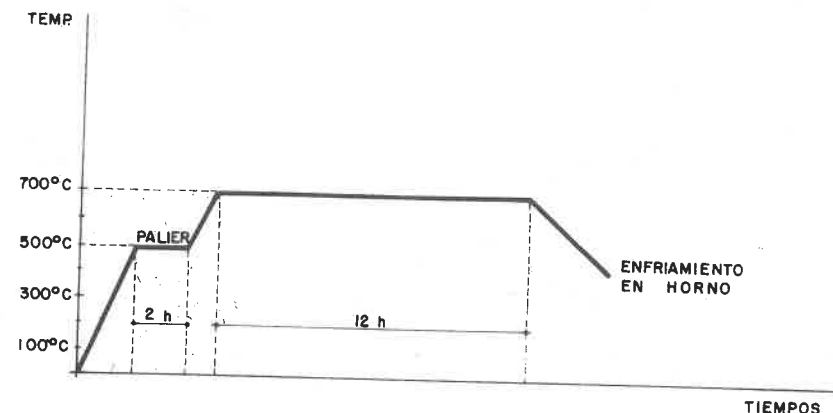


Fig. 29.

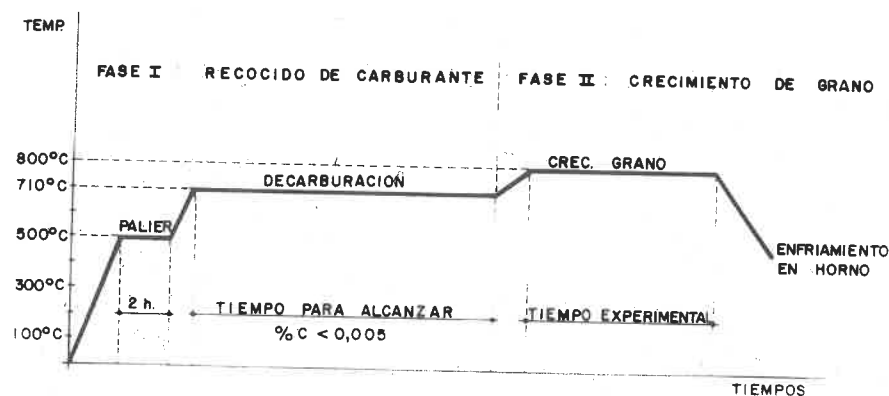


Fig. 30.

3. DESCRIPCION DE LA INSTALACION DE RECOCIDO DECARBURANTE EN BOBINA ABIERTA

Previamente a la exposición de los ensayos realizados y resultados obtenidos, describiré brevemente la instalación de recocido decarburante en bobina abierta, más conocido como recocido open-coil.

Sabido es, que el procedimiento de recocido en horno de campana no es adecuado para producir cambios en la composición química del acero, ya que el enrollamiento mismo de las espiras excluye dicha posibilidad. En la instalación de recocido open-coil, contrariamente a lo que sucede en las de bobina cerrada, la superficie entera de la bobina se encuentra en contacto con el gas de atmósfera, como puede verse en la figura 31. Este tipo de contacto no sólo significa que los gases cubren toda la superficie de la bobina sino que, además, dada la forma en que se efectúan los fenómenos de transmisión de calor y transferencia de materia, podremos mediante el control de la composición de la atmósfera y su humedad, actuar sobre la cinética del proceso de decarburación.

Una visión más completa de las instalaciones, así como de las posibles atmósferas y cinética del proceso de decarburación, puede verse en la bibliografía descriptiva de este tipo de instalaciones (89, 90, 91, 92, 93), así como en los trabajos del propio autor (94, 95, 96).

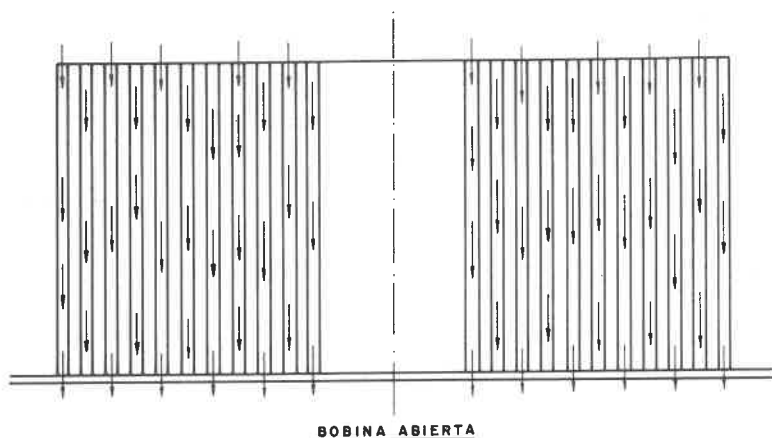


Fig. 31.

4. EXPERIENCIAS REALIZADAS PARA LA OBTENCIÓN DE NUEVAS CALIDADES, MEDIANTE LA MODIFICACIÓN DEL PROCESO SIDERURGICO

Consecuentemente con lo expuesto en la descripción de los fundamentos teóricos de este procedimiento, se prepararon una serie de ensayos a escala semi-industrial e industrial. Estos ensayos conllevaban la creación de una serie de órdenes de fabricación experimentales, las cuales fueron procesadas de acuerdo a la práctica siderúrgica normal para los aceros calmados y estabilizados al aluminio, lo cual comporta un proceso de decapado y reducción en frío comprendido entre un 60 y un 80 %, previamente al recocido diferenciador.

Los ensayos así realizados pueden agruparse en tres grupos fundamentales:

Grupo A: El objetivo de este primer grupo de ensayos es la simulación del nuevo ciclo de recocido puesto a punto por el autor (fig. 30), estudiando las características del material así obtenido.

Para ello, el material estabilizado y procesado en frío era decarburado en la batería open-coil, sometiéndolo posteriormente a una serie de segundos recocidos a temperaturas de 750°C y 800°C en horno de laboratorio de atmósfera inerte, ya que al no ser posible alcanzar en las bases industriales estas temperaturas, se hacía necesario efectuar la segunda fase del recocido en horno de laboratorio.

Grupo B: Este segundo grupo de ensayos, se realizó al objeto de estudiar la influencia que sobre las propiedades finales tenía la temperatura en la segunda fase del recocido.

Para ello se procedió a decarburar en la batería open-coil materiales estabilizados al aluminio, para posteriormente suministrar al material la segunda fase del recocido a temperaturas de 580, 650 y 700 °C.

Grupo C: Paralelamente a los anteriores grupos de ensayos, se efectuaron una serie de pruebas comparativas, al objeto de estudiar el comportamiento de los materiales estabilizados ordinarios, es decir, sin efectuar decarburación, frente a los mismos ciclos de recocido.

A este objeto, se recocían los materiales estabilizados en condiciones y a temperaturas similares a los ensayados con los grupos A y B, procediéndose seguidamente a analizar los resultados.

En todas las pruebas realizadas, el tiempo de mantenimiento fue el necesario para lograr la completa recristalización y en su caso el posterior crecimiento de grano.

Por lo que a los análisis químicos se refiere, puede señalarse que se realizaron dichos ensayos en cabeza y cola de cada bobina, previamente al proceso de decapado y con posterioridad al proceso de decarburación al objeto de comprobar la extensión de la misma.

La determinación de los contenidos de carbono, se hizo en todos los casos mediante un analizador automático de carbono por combustión modelo Leco IR-12, importándose muestras patrón con un contenido de carbono garantizado de $0,002 \pm 0,0002 \%$. Por lo que respecta al análisis de los demás elementos, éstos se efectuaron mediante un espectrofotómetro de absorción Philips modelo SP-1900.

En lo que a los ensayos mecánicos respecta, estos se realizaron en una máquina Instron Universal modelo TT.DM.L de 10.000 kg de carga máxima, siendo la velocidad de ensayo 5 mm/min.

Para la determinación de los índices de anisotropía normal $\bar{r}$ e isotropía plana Δr , se efectuaron medidas en la dirección de laminación, transversal a ella y a 45° de la misma, empleándose para ello un microscopio de medida con tornillo micrométrico incorporado, realizándose todas las medidas para alargamientos comprendidos entre 20 y 25 %.

Viniendo dados ambos índices de acuerdo a las siguientes expresiones:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad \Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2}$$

Los resultados de los análisis químicos, juntamente con las características mecánicas obtenidas para los distintos tipos de recocido y sus diversas variantes en función de la temperatura de la segunda fase del recocido, se muestran en el siguiente apartado.

5. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

En las tablas 14, 15 y 16 se muestran los resultados obtenidos, correspondientes a los grupos de ensayos A, B y C respectivamente.

Tabla 14 A)

Grupo de ensayos	Etapas diferenciadora en el proceso siderúrgico	RECOCIDO DECARBURANTE EN DOS FASES				COMPOSICION QUIMICA				
		FASE I		FASE II		C %	Mn %	Al %	P %	S %
		Temperatura	Tiempo (h)	Temperatura	Tiempo (h)					
A-1	Estabilizado. Recocido decarburante en dos fases	710 °C	11	800 °C	16,5	0,004	0,35	0,045	0,025	0,020
A-2	Estabilizado. Recocido decarburante en dos fases	710 °C	11	750 °C	12,9	0,004	0,35	0,045	0,025	0,020

Tabla 14 B)

Grupo de ensayos	Dirección de la probeta	CARACTERISTICAS MECANICAS						
		R kg/mm ²	E kg/mm ²	A %	r ₀	r ₄₅	r ₉₀	f
A-1	Laminación	26,6	14,2	38,6	2,21	—	—	1,75
	Bisetriz	26,4	14,6	35,4	—	1,305	—	
	Transversal	25,8	14,6	39,2	—	—	2,18	
A-2	Laminación	27,1	15,4	37,4	2,17	—	—	1,71
	Bisetriz	26,9	15,8	34,3	—	1,29	—	
	Transversal	26,3	15,6	35,9	—	—	2,09	
								0,89
								0,84

Tabla 15 A)

Grupo de ensayos	Etapa diferenciadora en el proceso siderúrgico	RECOCIDO DECARBURANTE EN DOS FASES				COMPOSICION QUIMICA				
		FASE I		FASE II		C %	Mn %	Al %	P %	S %
		Temperatura	Tiempo (h)	Temperatura	Tiempo (h)					
B-1	Estabilizado. Recocido decarburante en dos fases	710 °C	11	700 °C	21,8	0,004	0,35	0,045	0,025	0,020
B-2	Estabilizado. Recocido decarburante en dos fases	710 °C	11	650 °C	15,0	0,004	0,35	0,045	0,025	0,020
B-3	Estabilizado. Recocido decarburante en dos fases	710 °C	11	580 °C	14,5	0,004	0,35	0,045	0,025	0,020

Tabla 15 B)

Grupo de ensayo	Dirección de la probeta	CARACTERISTICAS MECANICAS									
		R kg/mm ²	E kg/mm ²	A %	r ₀	r ₄₅	r ₉₀	F	n	Δr	
B-1	Laminación Bisectriz Transversal	25,9 27,2 26,0	16,6 16,8 15,5	39,6 39,9 40,5	1,81 — —	— 1,105 —	— — 1,86	1,47	0,230	0,73	
B-2	Laminación Bisectriz Transversal	27,2 27,5 26,4	17,6 17,3 18,2	38,6 41,2 38,6	— — —	— — —	— — —	—	—	—	
B-3	Laminación Bisectriz Transversal	28,5 28,0 27,9	18,6 18,2 18,1	38,6 37,3 36,5	1,77 — —	— 1,09 —	— — 1,84	1,447	0,226	0,715	

Tabla 16 A)

Grupo de ensayos	Etapa diferenciadora en el proceso siderúrgico	RECOCIDO DECARBURANTE EN DOS FASES									
		FASE I		FASE II		C %	Mn %	Al %	P %	S %	Ti %
		Temperatura	Tiempo (h)	Temperatura	Tiempo (h)						
C-1	Estabilizado. Recocido convencional	580 °C	12,0	—	—	0,044	0,27	0,049	0,025	0,020	—
C-2	Estabilizado. Recocido convencional	800 °C	12,5	—	—	0,044	0,27	0,049	0,025	0,020	—
C-3	Calmaado al titanio (Importación)	—	—	—	—	0,024	0,32	0,011	0,012	0,016	0,107

Tabla 16 B)

Grupo de ensayos	Dirección de la probeta	CARACTERISTICAS MECANICAS									
		R kg/mm ²	E kg/mm ²	A %	r ₀	r ₄₅	r ₉₀	F	n	Δr	
C-1	Laminación Bisectriz Transversal	30,8 30,7 30,5	22,6 19,8 19,6	39,6 39,4 38,2	1,73 — —	— 1,085 —	— — 1,82	1,43	0,218	0,69	
C-2	Laminación Bisectriz Transversal	30,2 30,5 30,7	19,4 20,2 19,6	35,4 35,6 35,7	1,67 — —	— 1,05 —	— — 1,75	1,38	0,221	0,66	
C-3	Laminación Bisectriz Transversal	31,6 — —	15,8 — —	38,8 — —	1,83 — —	— 1,72 —	— — 2,35	1,905	0,250	0,37	

Del análisis de estos resultados se deduce que:

— Se hace posible, mediante el recocido decarburante en dos fases y siempre que la temperatura de la segunda fase alcance los 750°, mejorar sensiblemente el índice de anisotropía normal $\bar{r}$, tal y como puede verse comparativamente en el grupo de ensayos A-1 y A-2 con relación al C-1, correspondiendo este último a material estabilizado procesado convencionalmente.

El no haberse alcanzado valores en el índice $\bar{r}$, similares a los de los aceros calmados al titanio (C-3), tal y como era nuestro objetivo, debe atribuirse en mi opinión a la no inducción por los precipitados de nitruro de aluminio de la textura adecuada en el material estabilizado durante la primera fase del recocido, consecuencia de la pre-precipitación parcial de dichos nitruros durante la fase de bobinado en la laminación en caliente, ya que la práctica siderúrgica seguida en la planta de procesamiento en frío había sido correcta.

Sin embargo, es de señalar que paralelamente al aumento del coeficiente de anisotropía normal se produce un ligero aumento del índice de isotropía plana, lo cual no es positivo, en cuanto a la homogeneidad del comportamiento del material en el proceso de embutición se refiere.

— Del análisis de los resultados obtenidos en el grupo de ensayos B, cabe deducir, que para temperaturas iguales o inferiores a 700°C en la segunda fase del recocido decarburante no se obtiene ninguna mejora sensible en lo que al índice de anisotropía normal $\bar{r}$ se refiere, manteniéndose también prácticamente constantes los índices Δr y n .

— Así mismo, no se obtiene ninguna mejora en los índices de embutibilidad, cuando se aplican sobre materiales estabilizados recocidos convencionales a temperaturas superiores a las normales, tal y como puede verse en el grupo de ensayos C-2.

Los resultados aquí reseñados, se encuentran en perfecta concordancia con los trabajos de K. Matsudo y T. Shimomura (87), debiendo matizarse lo expuesto por los profesores D.E. Wise, D.A. Karlyn y R.W. Vieth (86), en el sentido de que el aumento del tamaño de grano producido y la subsiguiente elevación del índice de anisotropía normal $\bar{r}$ no son únicamente función de la elevación de la temperatura, sino que ambos son posibilitados por el proceso de decarburación previo al que se somete dicho acero.

Por lo tanto, de los trabajos aquí expuestos, podemos señalar a modo de conclusión final:

— Se hace posible, aún a pesar de no haberse alcanzado plenamente el objetivo propuesto por las causas anteriormente mencio-

nadas, mejorar el índice de anisotropía normal $\bar{r}$ en los aceros calmados y estabilizados al aluminio. Esta mejora se logra mediante la modificación propuesta por el autor en el proceso siderúrgico convencional, consistente en un recocido decarburante en dos fases en sustitución del tradicional recocido en bobina cerrada.

— Mediante la introducción de esta variante, es posible obtener un nuevo producto siderúrgico para embuticiones extraprofundas, siendo este material no envejecible, con el nitrógeno fijado en forma de nitruros y el carbono eliminado mediante el proceso decarburante en bobina abierta, teniendo además en el caso de los aceros estabilizados las propiedades superficiales de un acero efervescente.

E. ACEROS DENITRURADOS PARA EMBUTICIONES PROFUNDAS

1. INTRODUCCION

Uno de los aspectos más negativos de los aceros efervescentes es su susceptibilidad al fenómeno de envejecimiento, definido éste, como el cambio que tiene lugar en el transcurso del tiempo en las propiedades mecánicas, con posterioridad a la deformación plástica a que ha sido sometido el material a temperatura ambiente.

Actualmente está suficientemente demostrado (97, 98, 99, 100, 101), que el envejecimiento está causado por la presencia de átomos intersticiales de carbono y nitrógeno, especialmente de estos últimos. En teoría, este envejecimiento puede ser producido por concentraciones de nitrógeno muy bajas, siendo suficiente su presencia en concentraciones superiores a 0,0001 % para causar envejecimiento, sin embargo, en la práctica industrial, es suficiente reducir el contenido de nitrógeno a niveles por debajo de 0,0005 % en orden a prevenir el fenómeno de envejecimiento.

Para evitar este proceso caben dos soluciones:

— Fijar el nitrógeno en forma de nitruros combinándolo con aluminio, dando origen a los aceros calmados, los cuales sin embargo no presentan la calidad superficial de un acero efervescente, consecuencia lógica de su propio proceso de fabricación.

Por otra parte es de señalar que recientemente se han desarrollado nuevas técnicas para la obtención de aceros especiales, tal es el caso de los aceros estabilizados y los aceros especialmente calmados al titanio y niobio. No obstante, la práctica metalúrgica de obtención de estos últimos es bastante complicada ya que incluye un proceso de desgasificación al vacío en acería.

—Otra alternativa poco conocida y objeto del presente estudio, es la eliminación del nitrógeno, mediante un recocido denitrurante en atmósfera controlada y bobina abierta en sustitución del tradicional recocido en bobina cerrada.

Mediante este procedimiento es posible obtener un acero efervescente no envejecible cuyas propiedades mecánicas, además de permanecer inalteradas con el tiempo, quedan sensiblemente mejoradas con relación a un acero efervescente procesado convencionalmente.

2. DESCRIPCION DE LA INSTALACION INDUSTRIAL EMPLEADA PARA LA OBTENCION DE ESTOS ACEROS

El tradicional recocido en horno de campana a que se someten los aceros efervescentes después del proceso de reducción en frío no es adecuado para producir cambios en la composición química del acero, ya que el enrollamiento mismo de las espiras excluye dicha posibilidad. En la instalación de recocido en bobina abierta, contrariamente a lo que sucede en la de bobina cerrada, la superficie entera de la bobina se encuentra en contacto con el gas de atmósfera como puede verse en la figura 31.

Este tipo de contacto, no sólo significa que los gases cubren toda la superficie de la bobina sino que, además, dada la forma en que se efectúan los fenómenos de transmisión de calor y transferencia de materia, podremos actuar sobre la cinética del proceso de denitruración mediante el control de la temperatura y composición de la atmósfera del horno, aspecto este último de enorme incidencia sobre la cinética del proceso, empleándose a tal fin atmósferas de hidrógeno puro o bien con composición 75 % H₂, 25 % N₂ procedentes de la craquización de amoníaco.

Una visión más completa de las instalaciones de recocido en bobina abierta, puede verse en la bibliografía descriptiva de este tipo de instalaciones (89, 90, 91, 92, 93), así como en los trabajos del propio autor (94, 95, 96).

Es de señalar, que la denitruración además de realizarse por este procedimiento de recocido en bobina abierta, puede ser efectuada por los consumidores de chapa, previamente a su conformación, en hornos de atmósfera controlada, de acuerdo a las consideraciones de cinética que expondré en el apartado siguiente, teniendo siempre presente los criterios de seguridad necesarios para este tipo de hornos, derivados del uso de atmósferas de hidrógeno.

3. FUNDAMENTOS TEORICOS DEL PROCESO DE DENITRURACION

Tanto la materia prima empleada, así como los procesos siderúrgicos en acería y laminación en caliente, se pueden entender como normales dentro de lo que se consideran prácticas estándar para aceros efervescentes.

Por lo que respecta a la reducción en frío, al contrario de lo que sucede con los materiales calmados al aluminio, donde se ha estudiado detenidamente la importancia de las reducciones previas sobre la posterior textura del material, no se han realizado estudios sobre la influencia de esta etapa en este tipo de aceros, empleándose la práctica normal usada en aceros efervescentes.

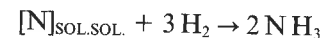
Lo que realmente constituye la etapa diferenciadora en el proceso de obtención de estos aceros es el recocido denitrurante bajo atmósfera controlada, efectuado en la instalación descrita anteriormente.

Es en esta etapa del proceso, donde se produce la denitruración del material, para el estudio de la cual y su posterior aplicación al proceso industrial, emplearé el modelo base propuesto por P.M. Stromchi (102). (Fig. 32.)

El proceso en su conjunto es muy complejo, ya que se combinan simultáneamente:

- Proceso de difusión en fase sólida del nitrógeno en el interior del acero.
- Transferencia por difusión en fase gaseosa del hidrógeno, desde el bulk a la interfase sólido-gas.
- Adsorción del hidrógeno en la superficie del acero.
- Reacción superficial de síntesis del amoníaco, a partir de la combinación de nitrógeno e hidrógeno.
- Desorción del amoníaco en la superficie del acero.
- Transferencia por difusión en fase gaseosa del amoníaco desde la interfase sólida al bulk.

Pudiendo sintetizarse todo ello en su conjunto por la siguiente reacción:



Consideraré seguidamente las distintas etapas que componen el proceso de denitruración, al objeto de estudiar posteriormente la cinética global del mismo.

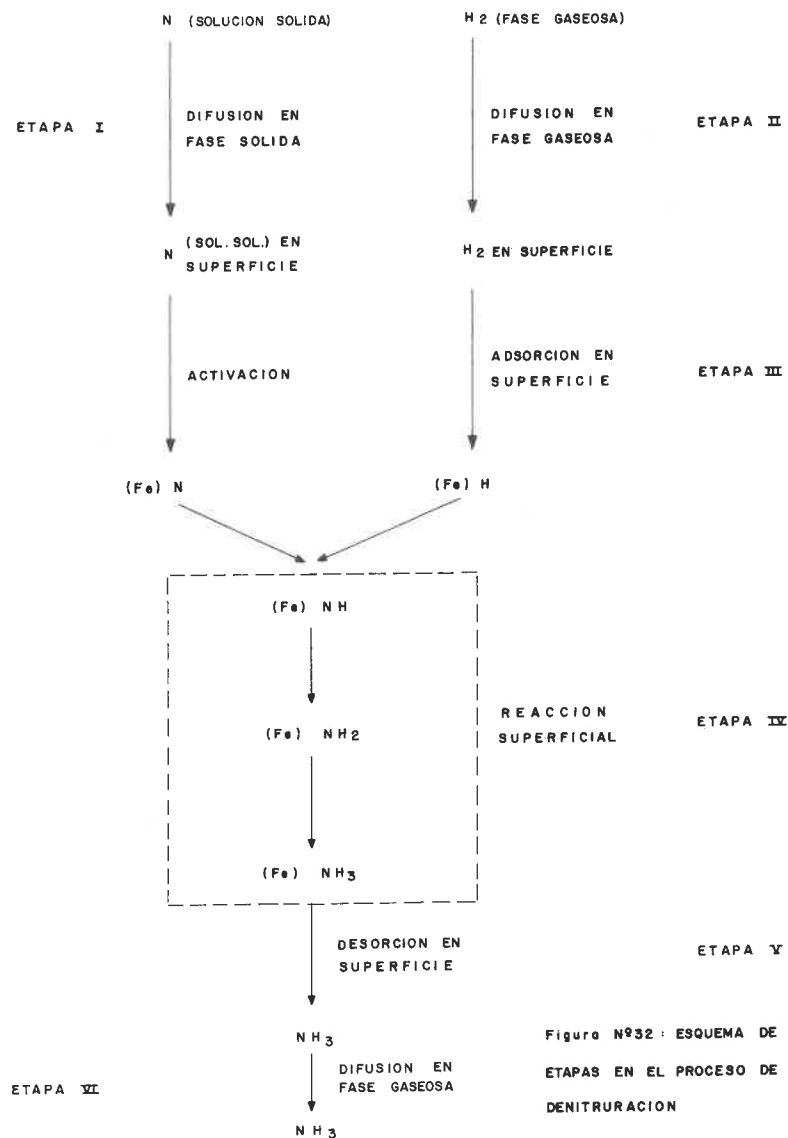


Fig. 32.

3.1. Estudio de la difusión en fase sólida del nitrógeno en el acero (Etapa I)

Estudiaré el fenómeno de la difusión del nitrógeno, asemejándolo a la difusión de un elemento en un medio semi-infinito compuesto por una sola fase (103), haciendo para ello dos hipótesis:

- La concentración de nitrógeno inicial $\bar{N}_0$ está uniformemente distribuida en el material base.
- Para un caudal de remoción suficientemente elevado en la atmósfera del horno, supondré en todo instante, una concentración de nitrógeno en la interfase sólida próxima a cero y en ningún caso superior al contenido final medio de nitrógeno en el acero (104).

En estas condiciones, la concentración media de nitrógeno, para una temperatura T al cabo de un tiempo t , viene expresada por:

$$\frac{\bar{N}(t) - N_s}{\bar{N}_0 - N_s} = \frac{8}{\pi^2} \cdot \sum_{m=0}^{\infty} \frac{1}{(2m+1)^2} \cdot \exp. \left[\frac{-(2m+1)^2 \cdot \pi^2 \cdot D_N(T) \cdot t}{e^2} \right]$$

Siendo:

$\bar{N}_0$, $\bar{N}(t)$, N_s ; las concentraciones medias de nitrógeno en el material al inicio de la denitruración, al cabo de un tiempo t y la concentración de nitrógeno en la interfase gas-metal respectivamente.

e ; espesor de la chapa a denitrurar.

$D_N(T)$; el coeficiente de difusión del nitrógeno en la ferrita.

Para este coeficiente, emplearé los valores obtenidos por J.D. Fast y M.B. Verrijp (105) para la difusión del nitrógeno en hierro α , de acuerdo a la siguiente expresión:

$$D_N(T) = 6,6 \cdot 10^{-3} \exp. \left[-\frac{18.600}{R \cdot T} \right] \text{ cm}^2/\text{sg.}$$

En nuestro caso, dado el orden de magnitud de tiempos de denitruración, esta serie converge rápidamente, siendo posible sustituirla por el primer término de la misma, obteniéndose un error no superior al 1 %.

Quedando para dicha expresión:

$$\frac{\bar{N}(t) - N_s}{\bar{N}_0 - N_s} = \frac{8}{\pi^2} \cdot \exp. \left[-\frac{\pi^2 \cdot D_N(T) \cdot t}{e^2} \right]$$

En base a esta expresión en la tabla 17 he calculado los contenidos de nitrógeno medio en el acero $\bar{N}(t)$, a diversas temperaturas y en función del tiempo para un espesor de 1 mm, pudiendo procederse análogamente para cualquier espesor.

Como quiera que los tiempos de denitruración en las cargas industriales son muy superiores a los tiempos de difusión aquí obtenidos, es posible afirmar, que cuando se trata de denitruración a nivel industrial no es la difusión del nitrógeno en el acero la etapa controlante del mismo.

La difusión se constituye en etapa controlante del proceso, sólo en los ensayos de laboratorio o similares, donde el caudal de remoción del gas es muy grande en relación a la masa de acero a denitrurar, tal es el caso de los trabajos realizados por G.J.W. Kor y J.F. Rumpt (106), empleando caudales de 40 l/hora sobre láminas de acero con peso total no superior a 750 g.

Deben reconsiderarse por lo tanto las afirmaciones realizadas por J.D. Fast and M.B. Verrijp (107) y P. Grievson and E.T. Turkdogan (108), quienes consideran que la difusión del nitrógeno constituye el ratio controlante del proceso de denitruración, debiendo señalarse que ello sólo es cierto en las condiciones de ensayo de estos autores, no siendo extrapolable a denitruraciones efectuadas en otras condiciones.

Tabla 17
Tiempos de denitruración cuando la difusión del nitrógeno en fase sólida constituye la etapa controlante del proceso

$$\frac{\bar{N}(t) - N_s}{N_o - N_s} = \frac{8}{\pi^2} \cdot \exp. \left[- \frac{\pi^2 \cdot D_N(T) \cdot t}{e^2} \right]$$

$$D_N(T) = 6,6 \cdot 10^{-1} \cdot \exp. \left[- \frac{18.600}{R \cdot T} \right] \text{ mm}^2/\text{seg.}$$

$\bar{N}_o = 0,005 \%$ $N_s = 0,0002 \%$ $e = 1 \text{ mm}$

Tiempo (t) (Horas)	$\bar{N}(t) \dots T = 500^\circ\text{C}$	$\bar{N}(t) \dots T = 600^\circ\text{C}$	$\bar{N}(t) \dots T = 700^\circ\text{C}$
1	$3,62 \cdot 10^{-3} \%$	$2,56 \cdot 10^{-3} \%$	$1,01 \cdot 10^{-3} \%$
2	$3,21 \cdot 10^{-3}$	$1,63 \cdot 10^{-3}$	$3,70 \cdot 10^{-4}$
5	$2,25 \cdot 10^{-3}$	$5,23 \cdot 10^{-4}$	$2,01 \cdot 10^{-4}$
8	$1,59 \cdot 10^{-3}$	$2,72 \cdot 10^{-4}$	$< 2,00 \cdot 10^{-4}$
10	$1,28 \cdot 10^{-3}$	$2,26 \cdot 10^{-4}$	$< 2,00 \cdot 10^{-4}$
15	$7,71 \cdot 10^{-4}$	$2,02 \cdot 10^{-4}$	$< 2,00 \cdot 10^{-4}$
20	$5,01 \cdot 10^{-4}$	$2,00 \cdot 10^{-4}$	$< 2,00 \cdot 10^{-4}$

3.2. Estudio de los fenómenos de transferencia por difusión en fase gaseosa (etapas II y IV)

Ya hemos visto que en los ensayos de laboratorio, los fenómenos de transferencia por difusión en fase gaseosa del hidrógeno y amoníaco son más rápidos que la difusión del nitrógeno en el interior del acero, ya que esta última se constituye en la etapa controlante del proceso.

En las denitruraciones industriales mediante recocido en bobina abierta, aunque los caudales de aportación exterior suministrados por los generadores son bajos con relación a la carga que se pretende denitrurar ($100\text{-}150 \text{ m}^3/\text{h}$, 30.000 kg), la alta capacidad de remoción interna de las turbinas ($40.000 \text{ m}^3/\text{h}$), hace que la velocidad del flujo gaseoso en los espacios interespiras alcance velocidades superiores a $3,52 \text{ m/seg.}$ (109).

En estas condiciones, los fenómenos de transferencia por difusión no constituyen la etapa controlante del proceso (110).

3.3. Estudio de la cinética de la reacción superficial como etapa controlante del proceso de denitruración (Etapas IV y V)

Una vez visto que los fenómenos de transferencia de materia no constituyen la etapa controlante del proceso y que la difusión del nitrógeno, sólo en determinadas condiciones, constituye la etapa controlante del proceso de denitruración, vamos a estudiar en este apartado la cinética de las reacciones superficiales, juntamente con los fenómenos de adsorción y desorción que se producen en la superficie de la chapa.

Aunque en los estudios de esta reacción, efectuados por Stronchi et al (111, 112) y R.M. Hudson (113), se señala que el proceso de denitruración está controlado por la cinética de la reacción superficial, siendo esta cinética de primer orden con respecto a la concentración de nitrógeno en la superficie de la chapa, de acuerdo a la siguiente expresión:

$$\frac{dN(t)}{dt} = -K(T) \cdot N(t) \cdot P_{H_2}^{3/2}$$

Sin embargo, posteriores trabajos realizados por T. Mori et al (114) demuestran, que mediante la elevación de los caudales de remoción externos se hace posible rebajar los tiempos de denitruración, de forma que el fenómeno de difusión pase a ser la etapa controlante del proceso.

Esto nos lleva a reconsiderar las conclusiones de los autores mencionados en primer término, en el sentido de que la cinética

de la reacción superficial en sí misma no constituye la etapa controlante del proceso, ya que puede ser modificada en función del caudal de remoción externo suministrado a la atmósfera del horno de laboratorio.

Si además de esto, tenemos en consideración que en los ensayos a nivel industrial:

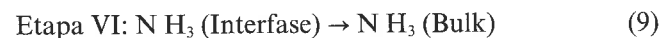
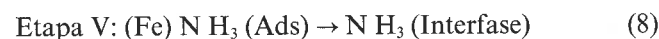
— El caudal de remoción externo de hidrógeno (100-150 m³/hora), es muy bajo con relación a la carga de la base (20-30 tm) si lo comparamos con los ensayos de laboratorio.

— El caudal de recirculación interno (40.000 m³/hora) y como consecuencia la velocidad de circulación del gas en el interior de la base es perfectamente comparable a la de los ensayos de laboratorio.

Obtenemos como consecuencia, que la única diferencia existente entre los ensayos de laboratorio y los realizados a escala industrial, reside en la elevada concentración de amoníaco presente en la atmósfera de estos últimos, resultado de la relación existente entre la carga a denitrurar y los caudales de remoción exteriores.

Por todo ello, en opinión del autor, en los ensayos de denitruración a nivel industrial, la etapa de desorción en su superficie (Etapa V) se transforma en la etapa controlante del proceso global.

En efecto, si consideramos conjuntamente las etapas V y VI y el ratio de eliminación global del nitrógeno del acero en forma de amoníaco, tal como puede verse en la figura 33, tendremos:



Ratio de eliminación global:

$$\frac{dN(t)}{dt} = K_{\text{NH}_3} \cdot (P_{\text{NH}_3(i)} - P_{\text{NH}_3(b)}) \quad (10)$$

Siendo:

$P_{\text{NH}_3(b)}$ y $P_{\text{NH}_3(i)}$: las presiones parciales de amoníaco en el bulk e interfase respectivamente.

K_{NH_3} ; el coeficiente de transporte correspondiente al fenómeno de transporte de amoníaco desde la interfase al bulk.

De conformidad a estas expresiones, un aumento de la presión parcial de amoníaco en el bulk, como sucede en las denitruraciones a escala industrial, traerá como consecuencia:

1) Un aumento de la presión parcial de amoníaco en la interfase (ecuación 9).

2) Como consecuencia de lo anterior, se producirá una ralentización en el proceso de desorción del amoníaco (ecuación 8), acomodándose seguidamente la cinética de las demás etapas del proceso, incluida la reacción superficial, a lo marcado por ésta última.

En base a esto, cabe reconsiderar los tiempos propuestos en el único trabajo existente sobre denitruración industrial, realizado por J.F. Enrietto (115), quien considera el proceso industrial controlado simultáneamente por el proceso de difusión y el balance de materia resultante de la eliminación del nitrógeno del acero mediante los gases de salida del horno, lo cual no sucede realmente cuando se trata de una denitruración a escala industrial.

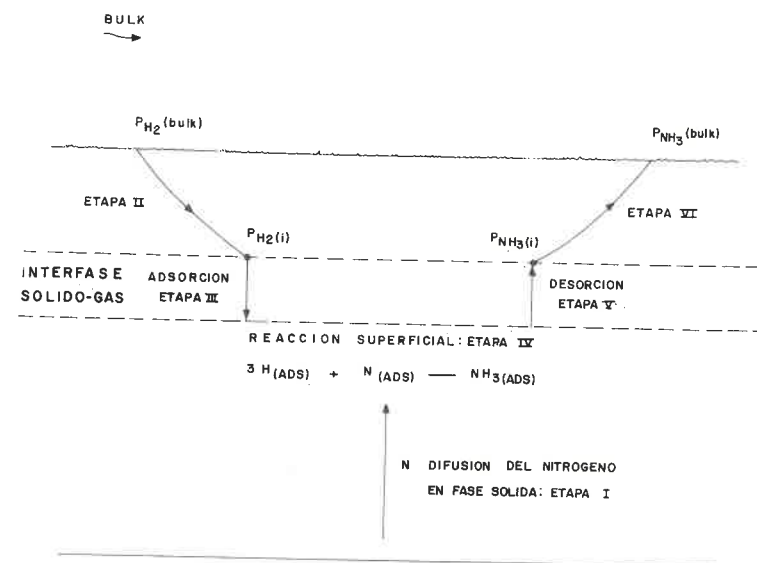


Fig. 33. Etapas correspondientes al proceso de eliminación global del nitrógeno.

4. CONCLUSIONES TEORICAS Y SU APLICACIÓN AL PROCESO INDUSTRIAL

En base a todo lo anterior, podemos obtener las siguientes conclusiones teóricas para el proceso de denitruración:

— En los ensayos de laboratorio, donde el caudal de remoción exterior es grande con relación a la carga que se pretende denitrurar, la difusión del nitrógeno en el acero se constituye en la etapa controlante del proceso.

— En las denitruraciones a escala industrial, podemos afirmar, que ni la cinética de la reacción superficial, así como tampoco los fenómenos de transferencia de materia en la interfase y difusión del nitrógeno en el acero, constituyen «por sí mismos» la etapa controlante del proceso. El aumento de los tiempos de denitruración con respecto a los ensayos de laboratorio, donde es la difusión la etapa controlante del proceso, debe atribuirse a la disminución en la velocidad de desorción del amoníaco, producida por un aumento en la presión parcial de amoníaco en la interfase, consecuencia a su vez del menor caudal de remoción externo en relación a la carga de la base.

En base a las conclusiones teóricas y en lo que a la práctica operatoria del proceso de denitruración industrial se refiere, debe procederse de acuerdo a las siguientes recomendaciones en orden a la optimización de dicho proceso.

— Calcular los tiempos de denitruración, cuando es la difusión del nitrógeno la etapa controlante, de conformidad al modelo matemático señalado en el apartado 3.1 y en función de los siguientes parámetros: espesor de la chapa a denitrurar (e), contenido inicial de nitrógeno en el acero (N_0) y temperatura del proceso (T).

Estos tiempos, constituyen los tiempos de denitruración mínimos de acuerdo a los valores asignados a los mencionados parámetros, por debajo de los cuales es imposible rebajar los tiempos de denitruración.

— Calcular y diseñar las turbinas de circulación interna de la base de forma que los caudales de remoción internos y velocidades de flujo sean elevados, asegurando de esta forma, que las etapas de transferencia entre la interfase sólido-gas y el bulk no se constituyan en etapas controlantes.

— Sabido es, que el caudal de remoción externo de hidrógeno, que constituye un factor fundamental en la cinética del proceso de denitruración, viene limitado por el elevado coste económico de la generación de dicho gas. Por ello y al objeto de acelerar la

cinética del proceso, propondré la eliminación parcial del amoníaco de los gases de circulación internos de la base mediante la colocación en los conductos de aspiración de la turbina de un dispositivo de filtrado de amoníaco por absorción, como puede verse en la figura 34.

— Mediante el recocido en bobina abierta y operando en estas condiciones, es posible alcanzar rendimientos en la carga a denitrurar de 0,7 t/hora e incluso superiores, siendo el consumo estimado de hidrógeno de 25 m³/t.

En la figura 35 se muestra el esquema propuesto por el autor para un ciclo denitrurante.

5. CARACTERISTICAS DE LOS PRODUCTOS OBTENIDOS MEDIANTE LA APLICACION DE ESTE PROCEDIMIENTO

Pasaré seguidamente a considerar las características de los productos obtenidos mediante la aplicación de este procedimiento, en base a los datos suministrados por los grupos Sollac (116) y Kawasaki (117) fabricantes de material denitrurado. Aunque como ya he señalado anteriormente, dicho proceso puede ser realizado por el consumidor, de acuerdo a lo señalado en la exposición teórica y previamente a la conformación en frío del material.

Los materiales así obtenidos, presentan como características más destacables:

— No envejecimiento; mediante el recocido denitrurante se obtienen aceros efervescentes no envejecibles, posibilitándose de esta forma su almacenamiento durante varios meses. En la tabla 18, se muestran comparativamente la variación de las características mecánicas de un acero efervescente denitrurado con el transcurso del tiempo.

— Embutibilidad; el material así procesado, presenta unas características de embutibilidad superiores a las de un acero efervescente ordinario, por lo que puede emplearse en operaciones de conformación medias que no requieran condiciones de embutibilidad especiales. En la tabla 19, se muestran las características de embutibilidad de estos aceros calmados al aluminio.

— Limpieza superficial; el acero efervescente denitrurado presenta una calidad superficial superior a la de los aceros calmados, lo cual le convierte en un material muy adecuado cuando ha de ser sometido con posterioridad a un proceso de esmaltación, especialmente en el caso de la esmaltación directa en una sola capa,

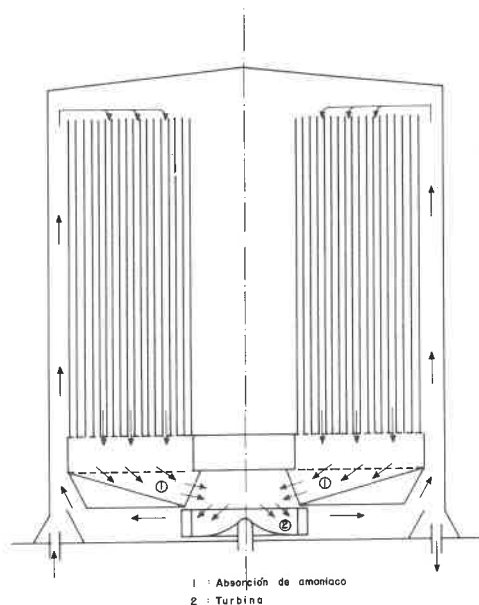


Fig. 34. Base de denitruración.

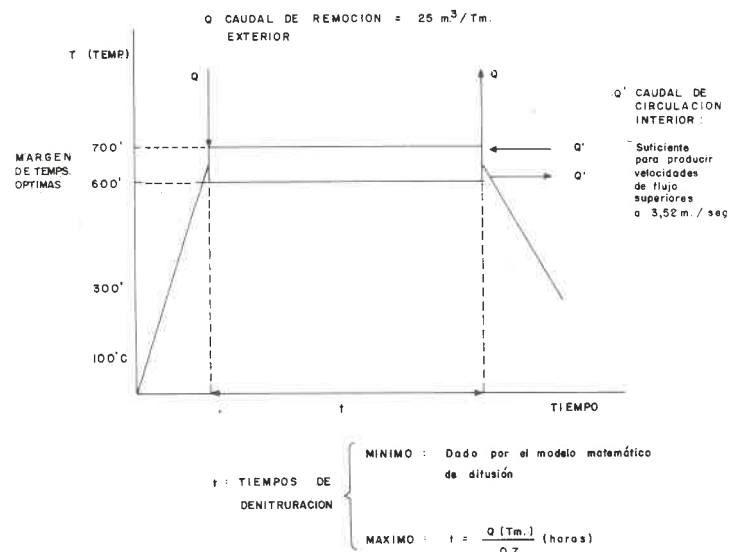


Fig. 35. Esquema de ciclo denitrurante.

presentando una propensión a los golpes de uña netamente inferior al de los aceros calmados al aluminio.

Por todo ello, mediante las bases teóricas señaladas en el presente trabajo, juntamente con las conclusiones expuestas por el autor, se hace posible mediante la modificación en el proceso siderúrgico convencional de obtención de aceros efervescentes, consistente en un recocido denitrurante en bobina abierta, la obtención de un producto siderúrgico que une a sus condiciones de embutibilidad media su limpieza superficial y no envejecimiento.

Tabla 18

Estudio comparativo de las características mecánicas de un acero efervescente denitrurado con el transcurso del tiempo

Composición química: 0,055 % C, 0,025 % S, 0,008 % P, 0,32 % Mn, 0,0005 % N.

Espesor: 1 mm.

Realización del ensayo	CARACTERISTICAS MECANICAS				
	E (Kg/mm ²)	R (Kg/mm ²)	Palier (%)	$\bar{r}$	n
Inmediatamente después de fabricación	17,5	30,1	—	1,20	0,222
Transcurridos 6 meses después de fabricación	17,9	30,2	0,2	1,20	0,222

Tabla 19

Estudio comparativo de la condición de embutibilidad de los diferentes tipos de aceros

Tipo de acero	Acero efervescente convencional	Acero efervescente denitrurado (Recocido bobina abierta)	Acero calmado al aluminio
Características			
Estructura metalográfica (Tipo de grano)	Equiáxico	Equiáxico	Pan-cake
$\bar{r}$	1,15-1,20	1,20-1,30	1,36-1,45
n	0,211-0,230	0,220-0,225	0,229-0,231
Características mecánicas(*):			
R (Kg/mm ²)	32,9	30,2	31,5
E (Kg/mm ²)	25,6	17,9	19,2

(*) Después de un ensayo de envejecimiento de 1 hora a 100 °C.

F. ACEROS PROCESADOS EN HORNOS CONTINUOS CON DESTINO A EMBUTICION EXTRAPROFUNDA

1. INTRODUCCION

Hasta fechas muy recientes, el único procedimiento para la obtención de calidades de embutición extraprofunda consistía en el recocido discontinuo en hornos de campana del que ya nos hemos ocupado anteriormente. Este tipo de recocido comporta, como ya sabemos, un largo período de calentamiento, con especial cuidado en la fase de restauración, cuando se trataba de un acero calmado o estabilizado al aluminio, seguido de un mantenimiento no inferior a doce horas y enfriamiento lento hasta la temperatura ambiente. Siendo por lo tanto la duración del ciclo completo no inferior a tres o cuatro días, dependiendo de la capacidad de las bases y de la carga colocada en las mismas.

Es verdad que existían hornos convencionales para recocido de chapa en continuo, pero este tipo de recocidos, consistentes en un rápido calentamiento a 700 °C seguido de un corto período de mantenimiento y enfriamiento lento, no eran capaces de suministrar las características mecánicas requeridas en el proceso de conformado por embutición.

Recientemente se han desarrollado nuevas técnicas de recocido en continuo (118, 119, 120), que unen a la rapidez del proceso la calidad metalúrgica necesaria en las operaciones de conformado por embutición, siendo además los costes de explotación muy bajos y sus producciones muy elevadas con relación al proceso convencional.

Este nuevo procedimiento, puesto a punto por la Nippon Steel, supone una auténtica revolución tecnológica, ya que tenderá a modificar a medio y largo plazo el procedimiento de recocido

industrial en las plantas de laminación en frío. Siendo además de una gran versatilidad, ya que permite el procesamiento de aceros efervescentes así como de diversos tipos de aceros calmados.

2. FUNDAMENTOS METALURGICOS DEL PROCESO

Pasemos a continuación a considerar los aspectos metalúrgicos del proceso de recocido en continuo para la obtención de calidades de embutición extraprofunda.

Ya P. Funke et al (121) habían encontrado que un rápido calentamiento, con ratios de 70-700 °C/seg., seguido de un corto período de mantenimiento y enfriamiento rápido producían aceros resistentes al envejecimiento. La explicación dada por los mencionados autores a este proceso, señalaba que el rápido ratio de calentamiento impedía la entrada de los átomos de carbono y nitrógeno, causantes del envejecimiento, en solución sólida.

Simultáneamente los investigadores ingleses R.M. Horta, D.V. Wilson y W.T. Roberts (122), encontraron que un calentamiento a velocidades de 100 °C/seg. hasta el rango de temperaturas de 850-900 °C, seguidos de periodos de mantenimiento de un minuto, daban lugar a texturas adecuadas para el proceso de embutición, a pesar de que dicho calentamiento impide a los nitruros de aluminio ejercer su acción de orientación selectiva durante la fase de «recovery».

Señalaron asimismo que el tamaño de grano obtenido en la laminación en caliente tenía una influencia decisiva en el desarrollo de dicha textura, muy superior a la ejercida cuando se trataba de recocidos convencionales en horno de campana.

Posterioros estudios de laboratorio han permitido a las siderúrgicas japonesas desarrollar el procedimiento industrial que estamos considerando y cuyos fundamentos consisten básicamente en:

— Obtención de las características mecánicas adecuadas al proceso de embutición, mediante la correcta recrystalización y el subsiguiente crecimiento de grano en un corto espacio de tiempo; consiguiéndose ambas cosas mediante el efecto de «barrido o limpieza» que los elementos de aleación (Al, Mn, Ti, B) ejercen sobre los átomos de impurezas (C, N, O S) presentes en solución sólida en el acero.

— Por otra parte, dado que tanto la presencia de carbono en solución sólida como la de los precipitados de carburos en la matriz originan una disminución en las características de embutibili-

dad del material, es muy importante reducir el contenido de carbono en solución sólida, así como ajustar la densidad de dichos precipitados, lográndose ambas cosas mediante la etapa de «maduración» del material.

Pasaremos a continuación a considerar más detalladamente las particularidades de ambos fenómenos.

2.1. Estudio del efecto de barrido

Ya habíamos señalado anteriormente, en el apartado correspondiente a los aceros estabilizados y decarburados mediante el procedimiento open-coil, la relación existente entre las características mecánicas ($\bar{r}$, A %) y el tamaño de grano medio. Por otra parte N. Takahashi et al (123), en un estudio muy reciente, han precisado que el valor del índice de anisotropía normal medio $\bar{r}$ depende fundamentalmente de:

- a) La orientación adquirida por los nuevos granos en la fase de nucleación.
- b) Del crecimiento de grano subsiguiente durante la fase de recrystalización.

Ahora bien, dado que las subjunatas de los subgranos pueden actuar como gérmenes de nucleación de los nuevos granos en fase de recrystalización y dado que dichos frentes de recrystalización pueden ser bloqueados por la presencia de átomos de impurezas en solución sólida, se hace evidente la conveniencia de reducir la cantidad de dichas impurezas, al objeto de alcanzar el tamaño de grano adecuado en el menor espacio de tiempo posible.

Es de señalar, sin embargo, que el proceso en su conjunto es realmente más complejo, ya que la influencia de los precipitados así formados es diversa, dependiendo de su tamaño y situación, pudiendo verse un análisis completo de dicha influencia en el estudio antes mencionado (123).

De conformidad al análisis realizado anteriormente, se deduce la necesidad de efectuar un barrido de dichas impurezas. Definiéndose dicho efecto de barrido, como la acción de un elemento de aleación X sobre la impureza Y de acuerdo a la siguiente reacción:



Siendo el factor de barrido F (X, Y):

$$F(X, Y) = \frac{\% X \cdot n \cdot P_{MOL}(Y)}{\% Y \cdot m \cdot P_{MOL}(X)}$$

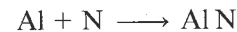
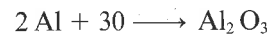
el que me define el exceso de los componentes X o Y. Siendo $F(X, Y) = 1$ el valor más adecuado en cuanto a la rápida recristalización y subsiguiente crecimiento de grano se refiere.

La aplicación de esto, al caso de los aceros calmados al aluminio con destino a embutición extraprofunda, nos lleva a considerar la acción de barrido del manganeso sobre el azufre:



$$F(Mn, S) = \frac{\% Mn \cdot 32}{\% S \cdot 55}$$

Así mismo, tiene lugar la acción de barrido del aluminio sobre el oxígeno (no combinado en aceria) y nitrógeno, de acuerdo a las siguientes reacciones:



$$F(Al, O, N) = \frac{\% Al}{(2/3 \cdot 27/16 \cdot \% O + 27/14 \cdot \% N)}$$

En la figura 36, se muestran los valores del índice de anisotropía normal medio ($\bar{r}$) y alargamiento (A %) en función de los factores de barrido $F(Mn, S)$ y $F(Al, O, N)$. Pudiendo observarse la variación de estas características mecánicas en función de los factores de barrido.

Finalmente cabe señalar, que consideraciones análogas pueden hacerse para el caso de los aceros al boro y calmados al titanio.

2.2. Estudio de la interrelación carbono-ductilidad. Etapa de maduración

Ya habíamos señalado, como la presencia tanto del carbono en solución sólida como en forma de carburos precipitados tendía a disminuir las características de embutibilidad del material. Por ello, la principal función de la fase de maduración a que se somete el material durante el ciclo de recocido (fig. 37), consiste en reducir el contenido de carbono en solución sólida, obteniendo simultáneamente la morfología y densidad en los precipitados de carburos adecuadas al proceso de conformado mediante embutición extraprofunda.

En la consecución de este objetivo, ejercen un papel decisivo factores tales como:

— Temperatura de inicio del enfriamiento.

— Ratio o velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de inicio del proceso de maduración.

— Temperatura del proceso de maduración.

N. Takahashi et al (124) han estudiado el efecto de estos factores sobre el contenido de carbono en solución sólida, así como su influencia en la morfología y tamaño de los precipitados de carburos, correlacionándolo todo ello con la ductilidad del material y obteniendo las conclusiones siguientes:

— La presencia del carbono en solución sólida tiende a empeorar la ductilidad del material mediante la disminución de alargamientos en zonas localizadas. Mientras que la presencia de altas densidades de carburos precipitados ejerce el mismo efecto de modo uniforme sobre el conjunto del material, produciéndose simultáneamente una elevación del límite elástico.

— La velocidad de enfriamiento, previa a la fase de maduración, ejerce una importante influencia en la nucleación, precipitación y posterior morfología de los precipitados de carburos.

— Por otra parte, la temperatura de inicio de dicho enfriamiento tiene asimismo una influencia decisiva en la densidad de los precipitados, correspondiendo la máxima densidad a temperaturas próximas a 700 °C, decreciendo posteriormente hasta alcanzar valores muy bajos a temperaturas próximas a 400 °C. Correspondiendo por lo tanto a esta última temperatura un máximo de carbono en solución sólida, lo cual no es en absoluto deseable para el proceso de conformado por embutición.

En la figura 37 se muestra un ciclo teórico en base a las consideraciones anteriormente expuestas.

— Esta fina dispersión de carburos precipitados es función de la cantidad de carbono en solución sólida sobresaturada, la cual es a su vez función del ratio de enfriamiento, habiéndose encontrado experimentalmente, que la densidad de carburos precipitados en la matriz es una función que crece de forma continua aunque no uniforme en función del exceso de carbono contenido en solución sólida.

3. PROCESO SIDERURGICO E INSTALACIONES EMPLEADAS PARA LA FABRICACION DE ESTOS ACEROS

3.1. Materia prima

Ya habíamos visto, en el apartado anterior, que la composición química es fundamental en orden a la obtención de las carac-

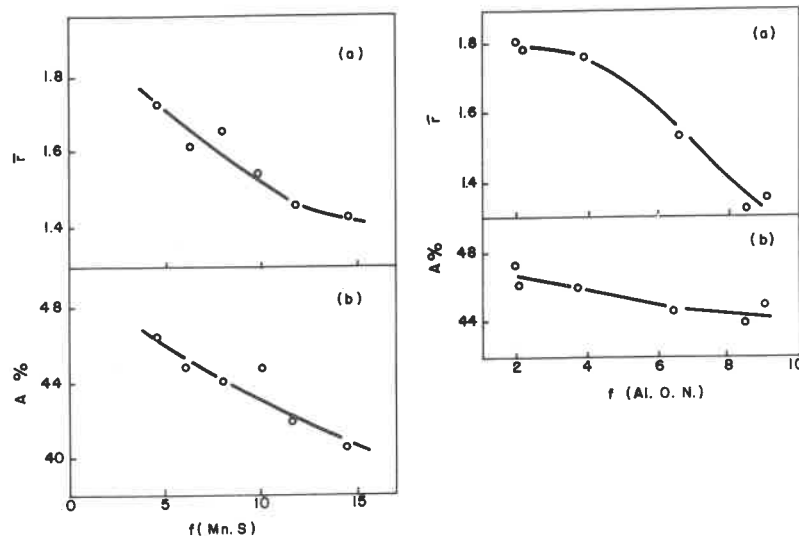


Fig. 36. Valores del índice de anisotropía y alargamiento en función de los factores de barrido.

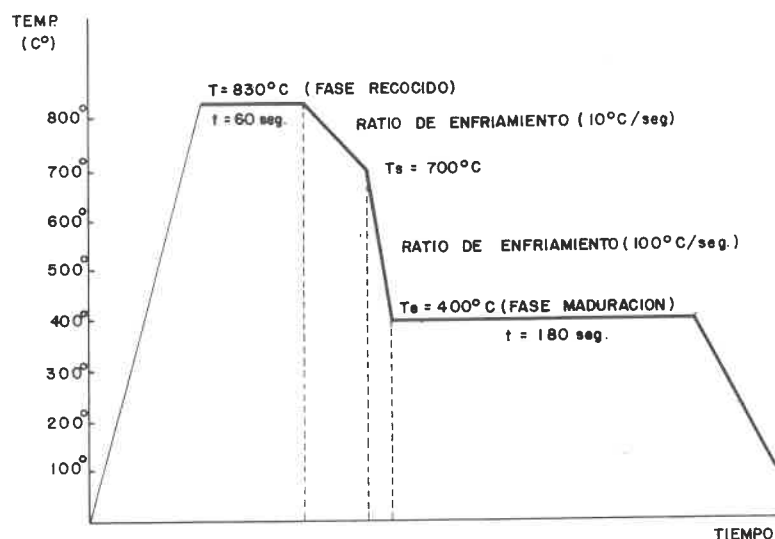


Fig. 37. Ciclo teórico de recocido en continuo para materiales con destino a embutición extraprofunda.

terísticas de embutibilidad adecuadas y que éstas venían dadas en función del factor de barrido $F(XY)$.

En la patente del grupo japonés Nippon Steel (125), se describe la materia prima adecuada a la obtención de un acero para embutición extraprofunda, procesable mediante reducción en frío y posterior recocido en horno continuo. Proponiéndose para ello en dicha patente un acero cuya composición química se detalla en la tabla 20.

En lo que a la influencia de los elementos Mn, S y Al respecta, hemos visto cuantificada su influencia a través de la optimización de los factores de barrido.

Por lo que al contenido en boro se refiere, cabe señalar que su presencia no es necesaria, ahora bien, es conocida la capacidad del boro como elemento formador de nitruros, habiéndose determinado experimentalmente la actuación del boro en dos sentidos:

- Como elemento activo en la precipitación del nitrógeno como nitruro de boro.
- Actuando como catalizador en la precipitación del nitruro de aluminio.

Por lo tanto el boro no liga únicamente de forma estable el nitrógeno como nitruro de boro, sino que además favorece la precipitación del nitruro de aluminio de forma que incrementa la resistencia al envejecimiento. Produciéndose simultáneamente un aumento en el tamaño de grano y obteniéndose como consecuencia de todo ello una excelente conformabilidad en el material.

Tabla 20
Composición química de aceros procesables en hornos continuos

C	: 0,10 % máximo
Si	: 0,10 % máximo
Mn	: 0,50 %
P	: 0,04-0,15 %
N	: 0,008 % máximo
Al	: 0,003-0,008 % (Soluble en ácido)
B	: 0,002-0,005 %

3.2. Procesos siderúrgicos de laminación en caliente y en frío

Para la fabricación de estos aceros, emplearemos una práctica operativa similar a la de los aceros calmados al aluminio. Debiendo efectuarse la laminación acabadora a una temperatura supe-

rior a A_{r3} , y en cuanto a las temperaturas de bobinado en caliente, en la tabla 21 se indican dichas temperaturas para los diferentes tipos de aceros calmados.

Por lo que respecta a la reducción en frío, ésta puede considerarse correcta en el rango de reducciones comprendidas entre 70 y 80 %.

Tabla 21

Temperaturas de laminación acabadora para diferentes tipos de aceros procesables en hornos continuos

Tipo de acero	Temperatura de bobinado
Calmados al aluminio	740-750 °C
Calmados al titanio	670-680 °C
Con adiciones de boro	600-650 °C

3.3. Proceso de recocido en continuo

Pasemos a considerar a continuación, con más detalle, el proceso de recocido en continuo, describiendo para ello el procedimiento estándar K.M.-C.A.L. de la Kawasaki Steel (126).

Ya habíamos señalado que en el caso de los aceros calmados, y mediante el empleo de la materia prima adecuada, es posible obtener texturas y por consiguiente índices de anisotropía normal $\bar{r}$ iguales e incluso superiores a las obtenidas mediante el procedimiento de recocido convencional en horno de campana.

En la figura 38 se muestra el esquema de uno de estos hornos, el cual está formado por las siguientes secciones:

- Sección de calentamiento rápido hasta la temperatura de 850 °C.
- Sección de mantenimiento con tiempos de permanencia de un minuto aproximadamente.
- Sección de enfriamiento rápido.

Esta fase de la operación es versátil, dependiendo del tipo de materiales a procesar (aceros calmados, efervescentes, hojalata, etc.) y consiste en un enfriamiento rápido, en el rango de 50-100 °C/seg., consiguiendo de esta forma mantener el carbono en solución sólida sobresaturada al inicio de la fase de maduración.

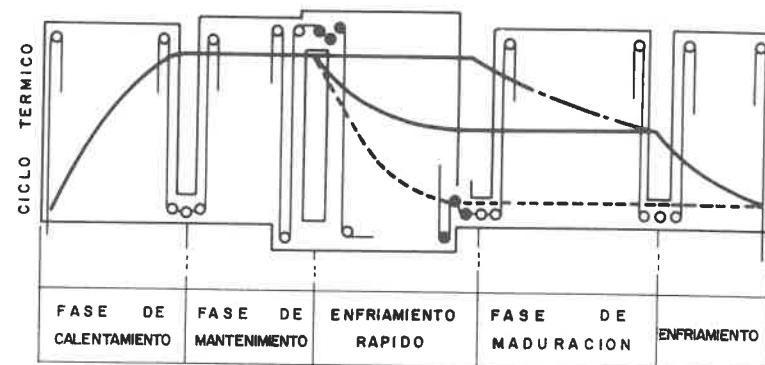


Fig. 38. Esquema de las diversas etapas que componen un horno de recocido en continuo.

Ya habíamos visto, como el ratio de enfriamiento es decisivo en las características de embutibilidad del material. De ahí la importancia del diseño y control de esta fase de enfriamiento, en la que dado que intervienen numerosos factores tales como:

- Anchura y espesor de la banda,
- Tipo de acero a procesar,
- Temperatura,
- Caudales de gas a regular, etc.,

hacen que dicho control se realice mediante la ayuda de ordenadores.

- Sección de maduración:

En esta sección, se produce la precipitación controlada del carbono existente en solución sólida sobresaturada, obteniéndose de esta forma la morfología y densidad deseadas en dichos precipitados. Siendo de señalar, que en esta fase de la operación se somete al material a un proceso de doblado ciclico, mediante unos rodillos, al objeto de obtener la densidad de dislocaciones convenientes a la precipitación fina y dispersa de los carburos en la matriz, siendo de suma importancia para ello el diámetro de los rodillos.

Pasando finalmente el material a:

- Sección de enfriamiento hasta la temperatura ambiente.

Finalmente cabe señalar, que los procedimientos C.A.L.P. (Nippon Steel) y N.K.K. (Nippon Kokan), presentan sólo pequeñas diferencias estructurales sobre lo descrito anteriormente, disponiendo esta última de dos líneas de enfriamiento rápido al objeto de procesar materiales en menor espesor, pudiendo ser tratados en este caso materiales cuyos espesores están comprendidos entre 0,3 y 1,6 mm, mientras que la C.A.L.P. lo hace en espesores de 0,4 a 2,3 mm.

En la figura 39 se muestra a modo de resumen un esquema completo del procedimiento, así como sus etapas determinantes y factores que inciden en ellas.

4. RESULTADOS OBTENIDOS Y COMPARACION CON LOS RECOCIDOS TRADICIONALES EN BOBINA CERRADA

En la tabla 22 se muestran los resultados obtenidos mediante la aplicación de este procedimiento de recocido en continuo y su comparación con los obtenidos en bobina cerrada. Así mismo en la figura 40 se muestran comparativamente los valores del índice de anisotropía normal medio $\bar{r}$ correspondientes a ambos tipos de procesos (127).

Tabla 22

Resultados mecánicos comparativos entre materiales calmados procesados en continuo y según el sistema tradicional

Proceso siderúrgico	R (Kg/mm ²)	E (Kg/mm ²)	A % (50 mm)	$\bar{r}$	Indice Erichsen
Horno campana	32,3	17,7	45,1	1,64	11,0
Horno continuo	32,1	17,1	46,0	1,79	10,7

De la observación de estos resultados, se deduce que el material recocido en continuo presenta unas características mecánicas y de embutibilidad iguales o superiores a las obtenidas mediante recocido en hornos de campana. Siendo posible mejorar dichas características, en el caso de los aceros calmados procesados en hornos continuos, mediante un proceso de desgasificación al vacío en acería y adiciones de niobio, alcanzándose en estas condiciones valores muy elevados en el índice de anisotropía normal medio ($\bar{r} = 2,4$).

Por lo que respecta a las características tecnológicas, es de señalar, que según estudios comparativos (128) realizados entre ambos procesos, el procedimiento de recocido en continuo presenta para un mismo volumen de producción las reducciones porcentuales siguientes:

- Mano de obra: 73 %
- Reducción de espacio: 60 %
- Coste de inversión: 26 %
- Mermas de material: 48 %
- Consumo de energía: 19 %

Señalándose como contrapartida que su ubicación está supe-
ditada a la existencia de un gran mercado, ya que su producción oscila entre 30.000 y 50.000 toneladas mensuales.

A la vista de todo ello, es posible reafirmar lo señalado en la introducción a este apartado, en el sentido de que el procedimiento de recocido en continuo constituye una auténtica revolución tecnológica, tendente a modificar los procedimientos de recocido industrial en las plantas de producción de materiales con destino a embutición extraprofunda.

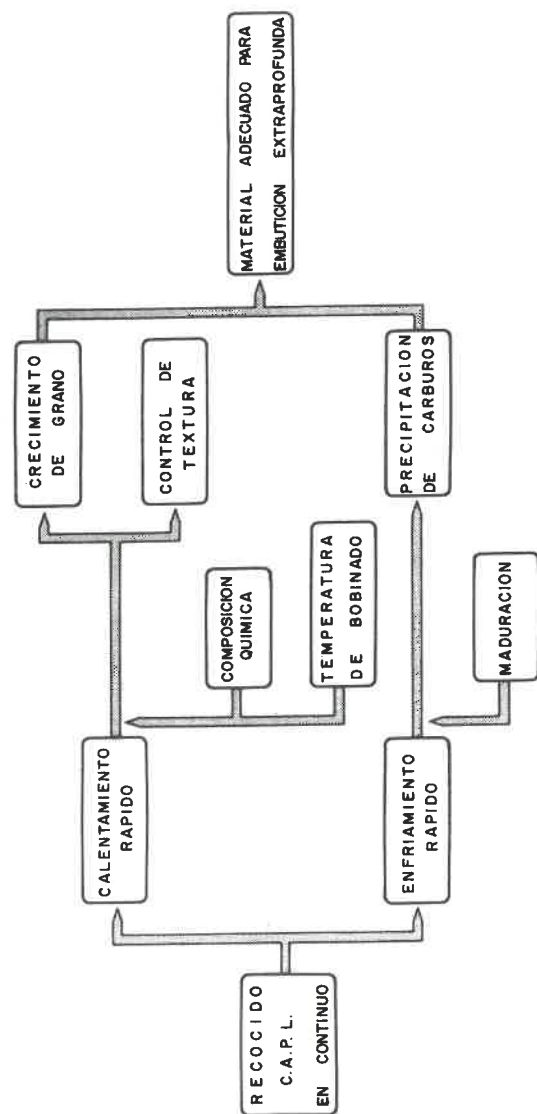


Fig. 39. Esquema de procedimiento de recocido en continuo.

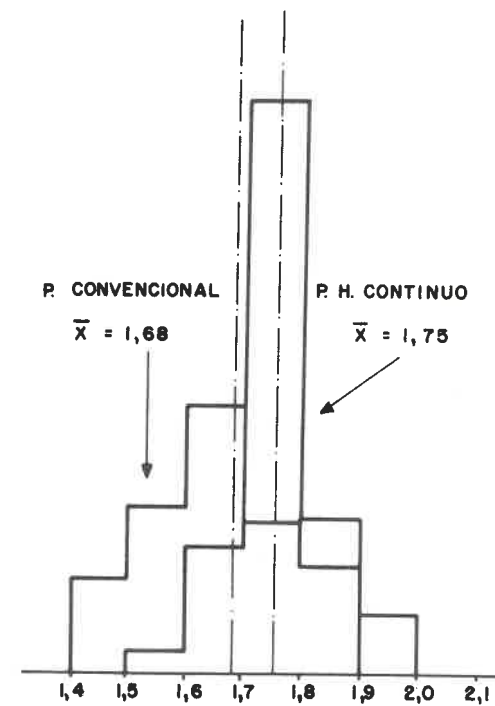


Fig. 40. Valores del índice de anisotropía normal $\bar{r}$, para aceros calmados procesados en horno continuo y según proceso convencional en horno de campana.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- (1) V. GOPINATHAN. *Plasticity theory and its applications in metal forming*. Wiley Easter Limited, 1982 (Nueva Delhi).
- (2) H.P. STÜWE y J. FAUSTMAN. *Introducción a las texturas de los materiales metálicos*. Editorial Montecorvo. Madrid, 1969, pp. 209-235.
- (3) GIL SEVILLANO. «Embutición profunda». Trabajo presentado para la obtención del título de Ingeniero Industrial. Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián (Universidad de Navarra)
- (4) W. LANKFORD, S.C. SNYDER y J.A. BAUCHER. «New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets». *Transactions of the A.S.M.* Vol. 42 (1950), pp. 1.197-1.232.
- (5) G. SACHS. *Z.V. de I.* 72 (1928), 307.
- (6) G.I. TAYLOR. «Plastic strain in metals». *J. Inst. Met.* 62 (1938), 307.
- (7) S.P. KELLER y W.A. BACKOFEN. *Disc. Trans. A.S.M.* 52, 154 (1960).
- (8) Ref. N.º 4.
- (9) G. JEGADEN, G. VOINCHET y P. ROQUET. «Practical determination of the intrinsic characteristics of mild steel sheets». *Sheet Metal Industries*, 45 (1968), 499, p. 789.
- (10) C. SCHNEIDER. «Sur la détermination des coefficients r et n ». *La Metallurgia Italiana*. 60 (1968) 8, p. 775.
- (11) E.A. PELEGRY, J.I. VERDEJA y J.A. PERO-SANZ. «Parámetros mecánicos estructurales y orientaciones de chapas de acero dulce para embutición». *Revista DYNA* n.º 2, febrero 1976, pp. 73-80.
- (12) *Revista de Metalurgia*. Dato Práctico n.º 57. CENIM 6, 2 (1970). Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM). Avda. Gregorio del Amo, s/n. Ciudad Universitaria (28040 Madrid).
- (13) I.D.D.R.G. «The plastic anisotropy ratio r and the Work Hardening Exponent n in relation to the drawability of steel». Metal Working Group 2 of the I.D.D.R.G. *Sheet Metal Industries*, 44 (1967), 484, pp. 523.

- (14) G. POMEY. *Propriétés d'Emploi des Aciers* (études de base). *Aptitude à l'Emboutissage des Tôles Minces* N.º 2, *Essais d'Emboutissage*, pp. 6-13. Centre d'Études Supérieures de la Siderurgie Française (CESSID) B.P. 56, 57.210 Maizières-les-Metz (France).
- (15) REF. N.º 3, pp. 19-23.
- (16) M. WYBO y L. LILET. «La qualification des tôles d'acier doux pour emboutissage sur la base du coefficient d'anisotropie plastique r et du module d'écrouissage n ». *Revue C.N.R.M.* 4 (1965).
- (17) J. VOINCHET. «Le coefficient d'écrouissage n de l'acier extra-doux. Ses différentes méthodes de mesure». *Rapport Sollac*. Société Lorraine de Laminage Continu (SOLLAC), 28 rue Dumont d'Urville. Paris (XVI).
- (18) M. WYBO y CH. VAN DEN HOVE. «Fast determination of the r and n values». *Revue C.N.R.M.* 16 (1968).
- (19) C. JOVIGNOT. *Revue de la Metallurgie* (1930) 27, pp. 443-448.
- (20) H. GOUGH and G. HANKINS. *The Institute of Automobile Engineers*, Londres (1935), Mars, pp. 543-581.
- (21) J. POMEY, A. ROYEZ y P. DHEZ. *Revue de la Metallurgie* (1960), N.º 10, pp. 741-754.
- (22) W. ENGELHARDT. *Revue de la Metallurgie* (1963), N.º 12, pp. 1.249-1.256.
- (23) E. HERZOG. *Revue de la Metallurgie* (1950) N.º 5, pp. 399-408.
- (24) B. KAFTANOGLU y J.M. ALEXANDER. «An investigation of the Erichsen Test». *J. Inst. Metals*. 90 (1961-1962), pp. 457-470.
- (25) SHAWKI. «Assessing deep drawing qualities of sheet G.S.A». *Sheet Metal Industries*. 42 (1965), 457, pp. 363.
- (26) H.W. SWIFT. *Sheet Metal Industries* (1954), October, pp. 817-827.
- (27) D.H. KHEMIS. *Sheet Metal Industries* (1957), Mars, pp. 206-208.
- (28) O. SVAHN. *Jernkontoret's Annaler* (1964), 148, N.º 4, pp. 202-232.
- (29) M. SCHMIDT, KAPPENBERG. *Arch. für das Eisenhüttenwesen* (1929-1930), pp. 213-222.
- (30) J.H. ZAAT. «Some investigations on the Swift Cupping Test». *Sheet Metal Industries*. 38 (1961). 415, pp. 787.
- (31) S. FUKUI. «Researches on the deep drawing process». *Scient Papers Inst. Ph. Chem. Res.* (1938). N.º 849.
- (32) REF. N.º 14, PP. 13-35.
- (33) L. NAKAZIMA, T. KIKUKA y K. HASUKA. «Study of the formability of the steel sheets». *Yawata Technical Report*. N.º 264, pp. 141.
- (34) S.A.E. RECOMMENDED PRACTICE. «Methods of determining plastic deformations in sheet metal stamping». *S.A.E. J.* 863. C. July, 1972, pp. 87-89.
- (35) C. VEERMAN, L. HARTMAND, J.J. PEELS y P.F. NEVE. «Determination of appearing and admissible strains in cold reduced sheets». *Sheet Metal Industries*. Sept. 1971, pp. 678-694.

- (36) C.C. VEERMAN y P.F. NEVE. «Some aspects of the determination of the forming limit diagram-onset of localized necking». *Sheet Metal Industries*. Juin 1972, pp. 421-423.
- (37) C.C. VEERMAN. «The determination and application of the F.L.C. onset of localized necking». *I.D.D.R.G. Meeting*. Amsterdam. Oct. 1972, pp. 19-1 a 19-4.
- (38) A. BRAGARD, J.C. BARET y H. BONNARENS. «A simplified technique to determine the F.L.D. at the onset of necking». *I.D.D.R.G.* Amsterdam, Document Dow/WGI/21P/72.
- (39) S.S. NECKERT. «A simple forming limit curve technique and results on aluminum alloys». *I.D.D.R.G. Meeting*. Amsterdam. Oct. 1972, pp. 5-1 a 5-8.
- (40) G. POMEY y G. SANZ. *Propriétés d'Emploi des Aciers* (Études de base). *Aptitude à l'Emboutissage des Tôles Minces*. N.º 3. *Les Courbes Limites d'Emboutissage*, pp. 21-23. Centre d'Études Supérieures de la Siderurgie Française (CESSID), B.P. 56, 57.210. Maizières-les-Metz (France).
- (41) R. HILL. *Proc. Roy. Soc.* 193. 281 (1948).
- (42) R. VON MISES. *Z. Angew. Math. Mech.* 8, 161 (1928).
- (43) J. BELZUNCE, J.I. VERDEJA y J.A. PERO-SANZ. «Curvas límites de embutición». *Revista de Metalurgia*. Vol. 14. N.º 1 (1978). Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM).
- (44) R.H. GOODENOV. *Trans. A.S.M.* 59, 804 (1966).
- (45) J.T. MICHALAK y R.D. SCHOONE. *Trans. A.I.M.E.* 242, 1.149 (1968).
- (46) Y. MEYZAUD y P. PARNIÈRE. «Étude du recuit des tôles minces d'acier extradoux par résistivité électrique». *Mémoires Scientifiques. Rev. Métallurgie LXXXI*. N.º 7-8, 1974 (426).
- (47) C.Z. ZENER. *Trans. A.I.M.E.* 175 (1949), 15.
- (48) Y. MEYZAUD, B. MICHAUT y P. PARNIÈRE. «Precipitation-recrystallization interaction and texture development in Al-killed low carbon steels». *Texture and Properties of materials* (4th. International Conference on Texture, Cambridge, July 1975), pp. 255-265. The Metals Society, 1, Carlton House Terrace, London SW 1Y 5DB.
- (49) D.T. GAWNE y R.C. HUDD. «Strain ratio and recrystallization texture development in aluminium-killed steels». *Texture and Properties of Materials* (4th. International Conference on Texture, Cambridge, July 1975), pp. 179-193. The Metals Society 1 Carlton House Terrace, London SW 1Y 5DB.
- (50) FRANK. A. HULTGREN. «The reversion and reprecipitation of aluminium killed drawing quality steel». *Blast Furnace and Steel Plant*, February 1968.
- (51) N. UJIYE, A. TAKAHASHI, K. TACHIMOTO y H. NAKAMURA. «Drawabilities of low carbon nitrogen-aluminium steels». *Trans. I.S.I.J.* Vol. 7, 1967, pp. 29.

- (52) M. NAKAMURA et al. «A low carbon aluminum killed steel and method of manufacture». *South Africa Patent Application*. N.º 685.129 August 8, 1968.
- (53) D.A. WITMER y R.M. WILLISON. «Effect of nitrogen on the mechanical properties of drawing-quality aluminum-killed sheet steel». *Journal of Metals*. April 1970, pp. 56-62.
- (54) J. ARNOLD. «Shows way to gas annealing». *Iron and Steel Engineer*. August 1960, pp. 91-111.
- (55) W.T. MAINWARING. «Recent developments in hydrogen-nitrogen supply system for furnace atmosphere control». *Iron and Steel Engineer*. October 1967, pp. 115-125.
- (56) P.N. RICHARDS. «The effects of heating rates and subrecrystallization heat treatments on aluminum killed deep drawing steels». *Annual General Meeting of the Iron and Steel Institute*. 2 May. 1963. Federation of British Industries, Tothill Street Westminster. London S W 1.
- (57) KAZUO MATSUDO y KAZUhide NAKAOKA. «Effect of processing conditions on the drawability of cold rolled steel sheet». *Interam. Conf. on Mater Technol.* 4th. Proc. Caracas (Venezuela). Jun. 29-Jul. 4 (1975), pp. 240-249. Publicado por Southwest Res. Inst. San Antonio Texas (Cent. Reg. de Ayuda Téc.). Agencia para el Desarrollo Int. (A.I.D.). Buenos Aires (Argentina), 1975.
- (58) M. TAKAHASHI y A. OKAMOTO. *Tetsu-to-Hagane*. 59 (1973), pp. 196.
- (59) REF. N.º 56, pp. 29.
- (60) E.A. MIZIKAR, N.P. BRESKY y R.A. VEITCH. «An improved method for calculating soak times in batch annealing». *Iron and Steel Engineer*. July 1972, pp. 53-59.
- (61) H. WOLFF y R. SCHNEIDER. «Cooling of wide strip coils after annealing». *Annual General Meeting of the Iron and Steel Institute*, 2. May 1963, pp. 49-54. Federation of British Industries, Tothill Street Westminster, London S W 1.
- (62) R.L. WHITELEY. *Blast Furnace and Steel Plant*. 48 (1960), 1.245.
- (63) R.L. WHITELEY y D.E. WISE. *Flat Rolled Products*. Tomo III. Interscience Publishers, Chicago (1962), pp. 47-62.
- (64) REF. N.º 50, pp. 151.
- (65) REF. N.º 57.
- (66) R. GILLANDERS, C. DASARATHY y R.C. HUDD. «Some observations on the development of deep drawing characteristics in low carbon steels containing 0,07 to 0,27 % niobium». *Texture and the Properties of Materials* (4th. International Conference on Textures, Cambridge, July 1975), pp. 245-254. The Metal Society 1 Carlton House Terrace, London S W 1 Y 5 D B.
- (67) R.E. HOOK, A.J. HECKLER y J.A. ELIAS. «Texture in deep drawing columbium (Nb) treated interstitial-free steels». *Metallurgical Transactions A*. Vol. 6 A. September 1975, pp. 1.683-1.691.
- (68) A. JONES y B. WALKER. *Met. Sci.* JR. 8397 (1974).
- (69) REF. N.º 67, pp. 1.684.
- (70) REF. N.º 66, pp. 250.
- (71) P.R. MOULD y J.M. GRAY. *Met. Trans.* 3, 3121 (1972).
- (72) REF. N.º 67, pp. 1.684.
- (73) REF. N.º 71.
- (74) O. AKISUE y K. TAKASHINA. *Trans. Jap. Inst. Met.* 14, 489 (1973).
- (75) T.R. THOMSON, R.M. HOBBS and I.S. BRAMMAR. *7th. Inst. Cong. I.D.D.R.G. Res. Group. Conf.* Amsterdam. Paper 11.1. October 1972.
- (76) P. MESSIEN y T. GREDAY. «Texture and planar anisotropy of low carbon steels». *Texture and the Properties of Materials* (4th. International Conference on Textures, Cambridge, July 1975), pp. 266-274. The Metals Society 1 Carlton House Terrace, London S W 1 Y 5 D B.
- (77) Patente Armco Steel Corp. (703 Curtis Street Middletown, Ohio, USA). Memoria Descriptiva de Patente, P.23.01.308.3. Oficina de Patentes República Federal Alemana.
- (78) S. TESHIMA y M. SHIMIZU. *Mechanical Working of Steel-2-Aime Met. Soc. Conf.* 26, 1965, pp. 279-320.
- (79) K. YAMADA et al. *Proceed Ictis*. Part 2 (1971), pp. 922-926.
- (80) H. HU y S.R. GOODMAN. *Metall Trans.* 1, 3057 (1970).
- (81) REF. N.º 76, pp. 266-268.
- (82) Información procedente Nippon Steel. *C.A.L.P. Technology*. 6-3 Otemachi 2 Chome, Chiyoda-ku, Tokyo.
- (83) REF. N.º 77.
- (84) KAZUO MATSUDO y KAZUhide NAKAOKA. «Effect of processing conditions on the deep drawability of cold rolled steel sheet». *Interam. Conf. on Mater Technol.* 4th. Proc. Caracas, Venezuela (Junio-29 Julio 4, 1975), pp. 240-249.
- (85) H. TAKECHI. *J.J. STP*, 12, (1971), 85.
- (86) D.J. BLICKWEDE. «Sheet steel. Micrometallurgy by the millions». *Transactions of the A.S.M.* Vol. 61, 1968, pp. 653-679 (667).
- (87) KAZUO MATSUDO y T. SHIMOMURA. «Effect of carbon content on deep drawability of rimmed steel sheet». *Tetsu-to-Hagane*. 56 (1), 1970, pp. 28-43.
- (88) D.A. KARLYN, R.W. WIETH y J.L. FORAND. «Effect of decarburization and annealing temperature on plastic anisotropy and grain size in cold-rolled low-carbon sheet steel». *A.I.M.E. Mechanical Working Conf.* Pittsburgh Jan (1969), pp. 127-140.
- (89) V.J. GIBBONS. «Open-coil annealing». *Sheet Metal Industries*. May 1961, pp. 341-348.
- (90) J.A. BAUCHER y J.K. MAGOR. «Open-coil annealing: Comercial applications and current development». *I.S.I. Special Report*. 79, 1963, pp. 34-42.

- (91) J.A. BAUCHER. «Use of open-coil process to change composition and improve sheet steel». *Iron and Steel Engineer*. May 1961, pp. 73-84.
- (92) J. ARNOLD. «Show way to gas annealing». *Iron and Steel Engineer*. August 1960, pp. 91-111.
- (93) W.T. MAINWARING. «Recent development in hydrogen-nitrogen supply systems for furnace atmosphere control». *Iron and Steel Engineer*. October 1967, pp. 115-125.
- (94) Tesis doctoral de autor. «Contribuciones a la optimización del procedimiento open-coil». Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Bilbao (Universidad del País Vasco). Mayo 1980.
- (95) Ponencia del autor. «Contribuciones a la optimización del procedimiento open-coil». Ponencia presentada a la V Asamblea General del Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. Tomo II (T-74), Madrid 6-9. Octubre 1981.
- (96) Autor. «Contribuciones a la optimización del procedimiento open-coil». *DYNA*, N.º 11. Noviembre 1982, pp. 25-29.
- (97) J.R. LOW y M. GENSAMER. «Aging and the Yield Point in Steel». *A.I.M.E. Technical Publication*. N.º 1.644. *Metals Technology*. December 1943, pp. 1-36.
- (98) J.D. BAIRD. «Strain-aging of steel- a critical review». Part I: «Practical aspects». *Iron Steel*. Mayo 1963, 36, pp. 186-192.
- (99) J.D. BAIRD. «Strain-aging of steel- a critical review». Part. I: «Practical aspects». *Iron Steel*. June 1963, 36, pp. 326-334.
- (100) J.D. BAIRD. «Strain-aging of steel- a critical review». Part II: «The Theory of strain aging». *Iron Steel*. July 1963, 36, pp. 368-374.
- (101) J.D. BAIRD. «Strain-aging of steel- a critical review». Part. II: «The Theory of strain aging». *Iron Steel*. August 1963, 36, pp. 400-405.
- (102) P.M. STRONCHI, A. MELANDRI y A. TAMBA. Rapporto finale della ricerca: «Studio del mecanismo di denitrurazione di un acciaio e determinazione dei parametri che entrano nell' equazione cinética». Información suministrada al autor por el Centro Sperimentale Metallurgico. Bolonia, 15 Abril 1965.
- (103) W. JOST. «Diffusion in solids, liquids and gases». Academic Press. Nueva York, 1960, pp. 37.
- (104) R. KIEGER (Sollac). «Reactions gaz-metal decarburation et denitruration». Centre d'Études Supérieures de la Siderurgie Française (CESSID). *Seminaire Tôles*. Noviembre 1972, pp. 21. Voie Romaine B.P. 56, Maizieres-les-Metz 57210 (Francia).
- (105) J.D. FAST y M.B. VERRIJP. «Diffusion of nitrogen in iron». *J of the Iron and Steel Institute January*, 1954, pp. 24-27, 24.
- (106) G.J.W. KOR y J.F. RUMPT. «The simultaneons decarburization and denitridding of steel strip at 700° C in gas mixtures of hidrogen and water vapour». *Journal of the Iron and Steel Institute*. October 1969, pp. 1.377-1.381 (1.378).
- (107) REF. N.º 105.
- (108) P. GRIEVESON y E.T. TURKDOGAN. «Kinetics of reaction of gaseous nitrogen with iron». Part II: «Kinetics of nitrogen solution in alpha and delta iron». *Transaction of the Metallurgical Society of A.I.M.E.* 230. December 1964, pp. 1.604-1.609 (1.604).
- (109) REF. N.º 94 (Anexo N.º 2).
- (110) REF. N.º 94 (Anexo N.º 3).
- (111) REF. N.º 102.
- (112) S. MICHELUCCI, C. PICASSO, G. AGABIO y A. TAMBA. Denitrurazione in atmosfera reattiva non umidificata di rotoli di acciaio per profondo stampaggio, relazione fra tenori di N residuo e «indice di invecchimento». *La Metallurgia Italiana*. N.º 4, 1967, pp. 283-288.
- (113) R.M. HUDSON. «The rate of removal of nitrogen from low-carbon steel during heat treatment». *Transactions of the Metallurgical Society of A.I.M.E.* vol. 230. August 1964, pp. 1.138-1.140.
- (114) T. MORI, E. ICHIE e Y. NIWA. «The removal of nitrogen from steel by annealing in hidrogen atmospheres». *Transactions I.S.I.J.* Vol. 13, 1973, pp. 392-401.
- (115) J.F. ENRIETTO. «Strain aging and denitriding in steels». *Journal of the Iron and Steel Institute*. March 1966, pp. 252-258.
- (116) REF. N.º 104, pp. 32-33. Société Lorraine de Laminage Continu (Sollac). 28 Rue Dumont d'Urville. Paris (XVI).
- (117) Kawasaki Steel Corporation. «Extra deep-drawing non-aging steel sheets». Deep drawing non-aging cold rolled steel sheet and a method of producing the same. I Kawasaki-Cho, Chiba 280, Japón.
- (118) M.A. ADAMS y J.R. BEVAN. «Continuous annealing of mild strip». *J.I.S.I.* 204 (1966), pp. 586-593.
- (119) K. TODA, H. GONDOH, H. TAKECHI, H. ABE, N. UHEARA y K. KOMIYA. «Metallurgical investigations on continuous annealing of low-carbon capped-steel sheets». *Trans. I.S.I.J.* 15 (1975), pp. 305-313.
- (120) H. KUBODERA, K. NAKAOKA, K. ARAKI, K. WAWATABE, A. NISHIMOTO y K. IWASE. *Trans. I.S.I.J.* 17 (1977), pp. 663-670.
- (121) P. FUNKE. *Stahl Eisen*. 1972, 92, pp. 186.
- (122) R.M. HORTA, D.V. WILSON y W.T. ROBERTS. *I.S.I.J.* 1972, 210, pp. 42.
- (123) N. TAKAHASHI, M. ABE, O. AKISUE y H. KATOH. «Metallurgical basis to design a continous annealing process for producing deep drawing steel sheet». *Proc. Conf. Dalas, Texas*, 14-18. Febrero 1982. Bethelhelem. Pa. 18016, 1982, pp. 51-81.
- (124) REF. N.º 123, pp. 66-68.
- (125) Nippon Steel Corporation. «Acero para la fabricación de chapa conformable en frío». *Memoria Descriptiva de Patente*. N.º 2316324. P. 2613. 324.8-24. Oficina de Patentes de la República Federal de Alemania (2 Abril 1973).

- (126) T. OBARA, N. NISHIDA, F. YANAGISHIMA, Y. SHIMOYAMA y H. SATOH. «K.M.-C.A.L. Kawasaki steel multipurpose continuous annealing line». *Proc. Conf.* Dalas, Texas, 14-18. Febrero 1982. Bethlehem. Pa. 18016, 1982, pp. 379-383.
- (127) Información suministrada al autor por el Grupo Nippon Steel. 6-3 Otemachi, 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo (Japón).
- (128) M.B. HENRY. «Continuous annealing of drawing quality steels». *Metal Australia*. December 1975-January 1976, pp. 276-278.

El propósito del presente libro es ofrecer un esquema de base sobre la operación de conformado mediante embutición extraprofunda.

En el desarrollo del mismo se atiende a una doble finalidad, ya que si por una parte puede servir como soporte didáctico a los estudiantes de ingeniería, por otra, puede ser de perfecta utilidad a los profesionales que desarrollan su actividad en el campo de la conformación metálica.

A este objeto se ha dividido el presente trabajo en dos secciones. En la primera de ellas se estudian los fundamentos físico-metalúrgicos que sustentan teóricamente la operación de conformado por embutición, así como los distintos ensayos de laboratorio representativos de la aptitud del material frente a dicha conformación. En la segunda parte, se pasa revista a los procesos siderúrgicos de obtención de los distintos tipos de aceros empleados en la mencionada operación, haciendo especial mención en los parámetros operacionales del proceso productivo así como en las características y aplicaciones de cada uno de ellos.