TRATER Press
REVISTA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO
NOVIEMBRE 2018 • Nº 67
www.pedeca.es

SOLO Switzerland

Innovative. Reliable. Precise.

www.soloswiss.es

Hornos de campana Profitherm

Hornos continuos SOLO Swiss 322

Línea automática de tratamiento térmico SOLO Swiss Profitherm

SUB CON TRATA CIÓN '19

FERIA INTERNACIONAL
DE PROCESOS
Y EQUIPOS PARA
LA FABRICACIÓN

4/6 DE JUNIO DE 2019

CONNECTING COMPANIES, GROWING BUSINESS

IN DUS TRY · ADDIT3D · bedigital · FIT MAQ · it: INDUSTRY TOOLS by FERROFORMA · maintenance · PUMPS &VALVES · SUB CON TRATA CIÓN

Mª Carmen Gorostiza
Tel. 94 404 00 78/93
subcontratacion@bec.eu

www.subcontratacionbilbao.com

B! BEC! BILBAO EXHIBITION CENTRE

EXPOSSIBLE!

Nuestra Portada

SOLO Swiss fabrica hornos industriales avanzados para el tratamiento térmico de metales. SOLO Swiss ofrece hornos de atmósfera, hornos de proceso por lotes, hornos de campana, hornos continuos utilizados en una variedad de procesos de tratamiento térmico (cementación, templado, revenido, recocido, transformación bainítica, nitruración, soldadura, carbonitruración, sinterización, nitrocarburación, oxinitruración, temple).

SOLO Swiss SA
Hornos Industriales
Tel. / Fax: +34 93 846 79 84 – mail@solo.swiss – www.soloswiss.es

Borel Suiza fabrica hornos y estufas para todas las aplicaciones de procesos térmicos. Borel Suiza ofrece una amplia gama de hornos estándar, estufas y hornos de alta temperatura, y muchos otros equipos desde 1927.

Borel Swiss
Hornos eléctricos, hornos industriales, hornos y estufas de laboratorio
Tel. /Fax: +34 93 846 79 84 – mail@borel.swiss – www.borel-hornos.com

Sumario • Noviembre 2018 - Nº 67

Información

- Fórum de ARCAS - *Por Juan Martínez Arcas* **4**
- GLOBAL INDUSTRIE en Eurexpo Lyon **6**
- Ana Garzón nueva Directora de Operaciones de Grandes Industrias de Air Liquide España y Portugal **8**
- GHI Smart Furnaces suministra el horno rotativo basculante para reciclado de aluminio más grande del mundo **10**
- Coyuntura del metal - *Por Confemetal* **12**
- La sobrerregulación perjudica la competitividad **16**
- Retos de la aplicación del Nb en los tratamientostermomecánicos de aceros para productos largos - *Por B. Pereda, B. López y J. M. Rodríguez Ibabe* **19**
- Winoa inaugura en Balmaseda la planta de granalla de acero más moderna y eficiente del mundo **26**
- La mayor edición de MetalMadrid supera expectativas con más de 9.000 visitantes únicos y 550 expositores **28**
- Aceros avanzados de alta resistencia con matriz bainítica: evolución de la microestructura y la nanodureza durante tratamientos de austempering - *Por M. C. Taboada, I. Gutiérrez y D. Jorge-Badiola* **30**
- Algunas consideraciones sobre los aceros de construcción mecánica destinados a la industria automovilística (continuación Parte II) - *Por Manuel Antonio Martínez Baena* **40**

Guía de compras **46**

Índice de Anunciantes **50**

Síguenos en

Director: Antonio Pérez de Camino
Publicidad: Carolina Abuin
Administración: María González Ochoa

PEDECA PRESS PUBLICACIONES
Goya, 20, 1º - 28001 Madrid
Teléfono: 917 817 776
www.pedeca.es • pedeca@pedeca.es

ISSN: 1888-4423 - Depósito legal: M-53065-2007
Diseño y Maquetación: José González Otero
Creatividad: DELEY
Impresión: Villena Artes Gráficas

Redactor honorífico:
José María Palacios

Colaboradores:
Manuel A. Martínez Baena, Juan Martínez Arcas y Jordi Tartera

Por su amable y desinteresada colaboración en la redacción de este número, agradecemos sus informaciones, realización de reportajes y redacción de artículos a sus autores.

TRATER PRESS se publica seis veces al año: Febrero, Abril, Junio, Septiembre, Noviembre y Diciembre.

Los autores son los únicos responsables de las opiniones y conceptos por ellos emitidos.

Queda prohibida la reproducción total o parcial de cualquier texto o artículo publicado en TRATER PRESS sin previo acuerdo con la revista.

Asociación colaboradora
ASAMMET Asociación de Amigos de la Metalurgia

Fórum de ARCAS

Por Juan Martínez Arcas

Pueden formularnos las preguntas que deseen sobre la problemática de los Tratamientos Térmicos, dirigiéndose a la revista:

Por carta: Goya, 20, 1º - 28001 Madrid

Teléfono: 917 817 776

E-mail: pedeca@pedeca.es

Tanto preguntas como respuestas irán publicadas en sucesivos números de la revista por orden de llegada, gracias a la activa colaboración de D. Juan Martínez Arcas.

PREGUNTA

Tema: Tratamiento térmico en vacío de una matriz de corte-dimensiones exteriores 40 x 300 x 800 mm de acero ledeburítico grado 1.2379, y s/p a cortar fleje espesor 3 mm de acero para resorte grado 1.1231 C67S, dureza 180 HB.

1. ¿Cuál es el estado de suministro óptimo del material para la matriz y el punzón (laminado o forjado)? Influencia de la heterogeneidad de los carburos en la rotura prematura de la herramienta, criterios del grado de aceptación de la distribución de carburos en dependencia del espesor, y determinación del sentido del fibrado óptimo respecto a la geometría de corte.
2. En el tema del tratamiento térmico al vacío:
   - Método de cálculo o forma de determinación del tiempo de austenización en el temple, dureza recomendada para la condición de corte planteada.
   - Selección de la temperatura óptima de temple en un horno con cámara de 600 x 600 x 900 mm y con carga poco densa.
   - Selección de la presión de enfriamiento de nitrógeno óptima que garantice una óptima dureza y distribución de carburos correcta.
   - Determinación del tiempo de enfriamiento que garantice un paso al revenido con temperatura de 50 °C en toda la masa.
   - Seleccion de la temperatura y tiempo de revenido, revenido único o repetido?

Saludos,
José Luis González Santana

RESPUESTA

En esta ocasión, haremos un paréntesis sobre el material 17-4PH que estamos desarrollando desde hace 11 números en la revista TRATER Press y que por la amplitud de las respuestas suscitadas en esta ocasión, justifica dicha interrupción.

En primer lugar, agradecerles su carta y la confianza que demuestran hacia esta Revista.

Las siete preguntas que nos formulan son complejas y no fáciles de contestar de forma efectiva, llevará su tiempo y posiblemente alguna gestión personal vía e-mail con Uds. y así respetar también la posible confidencialidad del proceso, pues entendemos que es un programa completo técnico práctico y no fácil de explicar para su ejecución.

Por nuestra parte además de las respuestas y aclaraciones necesarias, tenemos que recomendarles un documento que en su día público la ASCAMM (Asociación Catalana de Moldes y Matrices)* y en el que nos apoyaremos para algunas de las respuestas al tema planteado.

Es necesario nos facilite en la siguiente información:

1. Tipo de material a cortar y espesor.
2. El acero 1.2379 como lo han solicitado (pliego de condiciones orientación fibrado de forja, dureza, etc.).
3. La matriz y punzón de corte que en su fabricación se ha utilizado ¿la electroerosión o el oxicorte?

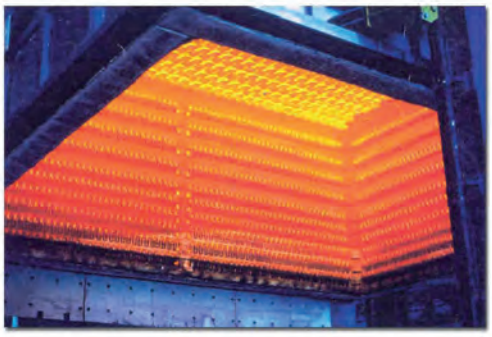
Seguiremos en el próximo número de la Revista.

---

* Actualmente, en lugar de ASCAMM los servicios que sobre formación, asesoramiento y la publicación "Guía de aceros para moldes y matrices" entre otros muy importantes los ejerce el Centro Tecnológico EURECAT", info@eurecat.org ver también www.eurecat.org.

Persona que puede contactar: Sr. Manel da Silva (manel.dasilva@eurecat.org).

Hornos
Laboratorio e industriales



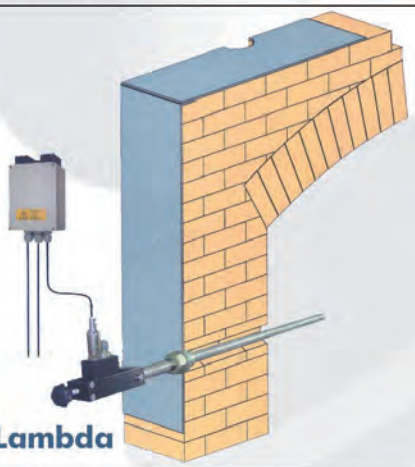
Quemadores
recuperativos y regenerativos

Reguladores de Potencia
a Tyristores:

AEG
Power supply systems

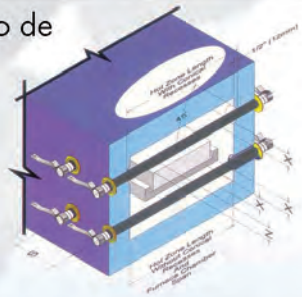
Equipos de control de atmosferas:

mesa electronic



Sonda Lambda

Carburo de Silicio



Fabricación de resistencias,
en hilo o pletina conformadas a medida segun plano.

MoSi2 (Hasta 1800ºC)

interbil
Ingeniería Térmica Bilbao s.l.

P.I. Sangróniz, Iberre 1-M5
E-48150 SONDICA (Vizcaya)
Tel: 94 453 50 78 Fax: 94 453 51 45
bilbao@interbil.es

www.interbil.es

SYSTEM CERTIFICATION ISO 9001:2000 SGS ACREDITADO POR ENAC

GLOBAL INDUSTRIE, en Eurexpo Lyon

INDUSTRIE Lyon fue un éxito considerable hasta 2017. Hoy en día es un componente esencial de GLOBAL INDUSTRIE en un conjunto que duplicará su tamaño para convertirse en un evento de alcance internacional.

En una época en la que prevalece la industria del futuro, GLOBAL INDUSTRIE reúne, por primera vez en Lyon, las competencias de las empresas industriales francesas e internacionales.

La Feria forma parte de una fuerte dinámica económica para las industrias francesas y extranjeras que desean encontrar soluciones, tecnologías, know-how y socios que les respalden en su desarrollo. Reúne 4 ferias industriales complementarias líderes en su sector: INDUSTRIE, SMART INDUSTRIES, MIDEST y TOLEXPO.

La edición 2019 reunirá a 2.500 expositores representativos de todos los sectores industriales y de la dinámica de estos sectores. Se esperan 45.000 visitantes durante 4 días en Eurexpo Lyon.

- Referencia en el conjunto de los conocimientos técnicos en materia de subcontratación industrial, MIDEST presenta una oferta global a la vanguardia de su sector y es el punto de encuentro de todos sus actores.
- Organizado por primera vez en Lyon, SMART INDUSTRIES se orienta hacia la Industria del Futuro y reúne a los actores de la industria conectada, colaborativa y eficiente.
- TOLEXPO presenta soluciones y equipos para el trabajo de la chapa.
- Fundada en 2005 en Auvernia Ródano Alpes, INDUSTRIE es la feria líder de las tecnologías y equipos de producción.

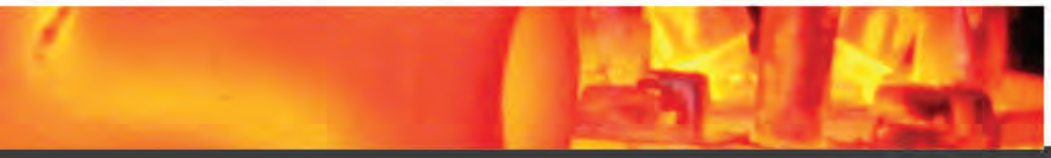
Por segunda vez en Francia a esta escala, GLOBAL INDUSTRIE reunirá una oferta de dimensión mundial que englobará a todo el ecosistema industrial (proveedores de productos y soluciones, fabricantes de equipos, subcontratistas, start-ups, contratistas principales, grandes grupos), toda la cadena de valor (investigación e innovación, diseño, producción, servicios, formación)....) y todos los sectores usuarios (transporte y movilidad, energía, agroalimentación, infraestructuras, bienes de consumo, productos químicos, cosmetología, productos farmacéuticos, defensa/militar, metalurgia, siderurgia, etc.).

De este modo, el evento contribuirá a la valorización de la industria en Francia y a la promoción de los múltiples recursos industriales de los territorios y regiones franceses. Su objetivo es promover los conocimientos técnicos de la industria nacional más allá de las fronteras y atraer a visitantes profesionales europeos.

PORQUE LA DIFERENCIA SE MARCA DESDE EL PRINCIPIO

EL KNOW HOW UNIDO AL CUIDADO DE LAS PRIMERAS FASES DE FABRICACION MARCAN LA CALIDAD, FIABILIDAD Y DURABILIDAD FINAL DEL PRODUCTO.

MEDIANTE HORNOS DESARROLLADOS, INSTALADOS Y MANTENIDOS POR ARROLA SE FABRICAN COMPONENTES PARA LA MAS ALTA COMPETICION.



ARROLA®

SERVICIO INTEGRAL
PARA INSTALACIONES
DE TRATAMIENTO TERMICO

SERVICIO INTEGRAL

PARA INSTALACIONES DE TRATAMIENTO TERMICO Y GALVANIZADO EN CALIENTE

DISEÑO Y FABRICACION DE INSTALACIONES - ASISTENCIA TECNICA
METROLOGIA Y CALIBRACION - CONTROL DE ATMOSFERA
SISTEMAS INFORMATICOS PARA CONTROL Y REGISTRO DE DATOS

POLIGONO INDUSTRIAL ARGIXAO, PAB. 60
E 20700 ZUMARRAGA (GIPUZKOA) SPAIN
TEL. (+34) 943 72 52 71 FAX. (+34) 943 72 56 34
info@arrola.es www.arrola.es

publiadk

Ana Garzón nueva Directora de Operaciones de Grandes Industrias de Air Liquide España y Portugal

Ana Garzón ha sido nombrada Directora de Operaciones de Grandes Industrias de Air Liquide España y Portugal. En su nuevo cargo, Garzón será responsable de la gestión de las plantas de producción primaria de la compañía en la península Ibérica, así como de garantizar el cumplimiento de las normas de gestión industrial en las operaciones de Grandes Industrias.

Ana Garzón cuenta con más de doce años de experiencia en Air Liquide, en los que ha ocupado cargos de responsabilidad tanto a nivel nacional como internacional. Durante los dos últimos años ha ejercido el puesto de Transformation Project Manager para Grandes Industrias en el Suroeste de Europa.

Entre sus funciones se encontraba la gestión y coordinación de los proyectos de transformación de las plantas situadas en esta zona. Anteriormente, ocupó distintos puestos ligados a la producción o al desarrollo de proyectos relacionados con la eficiencia energética, tanto en el entorno ibérico como en otros países de Europa.

En esta nueva etapa como Directora de Operaciones de Grandes Industrias, y con una clara vocación de escucha al cliente y diálogo continuo, Garzón será responsable de los centros de producción primaria de la Península Ibérica.

Entre sus prioridades se encuentran asegurar la excelencia operacional y garantizar el cumplimiento de las Normas de Gestión Industrial en base a los principios de seguridad y fiabilidad, aprovechando las oportunidades que ofrecen las nuevas tecnologías, el big data y los modelos inteligentes.

Ana Garzón es ingeniera industrial por la Universidad Politécnica de Madrid y posee un MBA y un Executive Development Program por la Escuela de Organización Industrial.

HORNOS DE INDUCCIÓN

PARA FORJA INDUCTOFORGE DE INDUCTOTHERM

I-HAZ
MAXIMIZA EL CONTROL
DEL PROGRESO

MODO STAND-BY:
MINIMIZA LOS RECHAZOS
EN PARADAS Y ARRANCADAS

INDUCTOTHERM GROUP | IBERIA

Alta productividad y alta seguridad para su forja

ONDARLAN, S.L.:
+34 943 635079
o visite: www.ondarlan.com
email: oficina@ondarlan.com
I.P. Videoconferencia: 88.2.227.10

GHI Smart Furnaces suministra el horno rotativo basculante para reciclado de aluminio más grande del mundo

El horno rotativo más grande del mundo hasta la fecha está ya en funcionamiento en la planta de Befesa en Asua, una de las empresas de reciclaje de aluminio más importantes de Europa. El rotativo, con una capacidad de 65 toneladas, supera en un 30% a su antecesor, fabricado por GHI para Fracsa Alloys en México y que también fue récord mundial por capacidad.

El nuevo horno pesa alrededor de 150 toneladas sin carga, mide 8,5 metros de alto y 5,5 metros de largo. El horno utiliza gas natural y oxígeno para la combustión y alcanza temperaturas de trabajo de hasta 1.100 °C. Este horno mejorará los costes por tonelada para la empresa compradora, ya que sustituye a un equipo de eje fijo que requería de un mayor consumo de sales y tenía una menor eficiencia energética. Además, el equipo irá sensorizado, lo que proporcionará las bases para diseñar un modelo de gestión de la instalación en el que "el ojo y la experiencia" del operario, pierda peso en la toma de decisiones a favor de los datos reales.

El horno recupera el aluminio de la chatarra de baja calidad y produce un desperdicio de contaminantes significativamente menor que el de los modelos tradicionales. Además, su geometría facilita el vaciado y la limpieza de la escoria.

El equipo tiene un componente tecnológico avanzado, ya que está completamente integrado con la tecnología 4.0. Posee una sensorización avanzada capaz de transmitir más de 1.000 valores por segundo, que son analizados por sistemas de Big Data controlados por los ingenieros especializados en GHI. Esto permite al cliente tener sugerencias de mejoras, mantenimiento preventi-

Instalación del horno de 65 toneladas en Asua, Bizkaia.

vo, predictivo y asistencia para usar la instalación. "Desde nuestras instalaciones en España podemos controlar todos los parámetros clave del horno en tiempo real y, así, podemos asesorar a nuestros clientes sobre cómo optimizar el funcionamiento del horno", destaca José Berasategui, Director General de GHI.

Coyuntura del metal

Por Confemetal

Actividad Productiva

La producción industrial de Metal, medida con el Índice de Producción del Metal (IPIMET) corregido de efecto calendario, anota en el mes de agosto un crecimiento del 4,5% respecto al mismo mes del año anterior, tras el 4,6% registrado en el mes de julio; en la serie original aumentó un 4,4% en agosto, igual que el registrado en julio. En el segundo trimestre del año, el índice en su serie corregida se anota un incremento del 3,7%, cuatro décimas más que en el trimestre anterior. En lo que va de año, se anota un aumento del 3,8% en la serie corregida de calendario (3,1% en 2017), y un 4,3% en la serie original (2,9% en 2017). Por ramas de actividad en el mes de agosto, cabe destacar en la serie corregida de efecto calendario el tono positivo en todas las ramas de actividad, excepto la fabricación de productos informáticos, electrónicos y ópticos.

El Índice de Cifra de Negocios de la Industria del Metal (ICNMET) corregido de efecto calendario, que mide la evolución de la demanda actual y la facturación, aumentó en agosto un 5,9% (provisional), tras el 7% de julio. En el segundo trimestre, se registró un crecimiento del 5,9%, dos décimas más que en el trimestre anterior. En el acumulado del año, se anota una tasa de variación positiva

INDICADORES DE ACTIVIDAD DE LA INDUSTRIA DEL METAL

Tasas de Variación. Índices Base 2015=100

% sobre mismo período del año anterior y sobre series corregidas de efecto calendario	% variación - Índices de Producción			% variación - Índices de Cifra de Negocios			% variación - Índices de Entrada de Pedidos		
	ago-18	jul-18	ENE-AGO 18	ago-18	jul-18	ENE-AGO 18	ago-18	jul-18	ENE-AGO 18
24. Metalurgia, fab. productos acero, acero y ferroaleaciones	1,7	-0,2	2,4	6,3	9,5	12,1	6,7	8,6	11,4
25. Fab. prod.metálicos exepto maquinaria y equipo	2,3	5,9	3,1	0,6	5,1	5,1	-1,9	-13,4	3,4
26. Fab. prod. informáticos, electrónicos y ópticos	-2,5	5,8	6,7	2,2	5,1	3,7	-4,2	7,9	7,6
27. Fabricación de material y equipo eléctrico	5,0	8,3	5,4	9,8	22,2	12,4	-1,7	3,0	8,4
28. Fab. de maquinaria y equipo n.c.o.p. (*)	1,8	4,1	5,8	4,8	0,1	5,5	29,9	1,0	3,5
29. Fab. vehículos de motor, remolques y semirremolques	7,0	3,4	1,9	4,2	2,2	4,7	21,3	-0,2	3,4
30. Fabricación de otro material de transporte	9,6	10,7	3,3	34,4	22,4	4,4	-8,3	-18,5	9,0
33. Reparación e instalación de maquinaria y equipo	11,2	0,6	7,0	7,5	4,3	1,5	12,1	6,2	-0,1
Industria del Metal	**4,5**	**4,6**	**3,8**	**5,9**	**7,0**	**6,0**	**9,4**	**-3,4**	**4,9**

(*) n.c.o.p.= no clasificado en otra parte. - Fuentes: INE y Confemetal

del 6% (6,5% en 2017). La evolución de la cifra de negocios, según las ramas de actividad del Metal en el mes de agosto, ha sido positiva en todas las ramas de producción, destacando la fabricación de otro material de transporte y la reparación e instalación de maquinaria y equipo.

El Índice de Entrada de Pedidos de la Industria del Metal (IEPMET) corregido de efecto calendario, que mide la evolución de la demanda futura, experimentó un notable impulso en agosto del 9,4% (provisional), compensando la caída de 3,4% registrada en julio, acumulando así en lo que va de año, un incremento del 4,9% (6,8% en 2017). En el segundo trimestre, la tasa de variación de la serie corregida fue de un 6,6%, un punto y seis décimas más que en el primer trimestre. Según las ramas de actividad, la evolución de la entrada de pedidos en el mes de agosto ha sido dispar en las diferentes ramas de actividad.

Comercio Exterior

Las exportaciones del Sector del Metal en agosto aumentaron un 4,2% en comparación al mismo mes del año anterior, después del incremento registrado en julio, del 5,4%. En lo que va de año, las exportaciones suben la tasa del año hasta el 2,9%, en comparación al mismo periodo del año anterior. Por su parte, las importaciones del Metal disminuyeron en agosto un 4,7%, tras el incremento del 12,3% en julio. En lo que va de año, las importaciones registran una tasa de 4,3%, en comparación al mismo periodo del año anterior. El saldo comercial en agosto fue negativo (-448 millones de euros), tras la también negativa tasa de variación de julio (-954 millones de euros). El saldo acumulado en los ocho primeros meses del año es -5.734 millones (-4.399 en 2017).

Por tipos de bienes y para el mes de agosto, las exportaciones de metales comunes y sus manufacturas suben un 22,9%, las de maquinaria, aparatos y material eléctrico bajan 9,2%, las de material de transporte suben un 9,2% y las de instrumentos mecánicos de precisión caen un 15,4%. Asimismo, las importaciones de metales comunes y sus manufacturas suben un 6,4%, las de maquinaria, aparatos y material eléctrico bajan un 1,1%, las de material de transporte bajan un 17,5%, y las de instrumentos mecánicos de precisión suben un 2,7%.

Abrasivo de acero de alta calidad para granallado

La tecnología de Ervin para abrasivos con alto contenido de carbono es la más avanzada del mundo. Ervin fabrica sus productos en Alemania y el Reino Unido de acuerdo con los estándares internacionales SAE e ISO. Nuestro proceso de producción, completamente controlado, garantiza productos uniformes con una microestructura martensítica templada. Los estrictos controles de calidad, combinados con un proceso de producción líder, reducen el consumo y aumentan la transmisión de energía de la granalla, proporcionando el mejor resultado para nuestros clientes.

ERVIN

Ervin Germany GmbH
T +34 628 531 487
iberia@ervin.eu

The World Standard for Quality

www.ervin.eu

EVOLUCIÓN DE LOS PRECIOS MEDIOS (1) - PRODUCTOS SIDERÚRGICOS
(Índice Base Octubre 2003 = 100)

AÑO 2018	ABR	MAY	JUN	JUL	AGO	SEP
- Perfiles estructurales (HEB)	151	147	155	154	156	152
- Perfiles comerciales (angulares)	158	155	152	158	158	158
- Corrugado	157	154	157	160	162	160
- Chapa laminado frío	164	164	164	164	164	164
- Chapa laminado caliente	181	181	183	183	183	183
- Chapa galvanizada	164	164	164	164	164	164
- Tubos decapados	147	144	141	141	141	147

(1) Estos datos deben tomarse como un índice de tendencia, en ningún caso como referencia firme de precios. Fuente: UAHE

ÍNDICE DEL PRECIO PARA EL ACERO CORRUGADO

Índice Base enero 2014 = 100	MAY	JUN	JUL	AGO	SEP	OCT
INDICE	106,25	105,11	107,17	109,22	109,24	107,75
% var. con respecto al mes anterior	-2,60	-1,07	1,96	1,91	0,02	-1,36
% variación con respecto al mismo mes del año anterior	17,99%	19,89%	18,13%	11,28%	6,66%	5,34%

Fuente: Cámara de Comercio de España

Mercado Laboral

El número de afiliados a la Seguridad Social en la Industria del Metal alcanzó en el mes de septiembre de 2018 la cifra de 771.195 personas, lo que supone 948 personas más con respecto al mes anterior y 20.907 más que en el mismo mes del año anterior. En términos relativos, se anota un incremento del 2,8% interanual, cuatro décimas menos que el registrado en agosto. Se alcanza así un promedio en lo que va de año de 767.968 afiliados, un 4,3% superior al crecimiento registrado en el mismo periodo del año anterior.

Según la EPA, el número de ocupados en la Industria del Metal (divisiones CNAE 2009 del 24 al 30 y el 33) alcanzó la cifra de 1.027.100 en el tercer trimestre de 2018, lo que supone un aumento del 5,3% respecto al mismo trimestre del año anterior y 52.100 empleos más que un año antes, y 7.500 empleos más que en el trimestre anterior.

El número de parados EPA en la Industria del Metal en el tercer trimestre de 2018 alcanzó la cifra de 47.900 personas, lo que supone un aumento del 11,7% en comparación al mismo trimestre del año anterior, alcanzándose en la media de año 2018 un total de 48.833 personas desempleadas de media en toda la Industria del Metal, lo que supone un aumento del 6,5% con respecto al año anterior. La población activa se mantiene por encima del millón de personas (1.062.167), un 5,6% más que en el mismo trimestre del año anterior. La tasa de paro aumenta hasta el 4,5% de la población activa, desde el 4% del trimestre anterior.

Evolución del Mercado de Productos de Acero

Productos Siderúrgicos Largos

La información facilitada por la Unión de Almacenistas de Hierros de España (UAHE) se refiere a la evolución de los precios medios de diversos productos siderúrgicos, referidos a un índice base=100. Este índice se calcula en base a los datos obtenidos en los diez primeros días de cada mes. El índice toma como referencia el precio del producto en el mes de octubre de 2003 al que se le da valor 100.

Precios de Acero Corrugado

La Cámara de Comercio de España elabora mensualmente el Índice de Precios para el Acero Corrugado en España. En la elaboración de este índice colaboran las empresas del sector, tanto productores de la materia prima, como demandantes.

El Índice Cámaras del Precio para el Acero Corrugado de octubre de 2018 fue 107,75 puntos, lo que supone una variación del -1,36% respecto al dato de septiembre (109,24). Con respecto al mismo mes del año anterior, el Índice de Precios ha aumentado un 5,34%.

VI

INTERNATIONAL PRESS HARDENING TECHNICAL FORUM

2018

FÓRUM TÉCNICO INTERNACIONAL DE ESTAMPACIÓN EN CALIENTE

"Key innovation factors in the hot forming process"

"Claves de innovación en la tecnología de estampación en caliente"

November 29th

29 de noviembre de 2018

2018ko Azaroaren 29an

AIC – Automotive Intelligence Center (Auditorium)

tabira Instituto de Fundición

WFO

IK4 AZTERLAN Research Alliance

Durangoko Merinaldearen Amankomunazgoa

Mancomunidad de la Merindad de Durango

DEE-AED

aic AUTOMOTIVE INTELLIGENCE CENTER

MOLD Press TRATER Press

La sobrerregulación perjudica la competitividad

Por Confemetal

El Informe trimestral de la economía española elaborado por el Banco de España ha sido el último documento en constatar la pérdida de dinamismo de la economía mundial, reduciendo las previsiones de crecimiento para España hasta el 2'6% para 2018 (-0'1) y hasta el 2,2% para 2019 (-0'2). En este marco de ligera desaceleración, las reformas estructurales y la certidumbre política resultarán tan imprescindibles para el mantenimiento de la inversión y del crecimiento económico, como el impulso a la competitividad en el sector industrial.

Según el boletín y coincidiendo con otros análisis como el recientemente realizado por FUNCAS, la caída de las exportaciones ha sido amortiguada por la demanda interna, contribuyendo el crecimiento de los salarios y la política monetaria seguida desde la Unión Europea a mantener el ritmo de gasto de los hogares.

Sin embargo, la apertura a los mercados exteriores ha resultado motor clave para la supervivencia de las empresas españolas durante los peores años de crisis económica y su progresiva recuperación, de tal manera que apoyar la competitividad española en el exterior garantiza la resistencia de las empresas durante los diferentes ciclos económicos.

En este sentido, la defensa del Mercado Único interior, promotor de crecimiento económico y de estándares sociales de referencia, se presenta como prioritaria para el Sector del Metal e industrial, que está alerta de los posibles riesgos futuros en materia económica y fiscal en el entorno europeo y nacional, respectivamente.

No obstante, uno de los mayores obstáculos para la operatividad general del Mercado Interior y del consecuente ánimo exportador es el desmesurado marco regulatorio, donde cuestiones como la dispar transposición de las Directivas de la Unión o la escasa atención al principio de subsidiariedad a la hora de reglar, atacan tanto al funcionamiento de la competencia como al de la competitividad.

Consecuentemente, revisar los actuales marcos regulatorios con el objetivo de suprimir cargas excesivas a las empresas, resultará tan ineludible como tomar medidas de calado estructural para defender la consolidación económica o mitigar la sensación de incertidumbre desde los escenarios político y parlamentario, apelando a la responsabilidad de los poderes públicos a la hora de blindar las perspectivas de crecimiento.

En el ámbito europeo, la producción normativa debe ajustarse a los principios de proporcionalidad, adecuándose las medidas a los objetivos perseguidos, y de subsidiariedad, respetándose el espacio de acción de los Estados miembros. En este nivel, la autonomía de la Negociación Colectiva jamás debe ser discutida, con especial atención a la libertad de los negociadores en cuestiones como la salarial.

En estos términos, las particularidades del tejido empresarial industrial español, compuesto principalmente por pymes, revelan inoportuna la imposición de disposiciones sancionadoras, cuando medidas de apoyo o incentivos al cumplimiento comportan mayor eficacia en la observancia de las normas que otras técnicas sancionadoras y con-

trarias a la promoción de la inversión y del buen discurrir de la actividad empresarial.

Razonadamente, la Comisión Europea ha de continuar con la agenda impuesta por el itinerario "Legislar mejor" y el llamado programa REFIT y su sistema de evaluación, atendiendo a los principios de efectividad y eficiencia en el marco regulatorio europeo.

Con todo, las evaluaciones de impacto deben incluir indicadores orientados a medir las consecuencias de cualquier iniciativa legislativa sobre la competitividad, desarrollando índices objetivos dirigidos a valorar este aspecto fundamental.

La introducción de la cultura evaluadora en el ámbito público es deseable siempre que estas evaluaciones de impacto no escondan agendas ocultas o sean inspiradas por motivaciones políticas, cuando deben responder únicamente a razones del impulso a la eficacia, a la eficiencia y la competitividad. De esta forma, hallamos el caso de la Directiva referente a trabajadores desplazados en el marco de una prestación de servicios, revisada tras la realización de una, en principio, mera evaluación de impacto sobre la regulación vigente.

Inalterablemente, las iniciativas legislativas y regulatorias han de regirse por criterios de necesidad, de eficiencia y de idoneidad, de forma que las competencias de los Estados miembros en materias como las Relaciones Laborales han de ser incontestablemente respetadas.

En la misma línea, el nuevo Pilar de Derechos Sociales recoge 20 principios adscritos al ámbito Socio-laboral de "naturaleza no vinculante", según las instituciones firmantes. Sin embargo, es previsible toda una nueva batería de acciones ligada al Pilar, las cuales esperamos no recaigan en cuestiones sujetas a la Negociación Colectiva ni incrementen la carga burocrática para las empresas.

El Sector del Metal recuerda que la Europa Social buscada por el Pilar debe financiarse mediante el impulso a sectores como el industrial, contribuyendo los buenos salarios, la amplia formación y la calidad del empleo generado a consolidar los modelos de bienestar defendidos desde la Unión.

Por tanto, es necesario recordar que un exceso de producción normativa o límites a la flexibilidad producto de la aplicación del Pilar podrían suponer un ataque directo

a la competitividad en un mercado globalizado, repercutiendo en las expectativas de inversión en los planes de internacionalización y, por ende, en el crecimiento económico; los impactos del Pilar resultarían enteramente contrarios a sus objetivos.

Asimismo, nuestro Sector pone el foco sobre la normativa de obligado cumplimiento que escapa al desempeño habitual de nuestras empresas, generando trabas especialmente a las pymes y entorpeciendo el desarrollo de la actividad empresarial. Como ejemplo elocuente, el Reglamento General de Protección de Datos, recientemente aplicable, produce inseguridad entre nuestras empresas, preocupadas ante el difícil cumplimiento y la complicada comprensión de los deberes establecidos.

En el plano nacional, CEOE recuerda anualmente el exceso de producción normativa mediante el indicador que proporciona el número de páginas publicadas en el BOE. Según estos informes elaborados por la Confederación, durante el año 2017 se editaron un total de 223.043 páginas en el marco del Boletín Oficial del Estado, aprobándose 517 nuevas disposiciones regulatorias sólo a nivel estatal.

A pesar de haber sido estos dos últimos años especialmente poco prolijos para la actividad legislativa, la serie histórica registra la cifra de 41.883 normas estatales desde el año 1970 hasta el 2017, posicionándose 2016 como el año con menos regulación promulgada hasta la fecha.

Esta contabilización pone de manifiesto la gran cantidad de normas a las que debe enfrentarse la empresa, gestionando y procesando las pequeñas y medianas compañías cargas administrativas y burocráticas inasumibles.

Inevitablemente, la sobrerregulación produce pérdidas para las empresas y obliga a los empresarios españoles a gestionar trámites más de cuatro horas y media a la semana, lo que provoca impactos innegables en su capacidad competitiva y productiva.

Para los emprendedores españoles, este coste regulatorio casi se duplica al tiempo destinado en otros países como Holanda o Gran Bretaña, quedando superado, únicamente, por las horas asignadas a tareas administrativas en Francia, conocida por su pesado aparato burocrático.

No obstante, los empresarios franceses emplearían únicamente un minuto más en estas diligencias que los empresarios en España, lo que debe ser materia de profunda reflexión para los poderes legislativos.

En nuestro país, la particular heterogeneidad entre regiones agrava el problema y la tendencia reglamentista de Comunidades Autónomas y locales fracciona la lógica del Mercado Interior, añadiendo costes y requisitos, en ocasiones, más exigentes que los tasados a nivel nacional o europeo.

La falta de coordinación entre entidades regulatorias locales, regionales, nacionales y de la Unión ataca directamente la competitividad empresarial, resultando indispensable aplicar principios de racionalidad y simplificación, tanto a nivel normativo como de regulación administrativa.

En relación a la consolidación del crecimiento, cabe preguntarse cuánto podría crecer económicamente España si se eliminasen las trabas a los emprendedores y los obstáculos a la inversión y a la actividad empresarial. En algunos casos, la solución no se encuentra en regular más, sino en revisar la implementación de las normas ya promulgadas y en comprobar su eficacia, donde consideraremos esencial que el coste-beneficio sea adecuado y no afecte a la competitividad.

Para la actividad empresarial, los marcos regulatorios son precisos en términos de competencia. No obstante, no deben suponer un precio en relación a la competitividad. De esta forma, un riesgo importante remite a la publicación de Directivas, decisiones o estándares mínimos desde las instituciones de la Unión, donde los países menos reguladores provocan distorsiones en el Mercado Interior.

En este punto, el Sector del Metal demanda una correcta implementación y transposición de las bases normativas establecidas por la UE, fortaleciendo la seguridad jurídica y fomentando la inversión mediante marcos regulatorios atractivos y uniformes para el desempeño de las compañías, las cuales buscan mostrarse competitivas atendiendo al perfeccionamiento de sus productos y servicios, y no detenerse en cuestiones accesorias o ajenas a su actividad.

Como petición legítima, la industria necesita una regulación sencilla y promotora de la actividad empresarial e inversora que no obstaculice el desarrollo de las empresas, así como la revisión del marco regulatorio vigente. El intrincado entorno normativo afecta a la competitividad de nuestras empresas tanto en el ámbito nacional como en el exterior.

La coordinación, el encaje y la reconsideración de la sobrerregulación existente es un mandato lanzado desde las empresas de nuestro Sector, que conecta el necesario impulso a la competitividad empresarial con la efectiva contribución de las empresas a la consolidación del crecimiento económico de España, donde la atención a la industria como motor del empleo de calidad ha de ser primordial.

Retos de la aplicación del Nb en los tratamientos termomecánicos de aceros para productos largos

Por B. Pereda, B. López y J. M. Rodríguez Ibabe.
Ceit-IK4 y Universidad de Navarra, Tecnun

1. INTRODUCCIÓN

Los tratamientos termomecánicos de aceros tienen un desarrollo muy notorio en las aplicaciones asociadas a productos planos, tanto en forma de bobina como de chapa gruesa. En estos casos, ha sido práctica habitual que los aceros posean unos contenidos en carbono relativamente bajos (inferiores por lo general a 0.15% y en muchos casos, por debajo de 0.08%C, con lo cual se asegura su soldabilidad y una elevada tenacidad a bajas temperaturas).

En esas condiciones, la utilización de Nb como microaleante principal ha sido una práctica habitual. Además, en función de las propiedades mecánicas finales requeridas, otros elementos, tales como V, Ti o Mo, pueden aparecer también en la composición química.

Los tratamientos termomecánicos pueden considerarse como un balance complejo entre requerimientos metalúrgicos (que definirán las propiedades mecánicas finales), y la calidad superficial y exigencias de productividad, tal como señala Vergote (2004). Con objeto de poder cumplir este balance, en el caso de la laminación controlada hay dos aproximaciones, tal como se muestra en la Figura 1: la laminación controlada convencional y la laminación controlada de recristalización.

En la laminación controlada convencional, la adición de Nb permite que, con una adecuada estrategia de composiciones químicas y variables de proceso, en un determinado momento de la laminación tenga lugar una precipitación inducida por deformación de partículas de Nb(C,N).

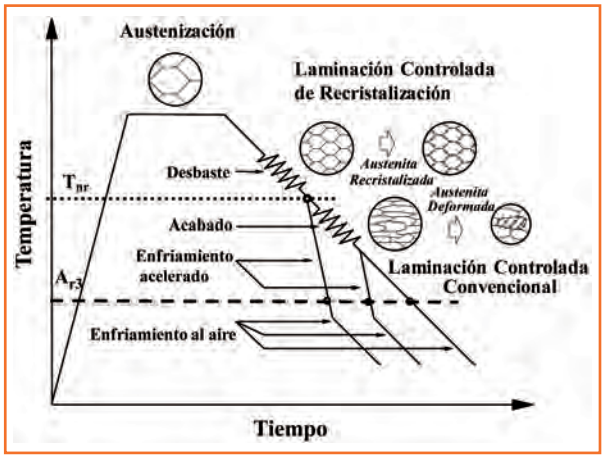


Figura 1. Esquema de las dos posibles aproximaciones de los tratamientos termomecánicos de laminación controlada.

Estos precipitados evitan la recristalización estática de la austenita en las pasadas posteriores de la laminación, originando una acumulación de la deformación y una austenita de forma alargada (pancake).

La temperatura por debajo de la cual ocurre este fenómeno se denomina "temperatura de no recristalización" (T_{nr}). Los granos de austenita deformados, con una elevada área superficial específica, favorecen que, durante la transformación del acero, se logre una microestructura final con granos muy finos. Ello permite una óptima combinación de resistencia mecánica y tenacidad.

En el caso de la laminación controlada de recristalización, lo habitual es recurrir a la microaleación con Ti (re-

laciones Ti/N hipoestequiométricas). Partículas finas de TiN evitan que el grano recristalizado de austenita crezca entre las pasadas de laminación, logrando de esa forma, un grano equiáxico final más fino que en el caso de aceros convencionales C-Mn.

En ocasiones, cuando las exigencias de resistencia mecánica o tenacidad son muy elevadas, se recurre a combinaciones Nb-Ti. En este caso, la función del Ti es lograr un grano de austenita equiáxico lo más pequeño posibles antes de la precipitación inducida por deformación de Nb(C,N). Finalmente, a todas las combinaciones anteriores, se puede adicionar vanadio.

Este elemento va a incrementar la resistencia mecánica del acero a través de una precipitación muy fina de V(C,N) durante la transformación. En principio, el efecto del vanadio durante la laminación en el grano de austenita suele ser mínimo.

Recientemente, también se está recurriendo a la precipitación de TiC durante la transformación para lograr endurecimiento por precipitación (relaciones Ti/N muy hiperestequiométricas (Li et al, 2016)).

Estos tratamientos termomecánicos tienen su ámbito de aplicación fundamental en productos planos o largos con bajos contenidos en carbono, tales como chapas o perfiles. En cambio, cuando los niveles de carbono del acero superan el 0.2% (aprox.) resulta necesario tener en cuenta otros factores.

El objetivo de este manuscrito es el de analizar qué similitudes y diferencias tendría la extensión de los tratamientos termomecánicos a barras de aceros con contenidos medios de carbono.

2. LAMINACIÓN TERMOMECÁNICA EN ACEROS CON CONTENIDOS MEDIO-ALTO EN CARBONO

2.1. Precipitación y Tamaño de Precipitados

Las dos laminaciones termomecánicas que se han indicado en el apartado anterior requieren de unos tamaños de precipitados adecuados.

En el caso de la laminación controlada convencional con Nb, es necesario que este elemento se encuentre en solución antes de la primera pasada de laminación y que el mismo precipite en forma de Nb(C,N) en un momento específico de la laminación.

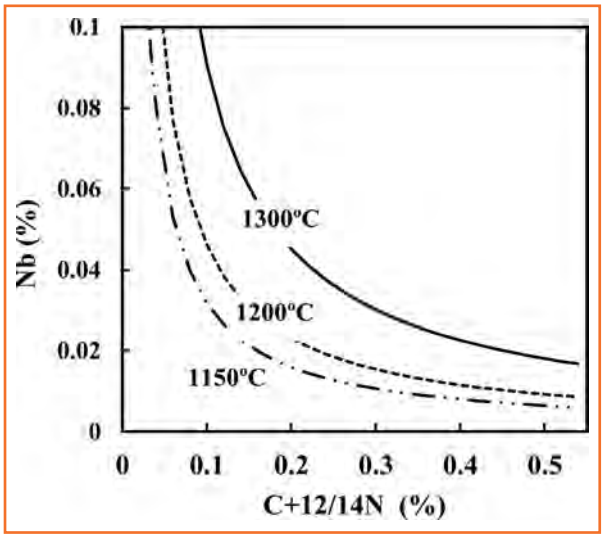


Figura 2. Evolución del contenido de Nb en solución sólida en función de la temperatura y de la cantidad de carbono presente en el acero (en condiciones de equilibrio).

Con relación al Ti, hace falta que el mismo forme partículas de TiN antes de la laminación, lo suficientemente finas y en cuantía adecuada para evitar el crecimiento de grano de la austenita. Ambos objetivos forman parte de los retos en la definición de los parámetros de la laminación controlada.

A medida que se va incrementado el contenido en carbono de los aceros, los dos planteamientos señalados en el párrafo anterior (Nb en solución sólida y partículas finas y copiosas de TiN) comienzan a ser más difícilmente logrables.

La Figura 2 muestra la evolución del contenido de Nb en solución sólida en función de los niveles de C y N, y de la temperatura de recalentamiento, tomando como referencia el producto de solubilidad de Irvine et al. (1967) para precipitados de Nb(C,N).

En la figura se aprecia que, si bien para niveles de carbono inferiores a 0,1% resulta fácil lograr que todo el Nb se encuentre en solución antes de la laminación, a medida que el contenido en carbono del acero supera el 0,3%, es razonable considerar que parte del Nb esté precipitado para adiciones de éste superiores a 0,03%. Es decir, antes de comenzar la laminación puede que no todo el Nb nominal se encuentre disponible para precipitar.

E incluso, si se recurre a temperaturas de recalentamiento relativamente bajas antes de la laminación, puede resultar que una fracción mayoritaria de Nb esté

completamente precipitada. Estas características introducen unas singularidades importantes con relación al caso de los aceros bajos en carbono.

Con relación al Ti, a medida que aumenta el contenido en carbono, este elemento posee una mayor tendencia a formar partículas grandes de TiN.

Estas partículas (de tamaño superior a 1 µm) aparecen fundamentalmente en la colada continua durante la solidificación, cuando el acero se encuentra en estado líquido y permanecen insolubles durante el resto de la laminación.

Por su tamaño, son excesivamente grandes para evitar el crecimiento de grano de austenita y, además, son nocivas desde el punto de vista de la tenacidad (López y Rodriguez-Ibabe, 2017a).

Todo ello conduce a una pérdida importante de la eficiencia de la microaleación de Ti, además de que la misma se encuentre muy dependiente de las condiciones industriales de la colada continua.

2.2. Diferentes funciones del Nb

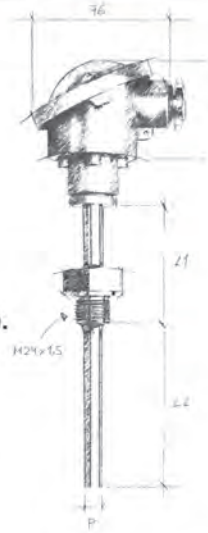
La menor solubilidad del Nb a medida que aumenta el contenido en carbono del acero, abre la posibilidad a planteamientos diferentes a los convencionales, en relación con el control microestructural durante y tras la laminación.

En primer lugar, hay que señalar que el Nb puede continuar ejerciendo, a través de la obtención de una microestructura austenítica con deformación acumulada, un efecto similar al de los aceros con bajo contenido en carbono.

En este caso, la precipitación de Nb(C,N) tendrá lugar a temperaturas más elevadas, lo cual requerirá de una a-

FABRICACIÓN SENSORES DE TEMPERATURA

- Fabricación propia de Termopares y Termoresistencias.
- Especializados en tratamientos térmicos.
- Fabricación especial AMS-27850-E.
- Fabricación especial para hornos de vacío.
- Condiciones especiales para fabricantes de hornos.



LABORATORIO CALIBRACIÓN in situ

- Laboratorio acreditado ENAC en temperatura, in-situ y en nuestras instalaciones.
- Calibración de instrumentación, sensores de temperatura y hornos (TUS y SAT).
- Especialización en AMS-2750-E.
- Control de periodicidades entre calibraciones.
- Plataforma de certificados on-line.
- NUEVO servicio de calibración de transmisores de vacío in situ y en nuestro laboratorio.

SCI Suministro y Calibracion Industrial s.l.

www.sciempresa.com

Ribera de Axpe 11, D2, L203, 48950 Erandio - Vizcaya • Tel. +34 944765276 • Fax: +34 944766021 • e-mail: sci@sciempresa.com

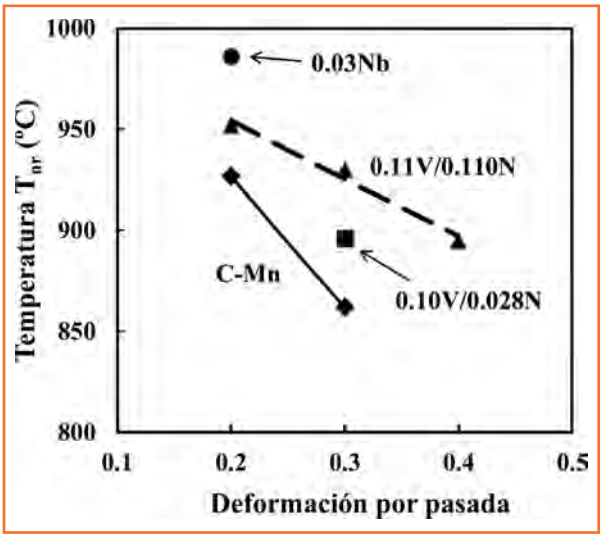


Figura 3. Variación de la temperatura de no recristalización (Tnr) en aceros microaleados eutectoides en función de la deformación por pasada (Rodriguez-Ibabe y López, 2010).

decuación de los parámetros de laminación. Un ejemplo de dicha aproximación se indica en la Figura 3.

En la misma se muestra el caso de aceros eutectoides en los que se ha analizado la temperatura de no recristalización (T_{nr}) en función de la microaleación utilizada (Rodriguez-Ibabe y López, 2010).

Se aprecia que una adición de 0.03% de Nb ha permitido lograr una temperatura T_{nr} más elevada que en el resto de los casos (probablemente incluso sin disponer de todo el Nb en solución).

La menor solubilidad del Nb, a medida que aumenta el contenido en carbono del acero, abre la posibilidad a otras aproximaciones. En primer lugar, una precipitación adecuada de Nb tras la colada continua puede permitir que estas partículas eviten el crecimiento del grano de austenita, de forma similar a la realizada por el Ti en aceros bajos en carbono. Es decir, permitiría llevar a cabo una aproximación similar a la de la laminación controlada de recristalización.

Hay que tener en cuenta que la solubilidad de las partículas de Nb(C,N) es inferior a la de los precipitados de AlN y superior a la de los TiN. Es decir, el Nb se encontraría en una situación intermedia entre el Al y el Ti.

Por lo tanto, se podría recurrir a calentamientos superiores a los de un acero con Al y lograr un grano de austenita más pequeño desde el inicio de la laminación.

Desde un punto de vista práctico, al igual que sucede con el Ti, sería necesario un control adecuado de la precipitación de Nb(C,N) previa al calentamiento de laminación.

Esta característica de los precipitados de Nb como controladores del tamaño de grano de austenita, puede utilizarse también en aplicaciones en las que al componente se le aplica un tratamiento térmico final.

En este caso, frente al control ejercido por las partículas de AlN (habituales controladores del grano en tratamientos tales como el normalizado, recocido de austenización o cementación), los precipitados de Nb(C,N) permiten reducir la dispersión de los tamaños de grano de austenita, logrando una microestructura más homogénea previa a la transformación.

Este aspecto tiene relevancia en los casos en los que al componente se le exigen buenas propiedades de tenacidad o de fatiga. De nuevo, es necesario definir de forma adecuada la composición y las condiciones de procesado, para que la precipitación sea la idónea para el control del grano austenítico.

Otra situación a tener en cuenta es cómo puede interaccionar el Nb con la microestructura austenítica, en situaciones en las que se encuentra parcialmente precipitado antes de la laminación. Este aspecto se analizará en el siguiente apartado.

3. INTERACCIÓN PRECIPITACIÓN-RECRISTALIZACIÓN ESTÁTICA

La Figura 4 es un esquema de las tres situaciones que pueden ocurrir en una interacción entre precipitados y

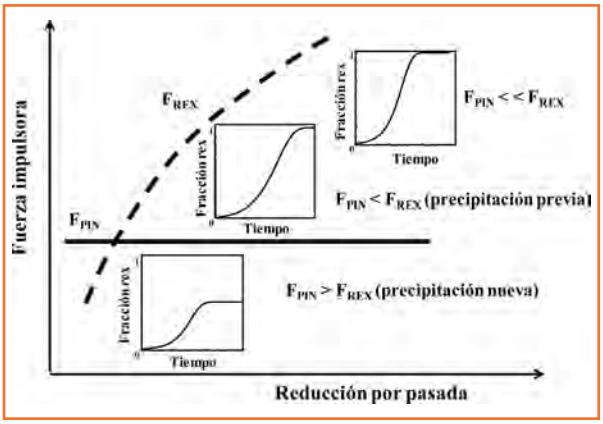


Figura 4. Esquema mostrando la interacción entre las fuerzas impulsoras de recristalización estática y la fuerza de anclaje de los precipitados en función de las características de éstos (López y Rodriguez-Ibabe, 2017b).

la recristalización estática (López y Rodríguez-Ibabe, 2017b). El análisis se basa en la comparación entre la fuerza impulsora para la recristalización (F_{rex}, dependiente de la deformación aplicada y de la temperatura) y de la fuerza de anclaje asociada a los precipitados (F_{pin}, dependiente de la fracción volumétrica y tamaño de los mismos).

Cuando $F_{pin}>F_{rex}$, normalmente en aquellos casos en los que tiene lugar una precipitación de Nb(C,N) inducida por deformación, las partículas son muy finas y detienen completamente la recristalización estática.

Éste es el caso de la laminación controlada convencional y que estaría asociada a la existencia de una temperatura de no recristalización (T_{nr}). El ejemplo de la Figura 3 corresponde a este caso.

En otras situaciones, las partículas no son lo suficientemente finas ($F_{pin}<F_{rex}$) para detener la recristalización estática, pero sí la retrasan. Correspondería a condiciones asociadas a partículas formadas antes de la laminación (es decir, no precipitadas durante la misma).

En esta situación se podrían encontrar aquellos precipitados de Nb(C,N) no disueltos durante el recalentamiento previo a la laminación y que han aparecido cuando el acero se encontraba completamente solidificado.

El retraso en la recristalización estática puede incidir en la evolución de la microestructura austenítica durante la laminación en diferentes aspectos, tal como se indicará en el apartado siguiente.

Finalmente, está la situación en la que $F_{pin}<<F_{rex}$. Las partículas no ejercen ningún efecto en las cinéticas de la recristalización estática (es decir, son inocuas desde el punto de vista de control del grano austenítico).

Habitualmente esto sucede cuando las partículas son muy grandes o su fracción volumétrica es relativamente pequeña. Lo normal es que corresponda a situaciones donde una elevada fracción de partículas se ha formado cuando el acero se encontraba todavía en estado líquido.

Un ejemplo es el caso de las partículas de TiN > 1µm. En el caso del Nb, en principio, una adecuada utilización del mismo en aceros con contenidos medios de C debería minimizar su presencia.

4. PRECIPITACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN DINÁMICA

Cuando en una laminación de barras o alambrones $F_{pin}<F_{rex}$, el retraso de que acontece en la recristalización estática puede originar una acumulación de la deformación. Ello se ve favorecido porque en este tipo de laminación los tiempos entre pasada suelen ser muy cortos.

En la Figura 5 se muestran los resultados de ensayos de laboratorio multipasadas de deformación en caliente con un acero con 0.3%C y 0.023%Nb, utilizando una velocidad de deformación de 1 s^{-1}. Se han aplicado dos pasadas simulando las condiciones de desbaste y posteriormente 5 u 8 pasadas a 950 °C, simulando las condiciones correspondientes a las cajas finales de laminación.

Tras la última pasada, en los dos casos se han templado las muestras y analizado la microestructura austenítica resultante y los precipitados presentes. En el primer caso, las curvas tensión-deformación de las 5 últimas pasadas claramente indican que hay una acumulación de la deformación que se va incrementando de pasada a pasada.

Al analizar la muestra templada, se aprecian granos de austenita alargados, señalando que no hay recristalización. En cambio, si en vez de cinco, se aplican ocho pasadas, la situación cambia. Las curvas tensión-deformación de las dos últimas pasadas muestran una ligera disminución en la tensión máxima, indicando que se está activando la recristalización dinámica (el aspecto que tendría la envolvente de todas las curvas así lo sugiere).

El análisis de la microestructura confirma este aspecto. En la muestra templada se aprecian granos deformados alargados, coexistiendo con otros nuevos completamente recristalizados. Es una microestructura parcialmente recristalizada.

El análisis de los precipitados mediante TEM confirma la presencia de partículas de tamaño medio (probablemente presentes desde el recalentamiento) combinada con una población de partículas muy finas (seguramente, correspondientes a Nb(C,N) inducidos por deformación).

Es decir, hay una población de partículas que retrasa la recristalización estática, lo cual favorece que se alcancen las condiciones de una recristalización dinámica en las pasadas de deformación siguientes (se llega a la deformación crítica necesaria para la activación de la rex dinámica).

La recristalización dinámica se caracteriza por poseer un grano de austenita que depende exclusivamente de las condiciones de deformación (temperatura y velocidad de deformación, ambas variables habitualmente relacionadas a través del parámetro de Zener-Hollomon).

Una vez dejada de aplicar la deformación, tiene lugar la

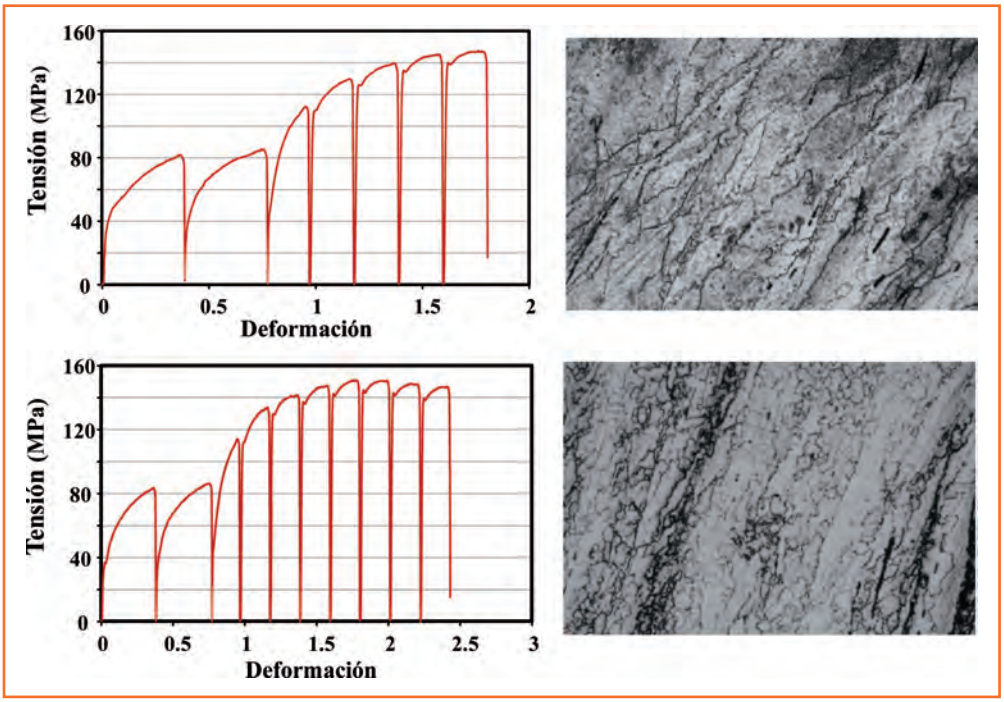


Figura 5. Curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de torsión en caliente multipasadas y microestructura austenítica resultante tras el temple, después de la última pasada.

recristalización metadinámica que ocasiona que el grano final sea ligeramente mayor al dinámico.

En la Figura 6 se muestra la evolución del tamaño de grano de austenita metadinámico en función de las condiciones de deformación, referidas a través del parámetro de Zener-Hollomon (Uranga et al, 2007). Se ha tomado como base la expresión propuesta por Hodgson et al. (1995).

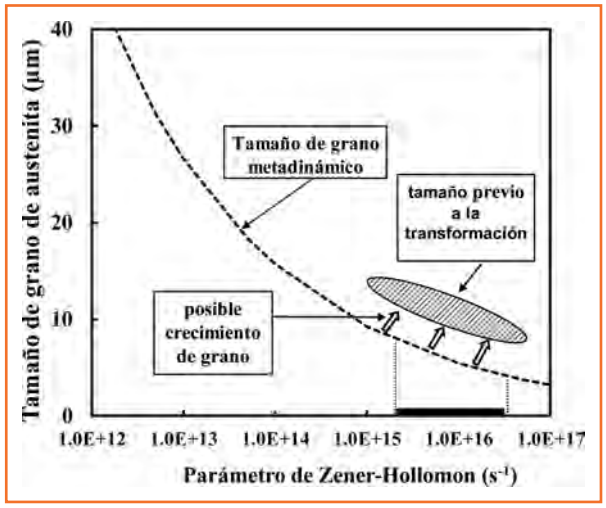


Figura 6. Evolución del tamaño de grano metadinámico en función del parámetro de Zener-Hollomon (Uranga et al, 2007).

En la misma se ha considerado un ligero crecimiento del grano que podría ocurrir desde el final de la recristalización hasta el momento de la transformación de la austenita.

En la figura también se ha indicado el rango de valores de Zener-Hollomon que corresponde a las laminaciones industriales habituales de productos largos. Se observa que para ese intervalo se pueden lograr tamaños de grano de austenita inferiores a las 10 µm.

El hecho de que el Nb favorezca un afino del grano a través de la activación de la recristalización dinámica, mediante un retraso de la recristalización estática, abre la posibilidad de plantear procesos termomecánicos en los que no resulte indispensable que este elemento se encuentre completamente en solución sólida antes de la laminación. Unos precipitados adecuados previos a la laminación pueden, de forma simultánea, evitar un grano excesivo en las primeras etapas de la laminación (de forma similar a la laminación controlada de recristalización) y en caso de un elevado número de pasadas, favorecer un grano final fino a través de la activación de la recristalización dinámica. En ambos casos, se tratan de situaciones completamente diferentes a las que acontecen con los aceros bajos en carbono.

5. CONCLUSIONES

La utilización de Nb en productos largos con contenidos medio-alto de carbono ofrece nuevas oportunidades para la consecución de aceros con propiedades mecánicas finales más exigentes. Sin embargo, esta tecnología requiere de la definición de nuevos parámetros de proceso, ya que no se puede considerar como una mera extrapolación de la tecnología desarrollada para aceros bajos en carbono. Además, el Nb en solución o precipitado en diferentes momentos de la laminación en caliente, ofrece unas posibilidades muy diferenciadas que deberán tenerse en cuenta en función de la aplicación final del producto y de si el mismo va a recibir o no tratamientos térmicos posteriores.

AGRADECIMIENTOS

Parte de los resultados presentados en este trabajo se ha obtenido en el marco de un proyecto financiado por CBMM.

REFERENCIAS

* Hodgson, P.D., Hazeldon, L.O., Matthews, D.L., Gloss, R.E., 1995, The development and application of mathematical models to design thermomechanical processes for long products, Int. Conf. Microalloying 95, ISS, USA, 341-353.

* Irvine, K.J., Pickering, F.B., Gladman, T., 1967, Grain-refined C-Mn steels, JISI, Vol. 205, 161-182.

* Li, X., Li, F., Cui, Y., Xiao, B., Wang, X., 2016, The effect of Mn content on mechanical properties of high Ti microalloyed steels, Mater. Sci. Eng., Vol. A677, 340-348.

* López, B., Rodriguez-Ibabe, J.M., 2017a, Some metallurgical issues concerning austenite conditioning in Nb-Ti and Nb-Mo microalloyed steels processed by near-net-shape casting and direct rolling technologies, Metall. Mater. Trans., Vol. 48A, 2801-2811.

* López, B., Rodriguez-Ibabe, J.M., 2017b, Metallurgical aspects affecting thermomechanical processing of Ti based microalloyed steels, Mater. Sci. Forum, Vol. 879, 84-89.

* Rodriguez-Ibabe, J.M., López, B., 2010, Thermomechanical processing and role of microalloying in eutectoid steels, Int. Conf. on Advanced Steels, Metallurgical Industry Press, China, 455-464.

* Uranga, P, López, B., Rodriguez-Ibabe, J.M., 2007, Thermomechanical treatments of long products: from conventional to innovative solutions, Metals Processing and Manufacturing Conference (MPM 2007), Egipto,1-19.

* Vergote, H., 2004, Current Status of Thermo-Mechanical Processing in Hot Strip Mill, 2nd Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels, Verlag Stahleisen, Alemania, IX-XVIII.

Winoa inaugura en Balmaseda la planta de granalla de acero más moderna y eficiente del mundo

La nueva planta de Winoa Ibérica, en las afueras de la localidad vizcaína de Balmaseda, es la más moderna del mundo en su campo y produce granalla de acero de alto valor añadido de forma sostenible y eficiente. La multinacional ha invertido más de 20 millones de euros en estas instalaciones.

La fábrica ocupa una superficie de 30.000 m² en la que se han edificado cuatro naves interconectadas entre sí, para mejorar la distribución y comunicación en los procesos productivos. Los trabajos dieron comienzo en junio de 2016 y han concluido este pasado verano.

Cuenta con hornos de inducción, hornos para el tratamiento térmico, estaciones de cribado y cintas transportadoras para el almacenamiento y empaquetado. Además, las instalaciones auxiliares incorporan la mejor tecnología disponible en el control de agua y tratamiento del aire.

"La planta está completamente automatizada y controlada de forma centralizada para asegurarnos la producción de abrasivos de acero de máxima calidad de forma eficiente y flexible. Gracias a las nuevas instalaciones

podemos adaptarnos mejor a las cambiantes necesidades de nuestros clientes y especializarnos en productos "Premiun", con alto valor añadido", destaca Luis Resusta, Director General de Winoa Ibérica.

La operación ha sido posible gracias al convenio suscrito con el Ayuntamiento de Balmaseda, la Diputación Foral de Bizkaia y el Gobierno Vasco, para favorecer la implantación de un proyecto estratégico.

Producción sostenible de granalla para un mercado global

El uso de la granalla de acero para el tratamiento de superficies es habitual en diferentes sectores industriales: automóvil, acero, energías renovables, transporte ferroviario y naval, y construcción, entre otros.

Al igual que otras plantas del grupo, la fábrica vizcaína se caracteriza por la sostenibilidad en sus procesos al utilizar acero de fuentes recicladas para la producción de la granalla, que tras su uso por parte de los clientes vuelve a ser procesada para lograr nuevo abrasivo listo para su consumo.

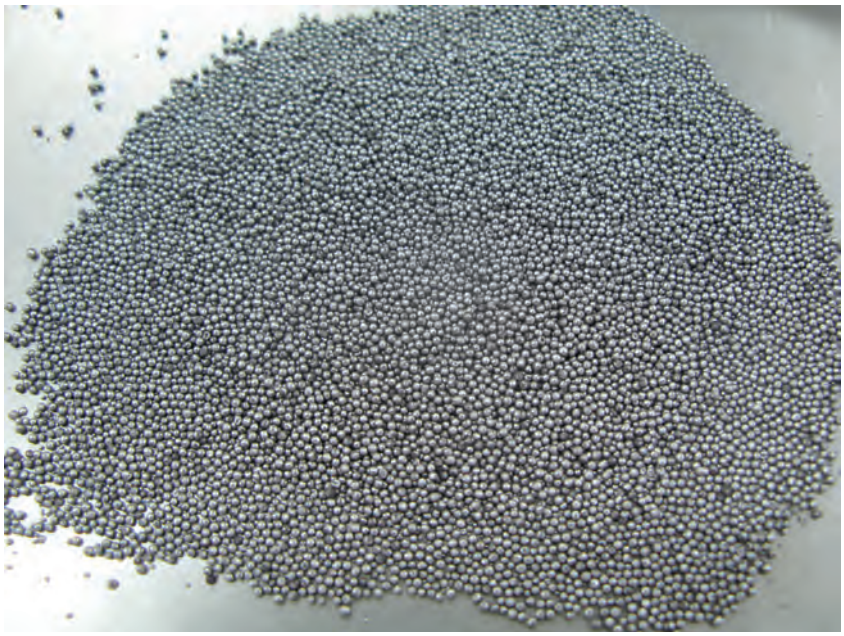
La nueva planta de Winoa en Balmaseda cuenta con las más modernas técnicas de producción para reducir la huella medioambiental: sistemas dobles de depuración para garantizar un ambiente limpio dentro y fuera de la planta, equipos de recuperación de calor, iluminación inteligente y una estación de tratamiento de agua.

Sobre Winoa Group

Winoa Group es líder mundial en su sector gracias a los 10.000 clientes de 120 países que confían en sus productos. Para seguir siendo la empresa más competitiva del mercado apuesta por la renovación permanente, tanto en producto como en los servicios personalizados que proporcionan sus expertos técnicos.

"Nuestra compañía ha establecido su liderazgo y su estrategia sobre varios pilares: formar un equipo con nuestros clientes para la optimización de sus procesos productivos, ofrecer oportunidades a nuestros empleados y trabajar por su seguridad y demostrar al mercado que somos un proveedor rentable y de confianza", éstas son las claves del éxito para Pierre Escolier, Presidente Director General de Winoa Group.

Winoa Group cuenta con 1.000 empleados en 120 países repartidos por todos los continentes, 11 plantas de producción y centros propios de investigación y desarrollo para ofrecer siempre a sus clientes productos de alta calidad, con un tratamiento personalizado para buscar en cada caso las soluciones más adecuadas.



La mayor edición de MetalMadrid supera expectativas con más de 9.000 visitantes únicos y 550 expositores

La undécima edición de MetalMadrid fue clausurada tras reunir a más de 9.000 profesionales en IFEMA. Durante estas dos jornadas la feria del sector industrial ha sido escaparate de la innovación industrial, donde la digitalización y la tecnología ocupan un lugar fundamental.

Esta edición ha marcado un punto de inflexión en el crecimiento del evento, con un aumento del 30% respecto al pasado año, tanto en número de expositores como de visitantes, con más de 550 empresas expositoras y 9.000 profesionales que visitaron el evento.

Oscar Barranco, director de MetalMadrid ha destacado, además del crecimiento obtenido, la confianza renovada de las más de 300 empresas que, durante los días de

Feria y en vista del negocio generado, ya han confirmado su participación para la edición 2019. "En Easyfairs estamos muy satisfechos con los resultados obtenidos en nuestra primera edición como organizadores de MetalMadrid. La experiencia de visitante y la capacidad para generar negocio por parte del expositor se han visto beneficiadas por las nuevas herramientas facilitadas en esta edición, como la aplicación Visit Connect y la nueva acreditación inteligente".

El evento, que ha contado con 2 salas de congresos y mas de 40 ponentes ha sido también punto de conocimiento, donde compartir experiencias en innovación y transformación digital y tratar diferentes temáticas de actualidad, como la analítica avanzada, la simulación de procesos y el blockchain como tecnologías clave de este nuevo entorno.

La primera jornada estuvo protagonizada por los bloques de Connected Manufacturing, Composite y Additive Engineering, donde se pusieron de relieve los avances tecnológicos en nuevos materiales, más respetuosos con el medio ambiente, o las tecnologías disruptivas que están ya presentes en la realidad de nuestra industria.

Durante la segunda jornada, diferentes sectores productivos se han visto representados a través de los bloques Automotive Engineering, Agrifood Engineering, Energy Engineering y Aerospace Engineering. En todos ellos, los expertos han coincidido en señalar la creciente incorporación de tecnología en las empresas industriales españolas, si bien aún estamos por debajo en nivel de digitalización con respecto al sector a nivel global. Por ello, han insistido en la necesidad de seguir trabajando y colaborando en el desarrollo de modelos productivos más competitivos, donde la innovación forme parte del ADN de las compañías.

La próxima edición se celebrará los días 27 y 28 de noviembre de 2019 en los pabellones 4 y 6 de Feria de Madrid y cuenta ya con 300 empresas que han confirmado su participación.

Aceros avanzados de alta resistencia con matriz bainítica: evolución de la microestructura y la nanodureza durante tratamientos de austempering

Por M. C. Taboada, I. Gutiérrez y D. Jorge-Badiola.
CEIT y Tecnun (Universidad de Navarra), San Sebastián, País Vasco

INTRODUCCIÓN

Como consecuencia de los requerimientos de la industria automovilística, principalmente dirigidos a la reducción del peso de los componentes mientras se mantienen y/o mejoran las características mecánicas y de conformabilidad, actualmente se trabaja en el desarrollo de nuevos aceros denominados "aceros de tercera generación". Este tipo de aceros posee propiedades mecánicas intermedias entre los de primera generación (DP-dual phase, TRIP-transformation induced plasticity) y los de segunda generación (TWIP- twinning induced plasticity), con la ventaja de tener menor cantidad de aleantes que la segunda generación, convirtiéndolos en una opción más económica.

Dentro de estos nuevos aceros destacan los procesados mediante la ruta Q&P (quenching and partitioning), los medios manganesos y los bainíticos libres de carburos (CFB) (Fonstein, 2015). Estos últimos, los aceros bainíticos libres de carburos, tienen una matriz bainítica con segundas fases dispersas: islas MA, austenita retenida (AR) y martensita. Se caracterizan por tener un contenido significativo de silicio. Este elemento retrasa la precipitación de la cementita debido a su baja solubilidad en este carburo y estabiliza la austenita durante la transformación, al mismo tiempo que endurece la matriz bainítica por solución sólida (Kozeschnik et al., 2008; Fonstein, 2015)

Gracias a la microestructura de bainita libre de carburos y la austenita retenida, las propiedades mecánicas de estos aceros muestran un límite elástico y un endurecimiento por efecto TRIP elevados, así como una ductilidad notable (Hell et al., 2011; Caballero et al., 2015). Además de las propiedades a tracción, otro punto crucial para el uso de estos aceros es su conformabilidad en frío.

Hasta el momento, se puede encontrar numerosa literatura sobre aquellos factores que afectan a la conformabilidad en frío de los aceros DP. Entre estos factores se encuentran: la cantidad de carbono (dureza) en la martensita, la morfología/tamaño de las islas de martensita y el número de islas de martensita por unidad de área. (Hasegawa et al. 2004; Azuma et al., 2012; Hisker et al., 2012; Terrazas et al., 2017). En concreto, algunos trabajos han demostrado que existe una correlación inversa entre la conformabilidad de los aceros y la diferencia de dureza entre la ferrita y la martensita. (Taylor et al., 2014).

La conformabilidad se puede mejorar disminuyendo esta diferencia a través de un control óptimo de la composición química (endurecimiento de la ferrita) y de las variables de procesamiento (revenido de la martensita) (Mazaheri et al., 2015). En este sentido, los aceros TRIP y CP (Complex Phase) presentan una mejor conformabilidad que los aceros DP, fundamentada en la generación de fases con diferencias en durezas menores (Ryde et al., 2012). Llegados a este punto, los aceros bainíticos libres de carburos suponen una posible alternativa a estas familias de aceros pues se espera que los cambios de dureza de las distintas fases que lo componen sean aún menores. En esta línea, se ha puesto en marcha el proyecto europeo BASEFORM, en el que se está estudiando cuáles son los factores microestructurales que afectan a esta propiedad en los aceros CFB y cómo se ha de actuar sobre la ruta de procesamiento para, poste-

riormente, mejorarla a través de la optimización de la microestructura.

El presente trabajo ha tenido un doble objetivo, por un lado, generar diferentes microestructuras de matriz bainítica con distintas fracciones de segundas fases tras ciclos térmicos que simulan el recocido continuo de chapas laminadas en frío y, por el otro, analizar las potencialidades y problemas de la aplicación de la técnica de nanoindentación en microestrcutras multifásicas. La técnica de nanoindentación se ha empleado conjuntamente con las técnicas de microscopía de fuerza atómica y electrónica de barrido para una caracterización e identificación precisa de las fases. Los resultados de nanoindentación son una de las claves que permiten entender los fenómenos asociados al agrietamiento del material a escala local y el comportamiento mecánico de cada fase.

1. MATERIALES Y MÉTODOS

Se han seleccionado dos chapas de acero laminadas en frío (75% de reducción) de 1 mm de espesor con dos cantidades diferentes de Si, cuya composición química se detalla en la Tabla 1.

	C	Mn	Si	Cr	Al	S	N
HiSi	0.22	2.0	1.27	0.002	0.026	0.002	0.005
LoSi	0.22	2.0	0.1	0.61	0.02	0.002	0.005

Tabla 1. Composición química de los aceros estudiados.

Los ciclos térmicos, que simulan las condiciones que se dan en una línea de recocido continuo, se han llevado a cabo en el horno de inducción que dispone el dilatómetro Bähr DIL805D en CEIT, empleando probetas de 1 mm de espesor y 10 mm de longitud. El ciclo térmico aplicado se muestra en la Figura 1. Este ciclo está compuesto por una primera fase de austenización (T_A) a 950 °C durante 120 s, posteriormente un enfriamiento a una velocidad de -100 °C/s hasta la temperatura de mantenimiento en la región bainítica, T_B, entre 390 °C y 450 °C. Los tiempos de mantenimiento (t_B) están comprendidos entre 4 s-1.800 s. La temperatura de transformación martensítica (M_s) es de aproximadamente 365 °C para el acero HiSi y de 360 °C para el acero LoSi (F. Caballero, Capdevila, & Chao, 2010, Savran et. al, 2016). Finalmente, el material se enfría hasta temperatura ambiente a una velocidad de -20 °C/s.

Las microestructuras generadas se han caracterizado mediante microscopía electrónica de barrido de emisión de campo (FEG-SEM), tras lijado y pulido hasta 1 µm y ataque con reactivo Klemm III (Voort, 1999), en el caso de la calidad HiSi, y con Picral 4% (Bramfitt y Benscoter, 2002) en el caso del acero LoSi. La cantidad de segundas fases se ha determinado a través de conteo por puntos sobre 10 micrografías de FEG-SEM tomadas a 10.000x. La cantidad de austenita retenida se ha estimado a través de difracción de rayos X en un difractómetro Philips PW1825 conforme a la norma ASTM E975-13 (ASTM, 2009).

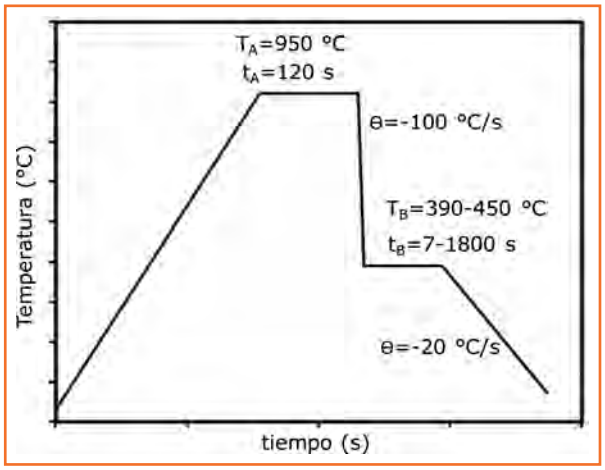


Figura 1. Representación esquemática del ciclo térmico empleado en el dilatómetro.

Para el estudio de la nanodureza, se ha llevado a cabo una serie de nanoindentaciones en un nanoindentador TRIBO INDENTER (Hysitron, USA) con una punta de tipo cube-corner. Los ciclos de carga han consistido en 15 ciclos de carga/mantenimiento/descarga hasta un valor de carga máxima de 1.500 µN. Las curvas de carga-desplazamiento resultantes han sido analizadas por el método propuesto por Oliver & Pharr (1992).

2. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

2.1. Estudio microestructural

El material utilizado para este trabajo es una chapa de acero laminado en caliente hasta los 4 mm y en frío hasta el espesor final de 1 mm. Su microestructura está formada por ferrita (F) y perlita (P), Figura 2, proveniente de la ruta de laminación en caliente. La laminación en frío provoca que estas fases se encuentren deformadas mostrando un aspecto alargado en la dirección de laminación (DL).

Tras la etapa de austenización de 120 s a 950 °C, se ha analizado el efecto de la temperatura y tiempo de la

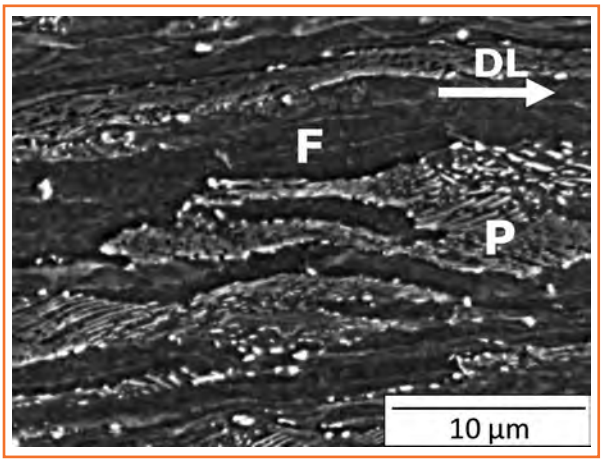


Figura 2. Microestructura del material de partida del acero HiSi tras ataque con nital al 2% (Imagen de FEG-SEM).

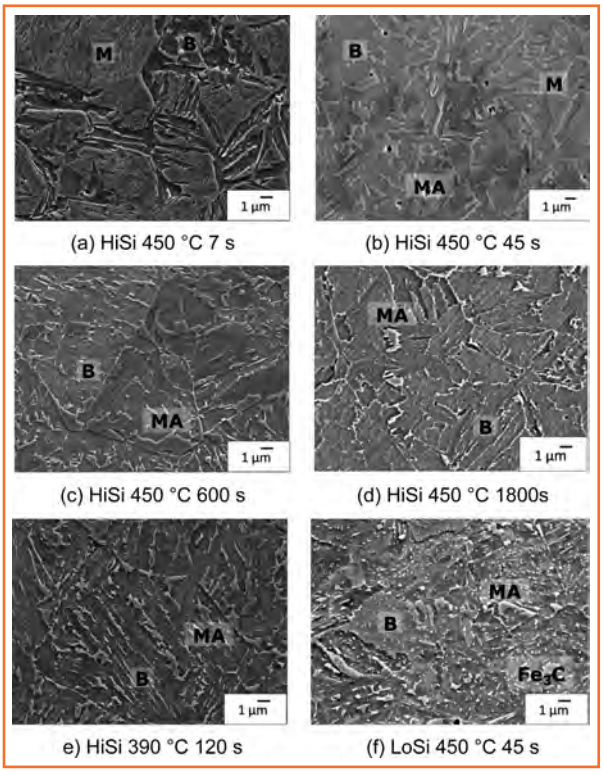


Figura 3. Micrografías de FEG-SEM (a-b-c-d) T_B = 450 °C para diferentes tiempos t_B, (e) T_B = 390 °C tB = 120s para el acero HiSi y (f) T_B = 450 °C t_B = 45 s para el acero LoSi. B: bainita, M: martensita, MA: fase, MA.

transformación bainítica sobre la evolución microestructural para las dos calidades de acero. En la Figura 3 se puede ver las micrografías para el acero HiSi con diferentes tratamientos junto con una micrografía del acero LoSi para la condición 450 °C-45 s.

Como se aprecia en las micrografías, el tipo de bainita (B) que se forma depende de la temperatura de transformación bainítica. Los tratamientos realizados a más baja temperatura (390 °C) dan lugar a una bainita más lajada (LB), mientras que los tratamientos a alta temperatura (450 °C) favorecen la formación de bainita granular (GB) (Zajac et al., 2005). Las segundas fases también cambian de morfología, tamaño y fracción volumétrica con la temperatura de transformación bainítica.

La comparación entre las micrografías para 120 s a 390 °C y 450 °C muestra que, a menor temperatura, hay menor cantidad de islas MA siendo, además, de menor tamaño. Asimismo, la presencia de lajas de austenita retenida es más visible a bajas que a altas temperaturas. En cuanto a la presencia de carburos, el acero LoSi muestra una gran cantidad de ellos que se forman durante la reacción bainítica a la temperatura T_B. En cambio, en el acero HiSi no se han observado excepto para tiempos de mantenimiento muy largos (1.800 s) debido a la descomposición de las islas MA y de algunas lajas de austenita retenida. En ninguna de las condiciones estudiadas no se ha detectado la presencia de ferrita gracias a la elevada velocidad de enfriamiento (-100 °C/s) entre la temperatura de austenización y de tratamiento bainítico. Este punto es de suma importancia, pues esta fase tiene un efecto negativo en las propiedades mecánicas de los aceros CFB, confiriéndoles un menor límite elástico y una peor conformabilidad en frío (Ryde et al. 2012; Caballero et al. 2013).

Con objeto de conocer la evolución microestructural de las segundas fases con el tiempo de permanencia (t_B), en la Figura 4 se presenta la variación en la fracción volumétrica de segundas fases (todas excepto la bainita) con t_B, y una serie de micrografías de detalle para la muestra HiSi T_B = 450 °C para diferentes tiempos de permanencia. Se puede ver que la fracción de 2as fases disminuye rápidamente para tiempos inferiores a 45 s (20%) mientras que, para tiempos superiores, la cinética de trasformación bainítica se ralentiza notablemente hasta llegar tras 1.800 s a una fracción de 2as fases de aproximadamente un 6%. Como era de esperar, la transformación bainítica no se completa. Además, estos datos experimentales muestran que las cinéticas de transformación entre 390 °C y 450 °C para el acero HiSi no dependen prácticamente de la temperatura seleccionada para el tratamiento isotermo.

Desde el punto de vista microestructural, para tiempos cortos, cuando la reacción bainítica está en sus inicios, se observa una fase mayoritaria con una estructura más fina que la bainita y que contiene, a menudo, carburos nanométricos, Figura 4.b. Esa fase mayoritaria se produce durante el enfriamiento posterior al tratamiento

PUMPS & VALVES

FERIA INTERNACIONAL DE SISTEMA
DE BOMBAS, VÁLVULAS Y EQUIPAMIENTO
PARA PROCESOS INDUSTRIALES

BILBAO
4-6 JUNIO 2019

DONDE LOS PROBLEMAS TÉCNICOS ENCUENTRAN SOLUCIONES

IN DUS TRY · ADDIT3D · bedigital · FIT MAQ · it: INDUSTRY TOOLS by FERROFORMA · maintenance · PUMPS & VALVES · SUB CON TRATA CIÓN

Organizan:

EASYFAIRS
Visit the future

BILBAO EXHIBITION CENTRE
EXPOSSIBLE!

pumpsandvalves@bec.eu
www.pumpsandvalvesbilbao.com

www.bilbaoexhibitioncentre.com

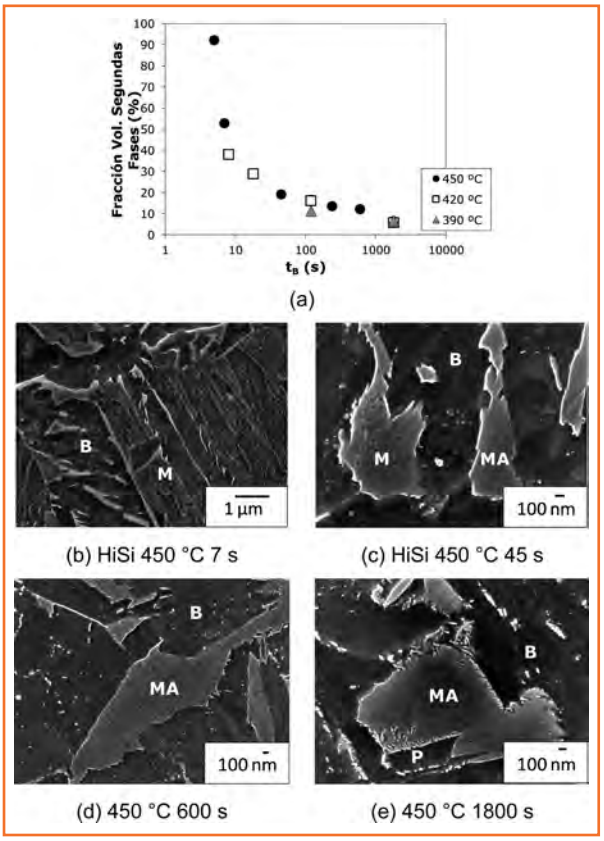


Figura 4. (a) Evolución de la fracción volumétrica de segundas fases con el tiempo de permanencia en la región bainítica (t_B), y (b-e) Micrografías a detalle del acero HiSi 450 °C y distintos tiempos t_B.

bainítico y aparentemente, se trata de una mezcla de bainita inferior y/o martensita revenida dependiendo del caso. Para poder diferenciar esta fase de la martensita en las islas MA, se denominará martensita de bajo carbono (M) en adelante. En la medida que crece el tiempo de mantenimiento, la transformación bainítica prosigue y esta fase desaparece dando paso a islas MA, compuestas por martensita de alto contenido en carbono y/o austenita retenida, como las que se ilustran en Figura 4. c. y d. Finalmente, para tiempos muy largos, el material envejece y las islas MA comienzan a descomponerse para dar lugar a ferrita más carburos (perlita) Figura 4. e.

A través de la difracción de Rayos X se ha determinado la cantidad de austenita retenida (AR) en el acero HiSi. Para el acero LoSi, las cantidades de austenita retenida son realmente bajas. En la mayoría de las condiciones son cercanas al 1%, límite detección de la técnica, por lo que no se presentan en este trabajo. Los resultados de este análisis, Figura 5, muestran que la cantidad de AR crece con el tiempo de mantenimiento hasta alcanzar un máximo para que, posteriormente, vaya disminu-

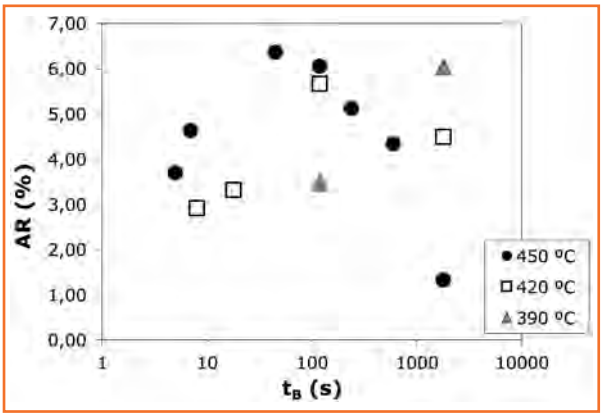


Figura 5. Cantidad de austenita retenida frente a tB para la serie de muestras de T_B = 450 °C.

yendo como consecuencia de su descomposición, tal y como se observa en la Figura 4. d. Este tipo de comportamiento también ha sido descrito en numerosos trabajos sobre transformación bainítica (Takita y Ueda, 1988; Brandt y Olson, 1993; Taboada et al., 2017). La AR presenta un máximo de un 6.4% para la condición de 450 °C - 45 s. Además, el tiempo necesario para alcanzar el máximo parece que disminuye con el aumento de la temperatura de mantenimiento T_B.

2.2. Estudio de las propiedades mecánicas: nanodureza

Una vez definidas las diferentes fases que se generan en los dos aceros en el apartado de evolución microestructural, se ha llevado a cabo una caracterización mecánica de cada una de ellas. Debido al tamaño submicrométrico de la mayoría de las fases, la caracterización se ha basado en ensayos de nanoindentación. Para ello, en primer lugar se ha empleado el microscopio de fuerza atómica AFM para fijar la zona de medida y a continuación, con el contraste de la imagen de AFM, se han seleccionado las posibles diferentes fases Figura 6. a. que luego han sido analizadas.

En el siguiente paso, se ha realizado la nanoindentación mediante el uso de ciclos de cargas y descargas, como se ilustra en la Figura 6. b. A partir de la evolución de la dureza con la penetración, determinada en cada ciclo de descarga, se ha definido una región característica de profundidades entre 80 nm – 120 nm, Figura 6. c. La elección de estos valores se basa en dos criterios: que la indentación en cualquier fase sea suficientemente pequeña como para que no se vea afectada por las fases adyacentes, y que el cambio de dureza por efecto tamaño sea estable. Finalmente, las muestras analizadas se

INDUSTRY TOOLS
by FERROFORMA

FERIA INTERNACIONAL
DE LAS HERRAMIENTAS Y
LOS SUMINISTROS PARA
LA INDUSTRIA

04-06
JUNIO
2019
BILBAO

UN CAMBIO PARA ACCEDER A NUEVOS CLIENTES

IN DUS TRY · ADDIT3D · bedigital · FIT MAQ · it: INDUSTRY TOOLS by FERROFORMA · maintenance · PUMPS & VALVES · SUB CONTRATACIÓN

Colaborador:

EUSKO JAURLARITZA
GOBIERNO VASCO
EKONOMIAREN GARAPEN ETA AZPIEGITURA SAILA
DEPARTAMENTO DE DESARROLLO ECONÓMICO E INFRAESTRUCTURAS

BILBAO EXHIBITION CENTRE

EXPOSSIBLE!

industrytools@bec.eu
www.industrytools.eu

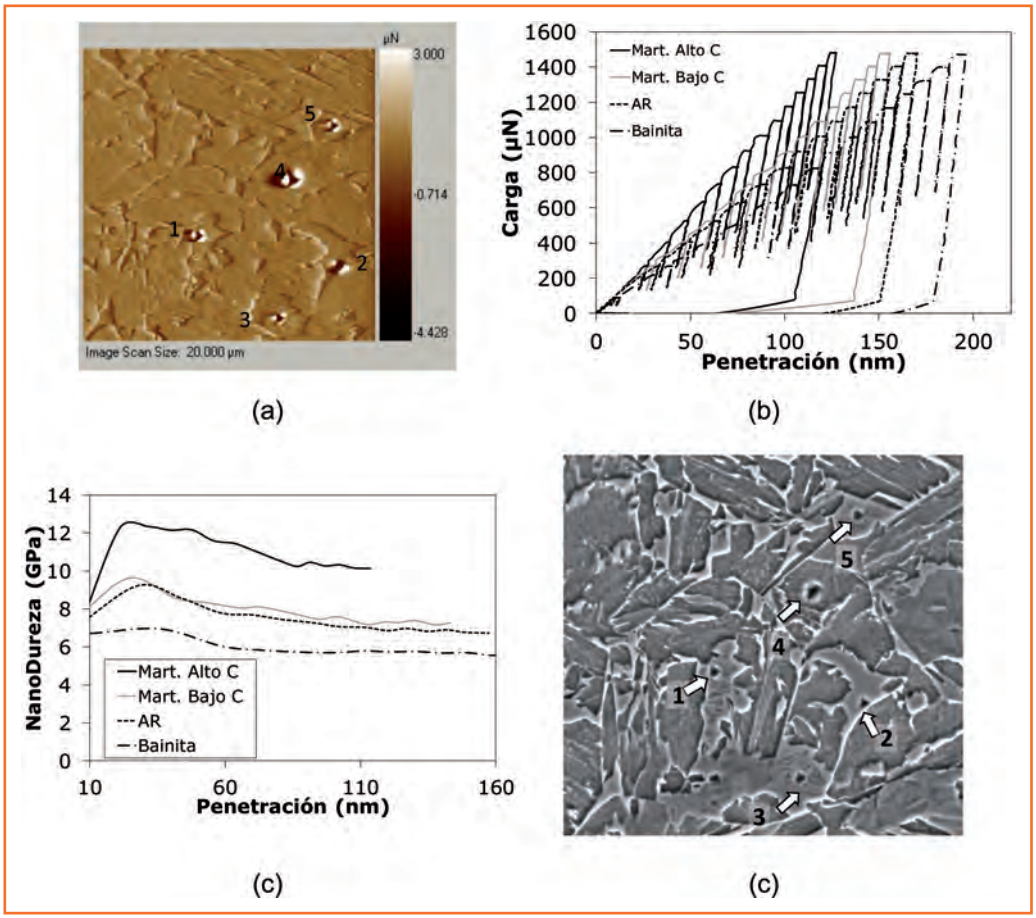


Figura 6. (a) Imagen de AFM de la zona analizada (b) Ejemplos de curvas carga-descarga empleadas para cada una de las fases (c) Evolución de la nanodureza con la penetración, ejemplo para cada fase (d) Imagen de SEM de la zona analizada tras ataque con nital 2%.

han atacado para la identificación unívoca de la fase analizada mediante microscopía electrónica de barrido, Figura 6. d.

Todas aquellas indentaciones que se han realizado sobre las intercaras han sido desechadas a la hora de medir la nanodureza.

Las micrografías de la Figura 7 ilustran algunas zonas de las muestras analizadas en las que se identifica a qué fase está asociada cada nanoindentación. Estás imágenes corresponden a muestras tanto de HiSi como de LoSi tratadas a 450 °C durante diferentes tiempos de mantenimiento.

Los resultados de estas medidas de nanodureza para T_B = 450°C se resumen en la Figura 8. Se distinguen claramente diferentes valores de nanodureza dependiendo de la fase.

La bainita es la fase más blanda, tomando un valor de aproximadamente 5,0 GPa independientemente de la composición del acero. No tiene una dependencia clara con el tiempo de mantenimiento a 450 °C para tiempos cortos, pero, para tiempos muy largos (1.800 s), aparentemente el acero HiSi se ablanda, aproximadametne 0,5 GPa.

Este ablandamiento podría ser debido a fenómenos de aniquilación y poligonalización de dislocaciones (Bhadeshia, 1992), aunque este punto necesita una confirmación experimental más concluyente.

No se observan diferencias significativas entre las nanodurezas de la bainita para los aceros LoSi and HiSi para T_B = 450 °C. Este resultado se contrapone con lo publicado por (Furnémont et al., 2002) para ferrita, donde sí detectaron su endurecimiento por el contenido en Si.

La mayor cantidad de Cr en el acero LoSi podría explicar esta aparente contradicción, aunque no se pueden descartar cambios en las densidades de dislocaciones por la transformación bainítica o en el tamaño subestructural a causa de la estructura austenítica previa.

Por su parte, la fase de martensita de bajo carbono tiene un valor de 7,5 GPa para tiempos por debajo de 10 s. Este valor aumenta hasta 9,0 GPa tras 45 s. Para

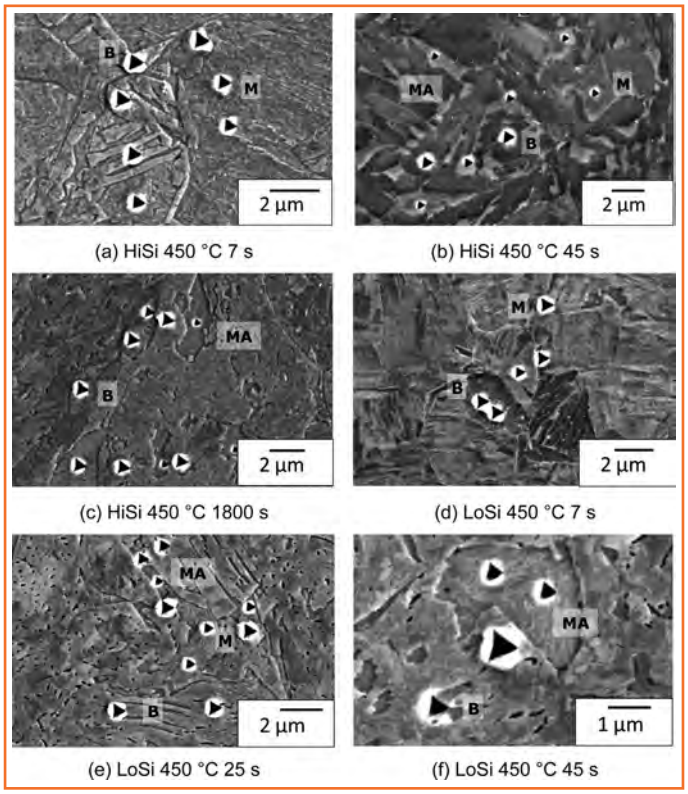


Figura 7. Micrografías de SEM de diferentes zonas estudiadas mediante nanoindentación. (a-b-c) Acero HiSi y (d-e-f) Acero LoSi.

tiempos aún más largos, no hay registros debido a que, como se ha descrito en el apartado de Evolución Microestructural, esta fase desaparece.

El aumento de la dureza con el tiempo parece estar asociado al enriquecimiento en carbono de estas zonas. En cuanto a la fase MA, es necesario hacer una distinción entre la martensita de alto carbono y la austenita retenida, sus dos constituyentes.

Los datos que aparecen en la gráfica de la Figura 8 sólo hacen referencia a la martensita. La dureza de esta martensita es la más alta de todas las fases, por encima de los 10,0 GPa en todos los casos, y crece con el tiempo de mantenimiento hasta 12,1 GPa.

El enriquecimiento en carbono y la subestructura muy fina de esta fase vuelven a ser los responsables de este comportamiento. En este punto es interesante reseñar que tanto la martensita de bajo como de alto carbono se observan en las microestructuras de tiempos medios (25 s-45 s), y que la nanoindentación es capaz de diferenciarlas inequívocamente. En último lugar se halla la medida de la nanodureza de la austenita retenida, fase que se presenta con dos morfologías.

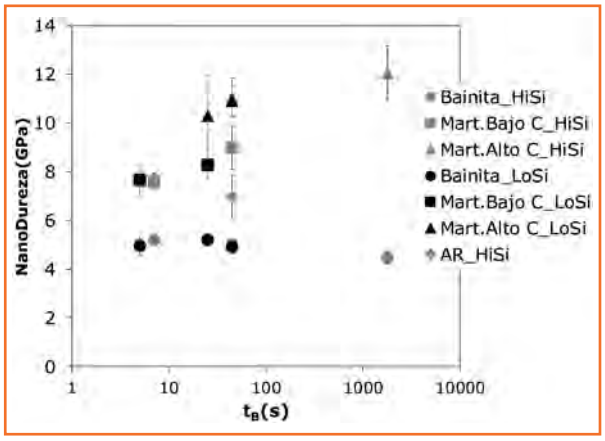


Figura 8. Evolución de la nanodureza con t_B para las distintas fases estudiadas a T_B = 450 °C.

Cuando se observa entre las lajas de austenita en forma de láminas con un grosor menor a las 100-150 nm, se hace imposible un análisis fiable de su dureza a causa de la interacción de la nanoindentación con la bainita adyacente.

En cambio, cuando la austenita queda retenida en forma de bloque, como isla MA, su tamaño es lo suficientemente grande como para obtener un registro de dureza adecuado. Para esta austenita retenida, se ha medido una dureza de aproximadamente 7,0 GPa para el caso de 450 °C-45 s.

Este valor de dureza es superior al de la bainita y muy cercano al de la martensita de bajo carbono. Varios fenómenos factores pueden explicar este hecho.

Si bien la austenita a temperatura ambiente es más blanda que cualquiera de estas fases, su alto contenido en C y su rápido endurecimiento por deformación podrían estar detrás de esta observación (Furnémont et al., 2002).

Con este conjunto de datos es posible entender, como un primer paso, los fenómenos de daño local y a los problemas de agrietamiento de borde que se producen en estos aceros asociados a las diferencias en dureza entre los micro-constituyentes y al reparto desigual de la deformación entre los mismos.

Aunque es evidente que existen otros factores como la morfología, tamaño y fracción de las segundas fases, así como aspectos de la textura a escala local que también influyen en la generación del daño y que se han de analizar en detalle para entenderlo y modelarlo de forma global.

3. CONCLUSIONES

- A través de los cambios en la temperatura (390 °C-450 °C) y en los tiempos (7 s – 1.800 s) en la región bainítica, se han podido obtener estructuras de bainita granular y bainita en forma de lajas. La naturaleza y cantidad de las segundas fases se ha visto fuertemente afectada por esas dos variables.
- La nanoindentación es una herramienta que permite la evaluación mecánica de cada fase en microestructuras multifásicas cuando el tamaño de éstas es submicrométrica. Ahora bien, ha sido necesario desarrollar una metodología específica para el análisis de estos micoconstituyentes.
- Con la técnica de nanoindentación se han podido detectar las diferencias en durezas entre las fases: bainita, martensita de bajo contenido en carbono, martensita de alto contenido en carbono y austenita retenida. Esta información podría ser empleada para predecir qué condiciones pueden tener una peor conformabilidad en frío.

AGRADECIMIENTOS

Los autores muestran su agradecimiento por la ayuda prestada por el Ministerio de Economía y Competitividad a través del proyecto MAT2016-81031-R.

REFERENCIAS

Bhadeshia, H. K. D. H. (1992). Bainite in Steels (2nd ed.). The Institute of Materials, Cambridge (UK).

Bramfitt, B. L., & Benscoter, A. O. (2002). Metallographer's guide practices and procedures for irons and steels. Metallurgia Italiana (1st ed., Vol. 95). ASM International.

Brandt, M. I., & Olson, G. B. (1993). Bainitic Stabilization of Austenite in Low Alloy Sheet Steels. I. & S. SM, 20, 257–265.

Caballero, F. G., Allain, S., Cornide, J., Velásquez, J. D. P., Garcia-Mateo, C., & Miller, M. K. (2015). Materials and Design Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application. Mater. Des., 49, 667–680. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.02.046

Caballero, F. G., Allain, S., Puerta-Velásquez, J. D., & Garcia-Mateo, C. (2013). Exploring carbide-free bainitic structures for hot dip galvanizing products. ISIJ International, 53(7), 1253–1259. https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1253

Fonstein, N. (2015). Advanced High Strength Sheet Steels. Advanced High Strength Sheet Steels (1st ed.). Springer International, Switzerland.

Furnémont, Q., Kempf, M., Jacques, P. J., Göken, M., & Delannay, F. (2002). On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. Mater. Sci. Eng. A, 328(1), 26–32. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01689-6

Hasegawa, K., Kawamura, K., Urabe, T., & Hosoya, Y. (2004). Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets. Cast Metals, 44(3), 603–609. DOI: 10.2355/isijinternational.44.603

Hell, J.-C., Dehmas, M., Allain, S., Prado, J. M., Hazotte, A., & Chateau, J.-P. (2011). Microstructure – Properties Relationships in Carbide-free Bainitic Steels. ISIJ International, 51(10), 1724–1732. DOI: 10.2355/isijinternational.51.1724

Hisker, F., Thiessen, R., & Heller, T. (2012). Influence of Microstructure on Damage in Advanced High Strength Steels. Mater. Sci. Forum, 709, 925–930. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.925

Mazaheri, Y., Kermanpur, A., & Najafizadeh, A. (2015). Nanoindentation study of ferrite-martensite dual phase steels developed by a new thermomechanical processing. Mater. Sci. and Eng. A, 639, 8–14. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.098

Oliver, W. C., & Pharr, G. M. (1992). An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. J. Mater. Res., 7(6), 1564–1583. DOI: 10.1557/JMR.1992.1564

Ryde, L., Lyytinen, O., Peura, P., Titova, M., Vilander Granbom, Y., & Hebesberger, T. (2012). Cold-rolled complex-phase (CP) steel grades with optimised bendability, stretch-flangeability and anisotropy (CP-Steels). Luxembourg.

Savran V. y col. (2016) BASEFORM: Bainite and second-phase engineering for improved formability, Mid-term Report, RFSR-CT-2014-00017

Taboada, M. C., Gutiérrez, I., Jorge-Badiola, D., Van Bohemen, S. M. C., Hisker, F., & Paul, G. (2017). Influence of the Processing Variables on the Microstructure Evolution of a Bainitc Carbide-Free Steel. Mater. Sci. Forum, 879, 867–872. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.879.867

Takita, M., & Ueda, Y. (1988). Effect of Retained Austenite on Properties of Austempered Ductile Iron. Cast Metals, 1(3), 147–155. DOI: 10.1080/09534962.1988.11818961

Taylor, M. D., Choi, K. S., Sun, X., Matlock, D. K., Packard, C. E., Xu, L., & Barlat, F. (2014). Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels. Mater. Sci. Eng. A, 597, 431–439. DOI: 10.1016/j.msea.2013.12.084

Terrazas, O. R., Findley, K. O., & Van Tyne, C. J. (2017). Influence of martensite morphology on sheared-edge formability of dual-phase steels. ISIJ International, 57(5). DOI:10.2355/isijinternational.ISIJ INT-2016-602

Voort, G. E. Vander. (1999). Metallography: Principles and Practice. ASM International.

Zajac, S., Schwinn, V., & Tacke, K. H. (2005). Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. Mater. Sci. Forum, 500–501, 387–394. DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387.

30€

40€

40€

35€

¡Ya a la venta el Volumen 4!

Con la aparición del 4º volumen "Fundiciones de hierro y otras aleaciones no férreas susceptibles de tratamiento térmico" del título general de la obra "Tratamientos Térmicos de los Materiales Metálicos, Aceros y otras Aleaciones susceptibles de Tratamiento Térmico" de D. Manuel Antonio Martínez Baena cierra el ciclo de una obra estructurada en 4 libros,

La primera parte del volumen 4, se refiere a las fundiciones de hierro, pasando revista a las fundiciones grises, a las fundiciones atruchadas y fundiciones blancas.

Se incluyen también los 2 tipos de fundiciones maleables: la de corazón negro y la de corazón blanco, así como los procesos térmicos de recocido para su obtención a partir de la fundición blanca. Capítulo aparte merecen las fundiciones especiales: las de grafito compacto y las de grafito esferoidal. Igualmente reciben una cuidadosa atención las fundiciones calidad ADI, en las que se detalla en profundidad, dada su especificidad, el tratamiento térmico. Al mismo tiempo que se hace un breve comentario sobre las fundiciones ACI y las AGI.

La segunda parte del libro está dedicada a las aleaciones no férreas, tanto para forja, como para moldeo: bonificables o no bonificables. En las aleaciones de cobre se analizan tanto los latones, como los bronces ordinarios, así como las calidades de mayor aleación: cuproaluminio, cuprosiliceos, cuproberilios y cuproníqueles.

Finalmente se dedica un capítulo a las aleaciones de titanio y su tratamiento térmico. Tras la clasificación de las distintas familias, son adecuadamente descritas las aleaciones alfa α, las beta β, así como las Alfa α + beta β.

Puede ver el contenido de los libros y el índice en www.pedeca.es o solicite más información:
Teléf.: 917 817 776
E-mail: pedeca@pedeca.es

Algunas consideraciones sobre los aceros de construcción mecánica, destinados a la industria automovilística (Continuación Parte II)

Por Manuel Antonio Martínez Baena, Ingeniero Metalúrgico

4.5. La maquinabilidad de los aceros ordinarios de construcción mecánica en general*

Reiteradas veces hemos indicado que la **maquinabilidad** es una propiedad compleja, al igual que ocurre con la forjabilidad, la templabilidad, la soldabilidad y otros vocablos técnicos terminados en el sufijo "bilidad".

La maquinabilidad está caracterizada, reiteramos, por la mayor o menor facilidad de la puesta en forma del material a unas cotas de acabado, previamente fijadas, trabajado mediante arranque por viruta. Práctica ésta en el que intervienen, preferentemente, de una parte el material de la pieza a mecanizar y de otra la forma de mecanizado.

En lo que se refiere, sólo nos limitaremos en este apartado al trabajo de mecanizado con arranque de viruta y aún así, es de esperar que para una determinada serie de los clásicos aceros finos de construcción mecánica, con una estructura bien caracterizada, la maquinabilidad difiera según sea el tipo de mecanizado: torneado cilíndrico, fresado, refrentado, taladrado, tronzado, etc.

La maquinabilidad se mide, fundamentalmente, teniendo en cuenta la vida útil de la herramienta de corte en condiciones de trabajo muy bien definidas. Existen, no obstante, diversos criterios para determinar la vida útil de la herramienta; uno de los más utilizados es el establecido por H. Opitz: "*velocidad de corte que produce en* 60 *minutos* –1hora– *un cráter sobre la herramienta, cuya profundidad es igual a la décima* (1/10) *parte de la distancia que separa el punto medio de la arista cortante, del centro de dicho cráter*"; **figura 21.** La duración de la herramienta, así caracterizada, disminuye cuando la resistencia al cizallamiento en el plano de corte de la viruta aumenta; lo que pone de manifiesto el papel e-

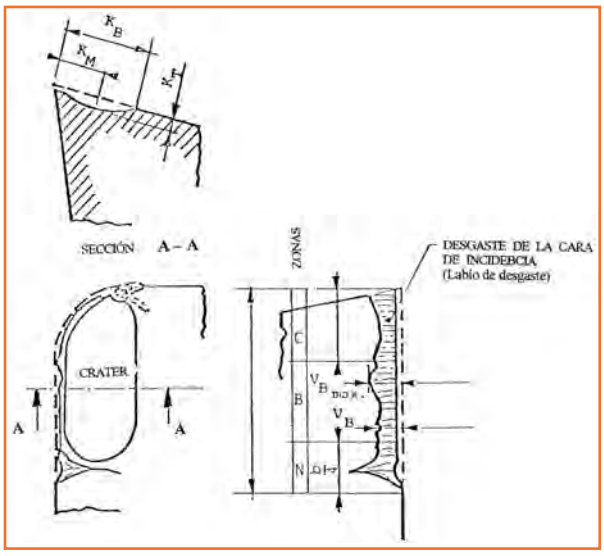


Figura 21. Esquema representativo de una herramienta de corte: cráter y zonas de desgaste.

* Por la importancia que tiene el tema de **maquinabilidad** en general, incluimos en este conjunto –*aceros de fácil maquinabilidad* y *aceros de maquinabilidad mejorada*– la maquinabilidad de los aceros ordinarios de construcción mecánica, por su gran trascendencia en el muy extenso e importantísimo sector mecanizador del automóvil.

sencial de (Parte I, de éste trabajo) la maquinabilidad del material que se trabaja, **ver figura 7**.

Para evaluar y/o juzgar la maquinabilidad, no sólo es preciso fijar las pautas a seguir para caracterizar la vida de la herramienta, sino que deben tomarse, también, minuciosas precauciones para disminuir la dispersión de los resultados. Esto viene a confirmar que la vida útil de la herramienta de corte, por sí sola, es insuficiente para determinar la maquinabilidad de un material; ya que se ha de tener en cuenta, al mismo tiempo, el esfuerzo cortante y, sobre todo, el estado de la superficie mecanizada. Superficie ésta de acabado que depende, asimismo, de la falsa arista que puede formarse sobre el filo de la herramienta, –"*filo adherido*"– y de sus condiciones de inestabilidad.

La gran complejidad que conlleva un perfecto mecanizado, pone de manifiesto lo difícil que es aunar criterios y de hecho, aparecen algunas contradicciones en los resultados alcanzados y publicados en la literatura técnica especializada. Parece positivo, sin embargo, que sobre la base de ensayos sistemáticos puede deducirse la influencia de otros factores metalúrgicos sobre la maquinabilidad del material trabajado.

Esto es lo que vamos a intentar en este apartado y solamente, referido a los aceros finos al carbono y aleados de construcción mecánica, de media y baja aleación.

4.5.1. *Aptitud de mecanizado de los aceros estándar de construcción mecánica en general*

De un modo general, parece a simple vista que la aptitud de un acero para ser mecanizado mediante el arranque de viruta depende:

- De la resistencia al cizallamiento del material en el plano de corte de la viruta y de la heterogeneidad de su resistencia a la rotura.
- De la microestructura del acero a mecanizar y de la eventual heterogeneidad de esa su microestructura.
- De las fases y constituyentes dispersos en la estructura del acero, más o menos alineados en la masa matricial ferrítica, que pueden tener un efecto beneficioso bien sea bajando el coeficiente de rozamiento metal-herramienta, o bien favoreciendo la fragmentación de la viruta; ya que se puede producir un efecto desfavorable cuando la viruta, circunstancialmente, ocasiona una acción abrasiva sobre la superficie de contacto de la herramienta que mecaniza.

En el esquema general, evidentemente dificultoso por la complejidad de algunas de las características del material a mecanizar, analizamos la influencia que ejercen sobre la maquinabilidad los siguientes condicionantes.

1. Proceso de fabricación del acero.
2. Su composición química.
3. Su puesta en forma, en caliente y en frío.
4. Su tratamiento térmico: tamaño de grano y estructura.

4.5.1.1. *Influencia del proceso de elaboración del acero*

Las técnicas actuales de fabricación permiten la obtención de aceros que responden a límites de composición muy estrechos. El proceso de fabricación empleado y la mecánica operativa juegan un papel muy importante sobre los contenidos de azufre (**S**), fósforo (**P**), oxígeno (**O**) y nitrógeno (**N**), presentes en el acero, así como el tipo de inclusiones que tales elementos, obviamente no deseables, provocan. La respuesta a esto viene dada por la incorporación de la metalurgia secundaria (**HCV**) a los procesos de fabricación de aceros finos de calidad. La aplicación de la metalurgia secundaria da como resultado un acero que cumple las especificaciones estrictas exigidas hoy en la práctica metalúrgica:

- ***Control de gases en el acero***. Reducción, mediante vacío, de la concentración de oxígeno (**O**), hidrógeno (**H**) y nitrógeno (**N**).
- ***Alcanzar bajos contenidos de azufre***. Normalmente contenidos menores de 0,010% (**S** < 0,010%) y a veces menores de 0,002% (**S** < 0,002%).
- ***Conseguir aceros limpios***. Eliminación de algunas inclusiones no metálicas, fundamentalmente óxidos.
- ***Control de la morfología*** y ***naturaleza de las inclusiones***. Dado que no es posible eliminar totalmente los óxidos en el acero, los procesos actuales permiten cambiar la composición y/o la forma de las inclusiones residuales en el acero, de modo que sean compatibles con las propiedades mecánicas y tecnológicas del acero correspondiente.

Las inclusiones no metálicas provenientes del proceso de fabricación del acero influyen en la maquinabilidad, dado que modifican los fenómenos de rozamiento y de abrasión entre la superficie de contacto herramienta-viruta. Hay que distinguir, no obstante como ya sabemos,

entre inclusiones no intencionadas y las inclusiones voluntariamente creadas en el acero.

A. *Inclusiones no intencionadas*

Parece que hay un acuerdo unánime sobre la influencia nefasta, desde el punto de vista de la maquinabilidad de las inclusiones duras y abrasivas, tales como alúminas y silicoaluminatos. Menos abrasivas son las inclusiones de silicatos, cuando éstos contienen proporciones notables de óxidos de hierro y de manganeso.

B. *Inclusiones voluntariamente aportadas*

Inclusiones de dureza poco elevada y carácter lubricante, que facilitan y mejoran el coeficiente de fricción entre superficie de contacto herramienta-viruta; tal como sucede en los aceros de fácil maquinabilidad y de maquinabilidad mejorada.

Los elementos –*azufre* (**S**), *plomo* (**Pb**), *selenio* (**Se**), *teluro* (**Te**), *bismuto* (**Bi**), etc.– adicionados voluntariamente, forman inclusiones de sulfuros o pequeños glóbulos de plomo o de bismuto, con una distribución fina y homogénea, que facilitan muy mucho la maquinabilidad de los aceros en general.

4.5.1.2. *Influencia de la composición química*

La composición química del acero actúa, fundamentalmente, sobre la estructura; y, asimismo, sobre las características mecánicas que normalmente se obtienen a través de los tratamientos térmicos. Es difícil precisar el papel de cada elemento de aleación sobre la maquinabilidad, ya que cada uno de ellos influye de una manera distinta; y, esto es debido no sólo a la fase o estado en que se encuentra en la masa matricial del acero –*solución sólida o carburos*– sino que también, es función de sus transformaciones alotrópicas y a la velocidad que éstas se producen.

Como tendencia general se puede, sin embargo, indicar que los elementos de aleación formadores de carburos –*cromo* (**Cr**), *molibdeno* (**Mo**), *vanadio* (**V**), etc– disminuyen la maquinabilidad del acero, ya que aumentan la dureza. Lo mismo ocurre con los elementos que entran en solución sólida con la ferrita –*níquel* (**Ni**), *manganeso* (**Mn**), *silicio* (**Si**), etc– que hacen disminuir igualmente la maquinabilidad, debido al ligero aumento de la dureza que sufre tal constituyente ferrita (**Fe** α), a pesar de su relativa buena ductilidad.

En cuanto a los elementos que forman inclusiones, ejercen una acción desfavorable en aquellas inclusiones duras y abrasivas: **alúminas** y **silicatos**. Otro tipo de inclusiones pueden ejercer, como ya sabemos, una acción favorable; es decir, pueden ser beneficiosas. Esto sucede cuando se forman en el acero inclusiones que son poco duras y tienen particularmente un carácter lubricante, como ocurre; **p.ej**: con las inclusiones, antes comentadas, de azufre (**S**), plomo (**Pb**), bismuto (**Bi**), etc.

Sin que esto pueda considerarse como norma; se puede decir de una forma global, que la baja maquinabilidad en los aceros de construcción mecánica al carbono y aleados se obtiene mediante la combinación de aquellos elementos de aleación que conduzcan, asimismo, a altos niveles de dureza y de fragilidad. En el estudio de los factores que afectan a la maquinabilidad, la influencia por la presencia de tales aleoelementos en dichos aceros puede resumirse de una forma breve, analizando el comportamiento de los siguientes componentes:

- **Carbono.** Deficiente maquinabilidad para contenidos muy bajos (**C** < 0,15%). Aceptable para contenidos muy próximos a 0,20% de carbono (**C** ≈ 0,20%); y, rápido descenso de la maquinabilidad para contenidos de carbono superiores a 0,30% (**C** > 0,30%).
- **Fósforo**. Maquinabilidad moderadamente mejorada hasta un 0,10% (**P** ≤ 0,10%).
- **Azufre**. Maquinabilidad mejorada hasta un límite ligeramente impreciso de 0,30% (**S** ≤ 0,30%).
- **Manganeso**. Su efecto sobre la maquinabilidad depende de los contenidos en azufre y fósforo, sobre todo en los aceros de fácil maquinabilidad [**Mn** = (1 ÷ 1,30%)].
- **Adiciones especiales**. Las adiciones de níquel (**Ni**), molibdeno (**Mo**), cromo (**Cr**) y vanadio (**V**) disminuyen significativamente la maquinabilidad; la acción del níquel es la de mayor intensidad.

4.5.1.3. *Influencia del los trabajos de transformación del material, en caliente o en frío, sobre la maquinabilidad*

Acerca de las condiciones en que se realiza el mecanizado de un material, después de los trabajos previos de transformación en caliente –*grado de reducción habida* y *temperatura de laminación o forja*– y posterior enfriamiento, influyen los siguientes factores:

- El tamaño de grano del acero.
- La velocidad de transformación alotrópica.
- La alineación de las dendritas.

El tamaño de grano grueso influye de una forma positiva sobre el mecanizado de los aceros en general; tamaño de grano que será tanto mayor cuanto menor sea la energía de solidificación del acero, –*reducción* o *supresión del aluminio en su composición química*– cuanto mayor sea, asimismo, la temperatura de laminación o de forja del material y cuanto menor sea, también, su velocidad de enfriamiento posterior.

En aceros de media y baja aleación, que se mecanizan después de ser transformados en caliente y enfriados a temperatura ambiente; parece preferible, desde el punto de vista de maquinabilidad, fijarse más en una dureza baja que en el propio tamaño de grano del material. Por tanto es conveniente, para tal fin, terminar las operaciones de forja o laminación en caliente a una temperatura, justamente, por encima de la del punto crítico $\mathbf{Ac_3}$.

En los procesos de trasformación en frío se aumenta la resistencia mecánica del material, debido a la acritud habida; disminuyendo, al mismo tiempo, la capacidad de conformado. En este estado, la mayor maquinabilidad se logra normalmente con la combinación de una adecuada resistencia mecánica, no demasiado elevada, y una débil ductilidad.

En efecto, la experiencia nos demuestra que un cierto grado de acritud mejora, únicamente, la maquinabilidad de los aceros al carbono suaves y, también, la de los aceros débilmente aleados con bajo carbono, ya que la dureza por acritud en frío, que en dichos aceros normalmente se alcanza, puede estar entre 170 y 200 Brinell: dureza muy apta para el mecanizado de todas las calidades de acero mencionadas.

4.5.1.4. *Influencia del tratamiento térmico sobre la maquinabilidad*

El tratamiento térmico del material, antes del mecanizado previo, puede influir en la maquinabilidad en función:

- Del tamaño medio de grano alcanzado.
- De la estructura micrográfica lograda: (1) una homogeneidad química suficiente; (2) una cierta heterogeneidad dendrítica alineada, debido a la deformación sufrida durante el trabajo en caliente.

4.5.1.4.1. Tamaño de grano

En los aceros extrasuaves de cementación –*de bajo carbono*– está comprobado que una estructura básicamente ferrítica, uniforme y ligeramente gruesa, es favorable para un buen mecanizado: torneado, refrentado, etc. Cuando el tamaño de grano es fino, como consecuencia del calmado del acero con aluminio (**Al**), es entonces difícil de precisar el descenso de la maquinabilidad; circunstancia ésta que es debida al propio tamaño de grano fino y/o a la formación de inclusiones abrasivas: alúminas y silicoaluminatos.

Para los aceros de cementación al cromo-manganeso (**Cr-Mn**) se busca, mediante un tratamiento térmico de **normalizado**, una estructura de ferrita-perlita laminar homogénea de cierto grosor y uniformemente repartida.

Referente a los aceros de cementación al cromo-níquel (**Cr-Ni**), de transformaciones lentas en el dominio perlítico, es preferible aplicar aquellos tratamientos térmicos, mediante los cuales se consiguen los niveles de resistencia más favorables para la formación y arranque de la viruta: **recocido isotérmico**.

En los aceros al carbono "semiduros", el tratamiento térmico de **normalizado** a temperatura suficientemente elevada favorece la maquinabilidad, ya que hay un aumento de grano que rompe la continuidad de la ferrita y favorece la formación de perlita laminar. Sin embargo, con contenidos de carbono iguales o superiores a 0,50% (**C** ≥ 0,50%), ¨aceros duros¨, que han sufrido un tratamiento térmico de normalizados, presentan resistencias demasiado elevadas.

Esto hace necesario, para conseguir durezas y resistencias más bajas, la realización de un **recocido globular** –*globulización de la cementita que se dispersa en una masa matricial ferrítica*, *blanda* y *maquinable*; **figura 22**– recocido que deberá ser tanto más intenso cuanto más alto sea el contenido de carbono en el acero.

4.5.1.4.2. Estructura micrográfica

Es bien sabido que la microestructura del material a mecanizar, tiene una importante repercusión sobre: (1) la vida útil de la herramienta cortante; (2) la velocidad de mecanizado; y (3) el estado superficial de la pieza que se pone en forma. Por otra parte es corriente, cuando se han de fabricar grandes series de piezas, que el mecanizador especifique, en el pedido a la acería, el tipo

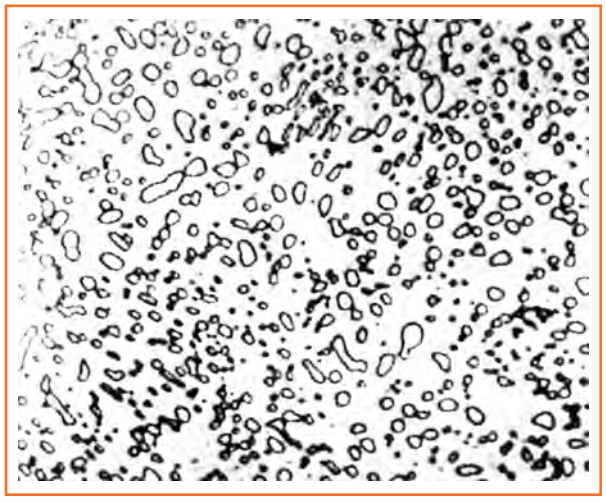


Figura 22. Estructura globular uniforme: finas partículas de cementita globular dentro de una matriz de ferrita blanda y mecanizable (X500).

de microestructura y/o el tratamiento más adecuado, para conseguir en el acero correspondiente una estructura lo más apta posible para el mecanizado.

Aunque existen algunas contradicciones, a pesar de las numerosas investigaciones habidas al respecto, se ha de tener en cuenta que la maquinabilidad no sólo es función de la estructura micrográfica del material que se mecaniza, sino que se ha de considerar, también, la resistencia mecánica y, asimismo, la dificultad de mecanizado de la pieza que se ha configurar.

RESUMEN

La composición química de los aceros en cuestión, determina la estructura y propiedades que caracterizan, principalmente, el mecanizado. La maquinabilidad se puede mejorar adecuando, previamente, la estructura de tales aceros –*aceros de construcción al carbono* y *aceros aleados*– mediante el tratamiento térmico más conveniente: (1) normalizado para el mecanizado de aceros al carbono hipoeutectoides, de medio y bajo carbono; (2) recocido – *de ablandamiento*, *globular*, *isotérmico*– para el mecanizado de aceros con alto carbono y aceros aleados de construcción de media/alta aleación.

La existencia de zonas duras en la masa matricial del material, es siempre un problema para las operaciones de mecanizado, ya que provoca el desgaste prematuro de las herramientas y, a veces, el desconchado de su filo.

La presencia, al mismo tiempo, de grandes masas compactas de ferrita dificulta muy mucho un correcto mecanizado. La ferrita, por su alta plasticidad, opone una resistencia considerable a la fragmentación de la viruta; y ocasiona, por contra, virutas relativamente largas y rizadas que son difíciles de evacuar; ver **figura 6**. (Parte I, de éste trabajo).

En los aceros de bajo y medio carbono [**C** = (0,15 ÷ 0,40%)] y, asimismo, en los aceros aleados de baja aleación, es absolutamente necesario romper la continuidad de la zona ferrítica, o al menos intentar disminuir su capacidad de formación.

Esto se logra, normalmente, mediante el tratamiento térmico de normalizado, con el que se procura obtener una masa matricial o estructura mixta, fina y uniforme, de perlita-ferrita; **figura 23**. Dicha microestructura interesa que tenga un buen grado de homogeneidad, referente a la forma y distribución de los constituyentes; circunstancia ésta que no se da en las estructuras bandeadas ni en las estructuras Widmannstätten; **figuras 24** y **25**.

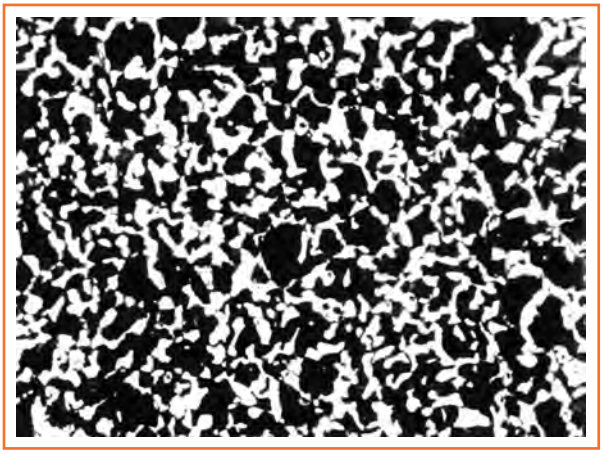


Figura 23. Estructura fina y uniforme de ferrita-perlita: estructura blanca-negra de un acero al carbono hipoeutectoide (**C 45**) con tratamiento térmico de normalizado (X100).

La estructura Widmannstätten es típica de colada. Para la correcta consecución de una estructura mixta de ferrita-perlita, es importante y necesaria la presencia en la masa matricial del acero:

- La cantidad o fracción optima, de ferrita-perlita.
- La morfología o forma de la perlita más conveniente.
- La anchura de las láminas de perlita y ferrita que es-

Figura 24. Estructura en bandas alternas de ferrita y de perlita de un acero de cementación de baja aleación **–20NiCrMo2–** con recocido de regeneración. Estructura propia de aceros con bajo contenido de carbono y en estado, normalmente, de recocido (X100).

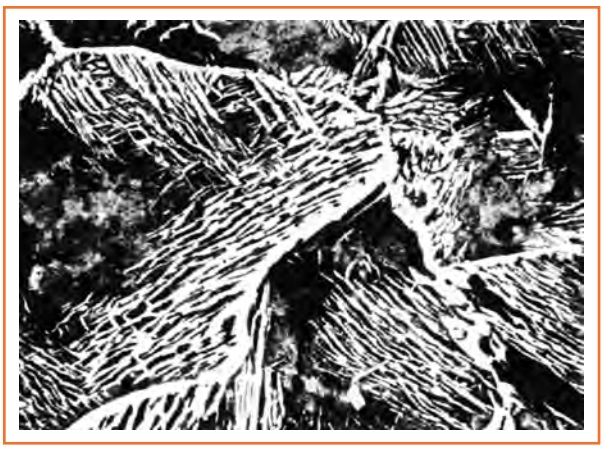


Figura 25. Típica estructura de Widmannstätten de un acero al carbono hipoeutectoide –acero **C 25–** en bruto de colada (X100).

tán en la práctica, íntimamente, relacionadas con la dureza de la masa matricial o estructura.

Finalmente en los aceros finos al carbono y en los aleados de construcción mecánica, de baja y media aleación, se puede determinar la estructura más idónea que favorezca un buen mecanizado, conseguido a través de un correcto tratamiento térmico.

- ***Aceros con un contenido de carbono inferior a* 0,25%** (**C** ≤ 0,25%). Conviene, para que mecanicen bien, una estructura de normalizado; estructura ésta compuesta de ferrita e islotes de perlita. Se mejoran los resultados cuando se realiza, adicionalmente, un calibrado por estirado –*reducción de la sección transversal* ≈ 15%–, con el consiguiente y beneficioso aumento de acritud, ya que esto facilita el mecanizado: normalizado + calibrado por estirado.

- ***Aceros con un contenido de carbono medio inferior a* 0,55%** (**C** ≤ 0,55%). Para mejorar el mecanizado de los aceros aleados de construcción, con carbono no superior al 0,55% (**C**≤ 0,55%), convienen estructuras que, normalmente, se obtienen mediante un recocido isotérmico: estructuras de ferrita-perlita no bandeada; figura 6.25. Los aceros que sólo tienen en su composición carbono [**C** = (0,35 ÷ 0,50%)], permiten un buen mecanizado cuando se les realiza un normalizado seguido de un revenido, a temperatura comprendida entre 600 y 630 °C: normalizado + revenido.

- ***Aceros con un contenido de carbono superior a* 0,60%** (**C** > 0,60%)**.** La maquinabilidad se mejora muy mucho, cuando este grupo de aceros –*al carbono* y *aleados de media/baja aleación*– presenta una estructura globular.

Con el recocido globular se obtiene una estructura que está constituida, principalmente, de glóbulos de cementita/perlita distribuidos de una forma uniforme en la masa matricial ferrítica, blanda y maquinable; ver **figura 22.** Pero en el caso de mecanizados lentos, brochado o tallado, la estructura de ferrita/perlita + perlita laminar, obtenida mediante recocido isotérmico, es la más apropiada para esas formas de mecanizado; **figura 26.**

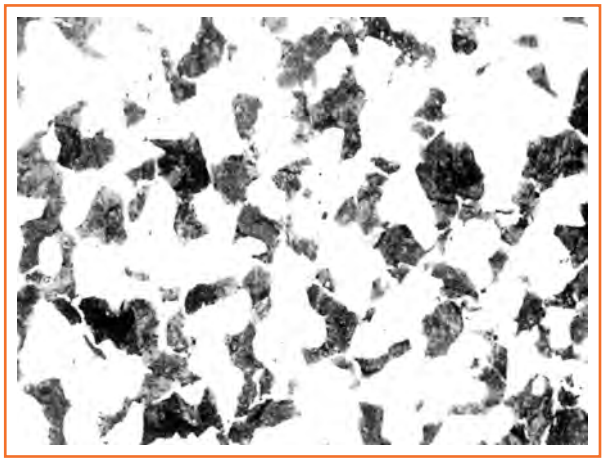


Figura 26. Estructura en bloque no bandeada de ferrita + perlita "estructura blanca y negra". Acero de cementación **20NiCrMo2** con recocido isotérmico (X150).

(Continuará)

FABRICAMOS:

MÁQUINAS PARA EL DESENGRASE, LAVADO Y LIMPIEZA TÉCNICA DE TODO TIPO DE PIEZAS INDUSTRIALES

Lavar, Desengrasar, Fosfatar, Secar... Todo tipo de piezas eliminando: Óxidos, fangos, pastas de pulir, pegamentos, virutas, ferrichas, aceites, grasas, polvo...
En máquinas de tipo: TÚNEL, ROTATIVAS, CUBAS, CABINAS, TAMBORES.

***Disponemos de laboratorio propio para el control de calidad de la limpieza.**

CUBAS

CABINAS

TÚNELES

ROTATIVAS

Bautermic S.A.

Tel: 933 711 558 - Fax: 933 711 408
www.bautermic.com
comercial@bautermic.com

alju

- Granalladoras.
- Instalaciones de chorreado manual y automático.
- Líneas de granallado y pintado.
- Filtros de aspiración.
- Piezas y calderería antidesgaste.
- Esmeriladoras pendulares.

FABRICANTES CON INGENIERÍA PROPIA

Teléf.: +34 944 920 111 • e-mail: alju@alju.es • www.alju.es

GRUPO PIROVAL

Hornos, secaderos e incineradores industriales Diseñados a medida

WWW.GRUPOPIROVAL.COM

COMBUSTION - AISLAMIENTO - INGENIERIA

TELF: 961 66 88 36 grupopiroval@grupopiroval.com

DIRECCIÓN :
Pol. Ind. El Oliveral III
C/ I , nave 1 CP:46394
Ribarroja (Valencia)

SU POKER DE ASES

REVISTAS PROFESIONALES DEL SECTOR INDUSTRIAL

PEDECA Press Publicaciones

C/ Goya, 20. 1º. • 28001 MADRID
Telf.: 91 781 77 76 • Fax: 91 781 71 26
pedeca@pedeca.es
www.pedeca.es

tenova B.M.I. El especialista en hornos para tratamientos térmicos al vacío

Temple gas y aceite
Revenido y recocido
Nitruración baja presión
Nitruración iónica
Cementación baja presión
Soldadura brazing
Sinterizado
MIM

APLICACIONES TERMOTECNICAS, S.L - Apdo. 4052 - 48080 BILBAO – ESPANA
TEL : 94.426.25.22 FAX: 94.426.22.62
info@aplitec-tt.com ; www.aplitec-tt.com ; www.bmi-fours.com

INGENIERÍA DE REFRACTARIOS Y COMBUSTIÓN
Compromiso y fiabilidad
DEGUISA
www.deguisa.com

TECRESA
TECNICAS DE REFRACTARIOS, S.A.U.
A member of the STEULER Group
EMPRESA LIDER EN MONTAJE, SUMINISTRO, MANTENIMIENTO Y SUPERVISION DE REVESTIMIENTOS REFRACTARIOS
Revestimientos Refractarios Industriales
Pavimentos Industriales – Protección de Superficies
Reparación y Refuerzo Estructural – Protección Pasiva contra Incendios
Ingeniería de Revestimientos Refractarios - Estudios de Eficiencia Energética
CENTRAL
Ribera de Zorrozaurre 15, 2º
Tf: +34 902 11 89 47·Fax: +34 944 48 37 32
48014 BILBAO
www.tecresa.com · tecresa@tecresa.com
DELEGACIONES
Asturias
Andalucia
Galicia
Cantabria

Flexinox INDUSTRIAL
www.flexinox.com
ESPECIALISTAS EN LA FABRICACIÓN DE ELEMENTOS PARA TRATAMIENTO TÉRMICO Y RECAMBIOS EN ACEROS REFRACTARIOS
TUBOS RADIANTES
MUFLAS
RETORTAS
UTILLAJES
CESTAS Y CRISOLES
CADENAS
REPARACIÓN Y TRANSFORMACIÓN DE HORNOS
(OBRAS REFRECTARIAS)
Representante para España de AUBE-LINDBERG
FILINOX, S.A.
C/ Sant Adrià, 78
08030 Barcelona
Tel.: 93 223 26 82
Fax: 93 223 26 87
customer@inoxidables.com

PYRO CONTROLE
CHAUVIN ARNOUX GROUP
SSi SUPER SYSTEMS INC.
TKK EREMA
TOKAI KONETSU KOGYO CO. LTD.
HITECH INSTRUMENTS LTD
WINNER TECHNOLOGY CO.,LTD.
주식회사 위너테크
❑ Sondas de oxígeno
❑ Analizadores de gases
❑ Pruebas de uniformidad de temp. AMS2750D, E y CQI9 r3
❑ Sondas de temperatura
❑ Videoregistradores
❑ Reguladores de temperatura
❑ Thyristores
❑ Resistencias CSi y MoSi2
❑ Automatización de hornos
ENTESIS technology
Guitard 72 baixos, E-08014 Barcelona
Tel. (+34) 93 410 54 54, Fax (+34) 93 419 97 33
www.entesis.net · e-mail:info@entesis.net

APLITEC
Utillaje tipo mecano, cestas, tubos radiantes
Fundición acero inoxidable refractario
CFC
CODERE SA
Utillaje forming
ECONOX SR
RD
APLICACIONES TERMOTECNICAS, S.L Apdo. 4052 - 48080 BILBAO - ESPANA
Tel: +34. 94.426.25.22 Fax:+34. 94.426.22.62 info@aplitec-tt.com www.aplitec-tt.com

tecno piro®

-temple -soldadura -recocido -sinterizado -revenido
HORNOS DEL VALLES, S.A.
Mancomunitat,3 08290 CERDANYOLA DEL VALLES
(Barcelona) T/ 93 692 66 12 Fax 93 580 08 27
hdv@tecnopiro.com tecnopiro.com

PROYCOTECME
HORNOS INDUSTRIALES
Especialistas en Tratamiento Térmico

Pol. Ind. Can Castell
c/ Industria, 113 - Nave 1-K
08420 Canovelles (Barcelona) Spain
Teléf.: +34 938 467 984
Fax: +34 938 401 492
www.proycotecme.com

interbil

Ingeniería Térmica Bilbao s.l.

Ingeniería y Productos para Hornos y Procesos Térmicos

P.I. Sangróniz, Iberre 1-M5
E-48150 SONDICA (Vizcaya)
Tel.: 94 453 50 78
Fax: 94 453 51 45
bilbao@interbil.es

- Ingeniería de Hornos.
- Suministro y fabricación de resistencias.
- Quemadores recuperativos y regenerativos.
- Reguladores de potencia.
- Sistemas de control de procesos.
- Control de atmósferas.

www.interbil.es

ARROLA®

SERVICIO INTEGRAL
PARA INSTALACIONES
DE TRATAMIENTO TERMICO

HORNOS INDUSTRIALES

DISEÑO Y FABRICACION DE INSTALACIONES - ASISTENCIA TECNICA
METROLOGIA Y CALIBRACION - CONTROL DE ATMOSFERA
SISTEMAS INFORMATICOS PARA CONTROL Y REGISTRO DE DATOS

POLIGONO INDUSTRIAL ARGIXAO, PAB. 60
E 20700 ZUMARRAGA (GIPUZKOA) SPAIN
TEL. (+34) 943 72 52 71 FAX. (+34) 943 72 56 34
info@arrola.es www.arrola.es

Su Proveedor de soluciones en Tratamiento de Superficies

Maquinaria y consumibles para granallado,
chorreado, shotpeening y acabado por vibración.

Gran Via de les Corts Catalanes 133, At.B, 08014, BARCELONA
Tel. +34 934211266 Fax. +34 934223137

wheelabrator
shaping industry

www.wheelabratorgroup.com • contact@wheelabratorgroup.es
Norican Group es la empresa matriz de DISA y Wheelabrator

S. A. METALOGRAFICA

DESDE 1949

TRATAMIENTOS TÉRMICOS

NUESTROS SERVICIOS	CAPACIDADES MÁXIMAS
• TT VACÍO DE: MOLDES, MATRICES Y HERRAMIENTAS • CEMENTACIÓN Y CARBONITRURACIÓN • NITRURACIÓN • NITROVAC-S®: NITROCARBURACIÓN ANTIOXIDANTE • TENIFER: NITRURACIÓN ANTIDESGASTE • TT ACERO RÁPIDO • HIPERTEMPLE • BONIFICADO, RECOCIDO Y NORMALIZADO • OXY-VAPOR®: TT ANTIGRIPANTE • NOXYT®: PAVONADO DURO • ANÁLISIS DE MATERIALES • ASESORAMIENTO METALÚRGICO • CARBOVAC®: CEMENTACIÓN VACIO • IONIT OX®: NITROCARBURACIÓN POR PLASMA	• TEMPLE EN VACÍO — ø 1500 x 2000 mm (Moldes hasta 2500 Kg) • NITRURACIÓN Y NITROCARBURACIÓN — ø 1000 x 1500 mm • CEMENTACIÓN, CARBONITRURACIÓN, BONIFICADOS — 1600 x 1600 x 700 mm (Piezas hasta 2000 Kg)

Polig. Ind. POLIZUR - Naves 4, 5 y 6
08290 CERDANYOLA (Barcelona)

www.metalografica.com
metalografica@metalografica.com

ACEMSA

Centro Metalográfico de Materiales

C/ Arboleda, 14 - Local 114
28031 MADRID
Tel. : 91 332 52 95
Fax : 91 332 81 46
e-mail : acemsa@gmx.es

Laboratorio de ensayo acreditado por ENAC

- *Laboratorio de ensayo de materiales : análisis químicos, ensayos mecánicos, metalográficos de materiales metálicos y sus uniones soldadas.*
- *Solución a problemas relacionados con fallos y roturas de piezas o componentes metálicos en producción o servicio : calidad de suministro, transformación, conformado, tratamientos térmico, termoquímico, galvánico, uniones soldadas etc.*
- *Puesta a punto de equipos automáticos de soldadura y robótica, y temple superficial por inducción de aceros.*
- *Cursos de fundición inyectada de aluminio y zamak con práctica real de trabajo en la empresa.*

Safe Cronite

L'esprit industriel

Diseño y fabricación de piezas fundidas en aleación de cromo / níquel

Safe Cronite - Ilárraza, 14 - 01192 ILARRAZA (ALAVA)
Tfno.: 609 419 325 - Fax: +33 243 212 463
E-mail: maricarmen.garcia@safe-cronite.com - www.safe-cronite.com

ERVIN

The World Standard for Quality

Ervin es el fabricante especialista en granalla de Acero y Granalla de Acero inoxidable.
No sólo ofrecemos la mejor calidad de granalla del mercado, sino también un excelente servicio técnico.

- **Máxima productividad, mínimo coste**
- **Desgaste reducido**
- **Reducción del polvo y de la eliminación de residuos**

Por favor, póngase en contacto con el Sr. Manuel Forn:
M +34 628 531 487 mforn@ervin.eu www.ervin.eu

- Gran disponibilidad de modelos.
- Alta variedad de calidades.
- Piezas a medida según plano.
- Tubos radiantes.
- Rodillos.
- Parrillas.
- Cestones/cadenas.
- Muflas/Potes de recocido.
- Recuperadores.

SCHMOLZ + BICKENBACH GUSS GmbH & Co. KG

REPRESENTANTE PARA ESPAÑA Y PORTUGAL:
Tecnymat Aceros, S.L.
Polígono Industrial Ugaldeguren 3 - Parcela 17-2, Nave 1
48170 Zamudio (Vizcaya)
Telef.: 944 710 035 - Fax: 944 710 227
tecnymat@tecnymat.com

SOLO Switzerland
Hornos industriales para el tratamiento térmico
www.soloswiss.es

SOLO Swiss SA
email : mail@solo.swiss - tel. : +34 656 878 067

■Bombas y sistemas de vacío
■Detección de fugas
■Servicio de alquiler
■Reparación y mantenimiento de cualquier marca, con garantía de 1 año
Especialistas en Tecnologías del Vacío
Leybold
Leybold Hispánica, S.A.
C/ Huelva, 7 · E-08940 Cornellá de Llobregat
T +34 93 666 43 11
F +34 93 666 43 70
info.ba@leybold.com
www.leybold.com

Borel
Standard Furnaces & Ovens
Switzerland
Hornos industriales y estufas
www.borel-hornos.com

Borel Swiss SA
email : mail@borel.swiss - tel. : +34 656 878 067

HOT écnicas en Hornos HOT S.L.
- HORNOS PARA TRATAMIENTO TÉRMICO
- UTILLAJES, PARRILLAS, CESTAS
- PINTURAS PROTECTORAS
- HORNOS DE LABORATORIO
- DISEÑO, CONSTRUCCION Y ASESORAMIENTO
- SERVICIO TÉCNICO, REPUESTOS
AICHELIN Group
Lohmann
Qualität in Edelstahl
Stop off paints LUISO
TECNICAS EN HORNOS HOT S.L.
Polígono Ibaiondo
Pabellón nº 13
20120 Hernani - Spain
e-mail: hot@tecnicashot.com
TF : + 34 943 33 72 33
Fax : + 34 943 33 72 34
Mv. : + 34 609 20 00 90

Termopares especiales
calibraciones ENAC
automatización de procesos
Reguladores
Video-Registradores
pirometro infrarrojo
calibración hornos de vacio
experiencia
desde -200 a 2400ºC
Termopares
SCI Suministro y Calibracion Industrial s.l.
www.sciempresa.com
sondas pt-100
instrumentación
servicio técnico
calibración insitu
calibración TUS
cámara termografica
todo en temperatura
Indicadores
consultoria AMS-2750-D
calibración SAT
expertos en normativa aeronáutica
Ribera de Axpe,11,d2,L203,48950 Erandio tel.944765276 sci@sciempresa.com

insertec
Furnaces & Refractories
Etxerre Kaminoa 21 \
48970 Basauri \
Bizkaia \ Spain
Tel.: +34 - 944 409 420
Fax: +34 - 944 496 624
email: insertec@insertec.biz
www.insertec.biz

HEA
SINCE 1945
HORNOS INDUSTRIALES
www.alferieff • hea@hornoshea.com
Tel: 916396911 • MADRID

SPECTRO AMETEK
MATERIALS ANALYSIS DIVISION
Analizadores Estacionarios de Metales
La solución integral para sus necesidades de análisis de metales
SPECTROLAB
Máximas prestaciones para la siguiente generación de analizadores de metal
SPECTROMAXx
El Analizador de Metales Preferido
SPECTROCHECK
Las máximas prestaciones y fiabilidad al precio más bajo posible

SPECTRO Hispania SL • PAE Asuarán – Edificio Enekuri, nave 9 • 48950 Erandio, Vizcaya • Tel.: +34.94.471.0401 • Fax: +34.94.471.1741 • Email:comercial@spectro.es • www.spectro.com

INDICE de ANUNCIANTES

ACEMSA 48
ALJU 46
APLITEC 47
ARROLA 7
BAUTERMIC 46
BMI 47
BOREL SWISS 49
DEGUISA 47
ENTESIS 47
ERVIN AMASTEEL 13
FLEXINOX 47
FÓRUM TABIRA 15
GRUPO PIROVAL 46
HEA . . . . . CONTRAPORTADA
HORNOS DEL VALLÉS 47
HOT 23
INDUSTRY TOOLS 35
INSERTEC 49
INTERBIL 5
LEYBOLD HISPÁNICA 49
LIBROS TRATAMIENTOS TÉRMICOS . . . 39
ONDARLAN 9
PROYCOTECME 47
PUMP&VALVE 33
REVISTAS TÉCNICAS . . . . . Int. CONTRAPORTADA
S.A. METALOGRÁFICA 48
SAFE 17
SAFE CRONITE 48
SOLO . . . . . PORTADA
SPECTRO 49
SUBCONTRATACIÓN . . . . . Interior PORTADA
SUMINISTRO Y CALIBRACIÓN 21
TECNYMAT ACEROS 11
TECRESA 47
WHEELABRATOR 48

Próximo número

DICIEMBRE

Gases especiales. Atmósferas. Fuentes de energía. Dispositivos ópticos. Equipos e instrumentos de control y medición. Hornos de temple, revenido. Lubricantes. Hornos de gas y electricidad. Tratamiento térmico de moldes. Transporte y elevación. Tratamiento de superficies. Hornos de cinta. Medio ambiente.

SU MEJOR COMUNICACIÓN

REVISTAS PROFESIONALES DEL SECTOR INDUSTRIAL

PEDECA Press Publicaciones

SOMOS SU MEDIO

C/ Goya, 20. 1º. • 28001 MADRID • Telf.: 91 781 77 76 • pedeca@pedeca.es • www.pedeca.es

HORNO ELÉCTRICO PARA CALENTAMIENTO DE MOLDES DE ALUMINIO

HEA
SINCE 1945

HORNOS INDUSTRIALES

www.alferieff.com • hea@hornoshea.com
Telféfono: +34 91 639 69 11