

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.





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







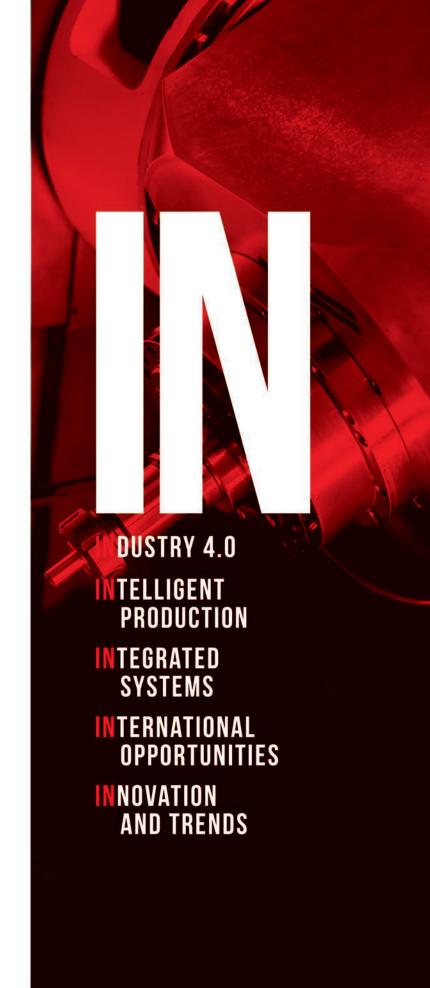


BILBAO-SPAIN 28 MAY/1 JUN 2018

Collaborators:







Organizers:



www.afm.es



www.biemh.com



ARROLA

ARROLA diseña instalaciones para el tratamiento térmico de metales férricos y no férricos, dentro de las tecnologías de vacío y atmósfera controlada, con tecnologías innovadoras y adaptadas a los requerimientos solicitados.

Sus soluciones técnicas, la capacidad de servicio y la cercanía al cliente hace de **ARROLA** un proveedor de instalaciones único dentro del mercado na-

ARROLA

Polígono Industrial Argixao, 60 20700 ZUMÁRRAGA GUIPÚZKOA - ESPAÑA Teléf.: (+34) 943 725 271 Fax: (+34) 943 725 634 www.arrola.es info@arrola.es

Sumario · Junio 2018 - Nº 65

Información

- Fórum de ARCAS Por Juan Martínez Arcas 4
- Acuerdo de colaboración entre Bilbao Exhibition Centre y la Agrupación Empresarial para el Desarrollo de Técnicas de Fabricación Aeronáutica Avanzada
- Innovatlántico convertirá a Vigo en referencia del Noroeste Peninsular en la Revolución industrial 4.0
- Coyuntura del metal Por Confemetal 10
- Aumento de la resistencia mecánica mediante tratamientos por inducción en planchones de acero microaleado, laminados en caliente Por G. Larzabal, N. Isasti, J. M. Rodríguez Ibabe y P. Uranga
- Desgaste abrasivo de fundiciones blancas altamente aleadas, sometidas a temple en aceite y sucesivos revenidos Por José Florentino Álvarez Antolín, Laura Francos Garrote, Alejandro González Pociño, C. Benito del Río López y Juan Asensio Lozano
- Algunas consideraciones sobre los aceros de construcción mecánica destinados a la industria automovilística (Parte I) - Por Manuel Antonio Martínez Baena
 34

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, 1° - 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 Gráfica:

Redactor honorífico:

José María Palacios

Colaboradores:

Manuel A. Martínez Baena, Juan Martínez Arcas v 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



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, 1° - 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.

En esta ocasión intentaremos ver con algunos ejemplos y condiciones diferentes, aspectos tan importantes como es el de la MAQUINABILIDAD y que de alguna forma resumiría los apartados 5 y 6 de esta interesante información técnica sobre el acero 17-4 PH.

Nota: En la próxima Revista de "TRATER Press" resumiremos esta importante aportación sobre este interesante acero como es el 17-4 PH, con aplicaciones de casos reales y contrastados por su excelente comportamiento en servicio.

Acabado de Superficie			Comentarios	Dureza Rockwell Tipica	Promedio de Recor SF/M (Máquina-Herramie Automática)
		Н 1150-М	Condición con tratamiento térmico especial para características de conformado en frío y resiliencia a baja temperatura mejoradas. Se recomienda precaución al escoger esta Condición para mejor mecanibilidad. Esta Condición proporcionará buenos promedios de recorte en operaciones de torneado; sin embargo, otras operaciones como perforación y avellanado resultarán más difíciles. El acabado superficial no es tan bueno como el obtenido en otras Condiciones de termotratamiento.	C-27	100-130
		H 1150	La mecanibilidad mejora a medida que aumenta la	C-33	80-100
		H 1100	temperatura de endurecimiento. Con alguna dificultad se obtiene un aumento de los promedios de recorte en el acabado de superficie. Las	C-34	75- 95
	rficie	H 1075	mejores características de maquinado total se obtienen con material en Condición H 1150.	C-36	70 - 90
de la Maquinibilidad	lo de Supe	A (Tratado por Solubilización)	Mecanibilidad, promedio de recorte y acabado de superficie comparables a los tipos 302 y 304.	C-34	60 - 70
a Maqu	Acabad	H 1025 H-925	La mecanibilidad mejora a medida que aumenta la temperatura de endurecimiento.	C-38 C-42	50 - 70 30 - 50
Mejora de l	Mejora del Acabado de Superficie	H-900	La elevada dureza y resistencia limita la mecanibilidad, especialmente en el laminado y conformado. Utilizar carburos para producción máxima.	C-44	20 - 30

Tabla 3. Maquinabilidad o Mecanibilidad relativa del 17-4 PH y según sean las Condiciones estructurales de los T.T.



Furnaces & Refractories



www.insertec.biz



WHERE ENGINEERING BECOMES HEAT

Etxerre Kaminoa 21 \ 48970 Basauri \ Bizkaia \ Spain

Tel.: +34 - 944 409 420 (Furnaces) +34 - 944 409 450 (Refractories)



Acuerdo de colaboración entre Bilbao Exhibition Centre y la Agrupación Empresarial para el Desarrollo de Técnicas de Fabricación Aeronáutica Avanzada

abier Basañez, Director General de Bilbao Exhibition Centre –BEC– y Alfredo López Diez, Gerente-Administrador de la Agrupación Empresarial para el Desarrollo de Técnicas de Fabricación Aeronáutica Avanzada –AEDTFAA–, han firmado recientemente un convenio de colaboración cuyo objetivo es la ejecución conjunta de diferentes actividades en el marco del desarrollo de tecnologías de fabricación avanzada aplicables en la industria aeronáutica.

Para llevar a cabo este acuerdo, BEC se compromete a apoyar y facilitar la promoción y difusión de las actividades de esta Agrupación ligada al Centro de Fabricación Avanzada Aeronáutico – CFAA – a través de sus ferias y eventos de carácter industrial.

En este sentido, y como primera acción del acuerdo, el CFAA estará presente como expositor del 28 de mayo al 1 de junio en la celebración de la 30 BIEMH con un stand que se ubicará en el pabellón 1 del recinto ferial.

Asimismo, la tarde del 29 de abril, el CFAA llevará a cabo una conferencia que se celebrará en paralelo a la BIEMH, cuyo programa abordará "Las máquinas para los motores de aeronaves del 2025".

Por su parte, la Agrupación se compromete a incluir a

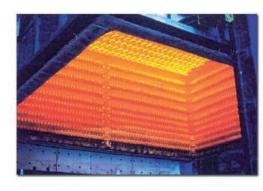
BEC como Socio Colaborador y a promover la participación de los socios de la Agrupación en las actividades llevadas a cabo por BEC ligadas a las temáticas de interés del centro: Fábrica del futuro, Manufactura avanzada, Industria 4.0...

La Agrupación Empresarial para el Desarrollo de Técnicas de Fabricación Aeronáutica Avanzada, constituida en 2014, tiene como objetivo promover y coordinar actividades I+D en colaboración con diversas instancias públicas del País Vasco, en relación al desarrollo de tecnologías de fabricación avanzada aplicables a la industria aeronáutica, así como la posterior transferencia de resultados de dicha I+D al entorno productivo asociado a la cadena de valor del sector.



Hornos Laboratorio e industriales





Quemadores

recuperativos y regenerativos









Reguladores de Potencia

a Tyristores:

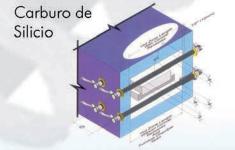






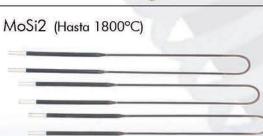






Fabricación de resistencias,

en hilo o pletina conformadas a medida segun plano.





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



Innovatlántico convertirá a Vigo en referencia del Noroeste Peninsular en la Revolución industrial 4.0

nnovatlántico celebrará su I edición los días 4 y 5 de Octubre en Vigo en el Exhibition Center del Muelle de Trasatlánticos, situado en el centro de la ciudad.

Entramos de lleno en la 4ª Revolución Industrial que se configura como un concepto, todavía no alcanzado, que nos llevará a un nuevo hito en el desarrollo industrial, que sin duda marcará importantes cambios sociales en los próximos años, haciendo un uso intensivo de Internet y de las tecnologías punta.

Para divulgar estas nuevas tecnologías, a partir del I+D+I que cada vez están más implementadas en nuestras vidas, nace Innovatlántico Salón de los Avances Tecnológicos, la plataforma de las nuevas tecnologías en el Noroeste Peninsular, incluido el Norte de Portugal.

Innovatlántico será una cita de referencia en el Noroeste de la Península Ibérica para conocer, divulgar, debatir y mostrar todos los avances que se producen en investigación, desarrollo e innovación y prestación de servicios ligados a las nuevas tecnologías en diversas materias como medicina, Inteligencia Artificial, drones e industria aeroespacial, vehículos autónomos, robótica, etc. Además, acogerá un área de exposición y un espacio dirigido a la reflexión y el conocimiento a través de un espacio de debate y opinión, denominado Fórum Innovatlántico.

Además, contará con un espacio dirigido a la reflexión y el conocimiento a través de un espacio de debate y opinión, denominado Fórum Innovatlántico, donde expertos en distintas materias nos ofrecerán su visión de cuales son las claves de esta cuarta revolución industrial y sus consecuencias y oportunidades.

El salón acogerá un área de exposición sectorizada:

- Drones e Industria Aeroespacial.
- Industria 4.0.
- Tecnologías inteligentes.
- Impresión 3D.
- Robótica.
- Ingeniería Naval.
- Sistemas pesqueros de monitorización y teledetección
- Mobile y Telecomunicaciones.
- Aplicaciones en medicina, telemedicina, diagnósticos, etc

Vigo es uno de los principales centros de producción del Noroeste de la Península Ibérica y se encuentra en un lugar privilegiado de relación con Portugal. El Puerto ha sido tradicionalmente el escenario del desarrollo de la ciudad y de esta vocación de relación e intercambio.

La ciudad cuenta con centros tecnológicos, como el CTAG (Centro Tecnológico de Automoción de Galicia); CECOPESCA (Centro Tecnológico de la industria conservera); CETMAR (Centro Tecnológico del Mar). También acoge importantes centros de investigación, como el IEO (Instituto Español de Oceanografía) o el (IIM-CSIC) Instituto de Investigaciones Marinas) o la Agencia Europea de Control de la Pesca (EFCA).

En Portugal, a menos de 100 kilómetros de la ciudad se encuentra el INL (International Iberian Nanotechnology Laboratory) Laboratorio Ibérico de Nanotecnología de Braga, referente mundial en esta materia. Ciudades como Braga, Viana do Castelo o el mismo Oporto, son ciudades dinámicas con un amplio tejido industrial volcado en la aplicación de nuevas tecnologías aplicadas a los procesos industriales.

HORNOS DE INDUCCIÓN

PARA FORJA INDUCTOFORGE DE INDUCTOTHERM



MODO STAND-BY:

MINIMIZA LOS RECHAZOS EN PARADAS Y ARRANCADAS



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



Coyuntura del metal

Por Confemetal

Actividad Productiva

La producción industrial de Metal, medida con el Índice de Producción del Metal (IPIMET) aumentó un 3,2% en febrero, tras el 7,9% registrado en enero, manteniendo un notable ritmo de crecimiento. El índice corregido de efecto calendario anota en este mes un crecimiento del 3,2%, respecto al mismo mes del año anterior, tras el 3,4% registrado en el mes de enero.

En el acumulado del año, en febrero se anota un aumento del 5,4% (3,3% en 2017), y un 3,3% en la serie

INDICADORES DE ACTIVIDAD DE LA INDUSTRIA DEL METAL

Códigos CNAE 2009. Base 2010=100

% sobre mismo período		ación - Índ Producció			ación - Índ a de Nego		% variación - Índices Entrada de Pedidos		
del año anterior	feb-18	ene-18	ENE-FEB 18	feb-18	ene-18	ENE-FEB 18	feb-18	ene-18	ENE-FEB 18
24. Metalurgia, fab. productos acero, acero y ferroaleaciones	5,1	3,6	4,3	13,0	14,7	13,9	16,1	15,3	15,7
25. Fab. prod.metálicos exepto maquinaria y equipo	6,3	7,1	6,7	6,6	8,0	7,3	5,8	5,6	5,7
26. Fab. prod. informáticos, electrónicos y ópticos	2,0	0,7	1,4	4,6	2,8	3,7	5,1	-3,2	0,9
27. Fabricación de material y equipo eléctrico	-0,9	9,5	4,1	9,3	2,8	6,1	0,6	-3,7	-1,6
28. Fab. de maquinaria y equipo n.c.o.p. (*)	7,8	20,7	13,6	2,9	14,9	8,3	-15,8	17,5	-0,8
29. Fab. vehículos de motor, remolques y semirremolques	-2,4	3,2	0,2	-0,5	6,3	2,6	5,0	2,2	3,7
30. Fabricación de otro material de transporte	-0,4	4,8	1,9	12,1	-6,0	5,1	-41,5	180,5	33,4
33. Reparación e instalación de maquinaria y equipo	11,3	15,5	13,3	2,8	-1,0	1,0	0,3	-21,3	-12,9
Industria del Metal	3,2	7,9	5,4	5,1	6,9	6,0	-1,8	11,3	4,6

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

VI

FÓRUM TÉCNICO INTERNACIONAL DE ESTAMPACIÓN EN CALIENTE

2018









Solicitud de información del evento, mediante email a info@iftabira.org o a través de la web http://bit.ly/2FboaAJ





corregida del calendario (2,7% en 2017). Por ramas de actividad en el mes de febrero, cabe destacar el tono positivo del índice interanual en todas las actividades del sector menos en la fabricación de vehículos a motor, remolques y semirremolques, la fabricación de material y equipo eléctrico, y fabricación de otro material de transporte.

El Índice de Cifra de Negocios de la Industria del Metal (ICNMET), que mide la evolución de la demanda actual y la facturación, aumentó en febrero un 5,1% (provisional), tras el 6,9% de enero.

En el acumulado del segundo mes de 2018, se anota una tasa de variación positiva del 6% (6,5% en 2017).

La evolución de la cifra de negocio, según las ramas de actividad del Metal en el mes de febrero, ha sido positiva en todas las ramas de producción menos en la fabricación de vehículos de motor, remolques y semi-rremolques que ha descendido ligeramente.

El Índice de Entrada de Pedidos de la Industria del Metal (IEPMET), que mide la evolución de la demanda futura, tuvo un decremento en febrero de -1,8% (provisional), después del fuerte incremento del 11,3% registrado en enero, acumulando así en lo que va de año un incremento del 4,6%.

Según las ramas de actividad, la evolución de la entrada de pedidos en el mes de enero ha sido positiva en todas las ramas de actividad, a excepción de la fabricación de maguinaria y equipo, y de otro material de transporte.

Comercio Exterior

Las exportaciones del Sector del Metal en febrero aumentaron un 1,9% en comparación al mismo mes del año anterior, después del incremento de enero, del 5,5%. En lo que va de año, las exportaciones suben la tasa del año hasta el 3,6%, en comparación al mismo periodo del año anterior.

Por su parte, las importaciones del Metal disminuyeron en febrero un -0,8%, después del incremento del 6,1% de enero. En lo que va de año, las importaciones registran una tasa de 2,5%, en comparación al mismo periodo del año anterior.

El saldo comercial en febrero fue negativo (-514 millones de euros) aumentando el saldo negativo registrado en el mes de enero anterior (-1.001 millones de euros). En el segundo mes del año se acumula un déficit de -1.515 millones.

Por tipos de bienes y para el mes de febrero, las exportaciones de metales comunes y sus manufacturas suben un 10%, las de maquinaria, aparatos y material eléctrico caen 0,2%, las de material de transporte suben un 0,7% y las de instrumentos mecánicos de precisión bajan un 6,9%.

Asimismo, las importaciones de metales comunes y sus manufacturas aumentan un 4,3%, las de maquinaria, aparatos y material eléctrico bajan un 7,1%, las de material de transporte suben un 5,3%, sin embargo, las de instrumentos mecánicos de precisión descienden un 5,8%.

Mercado Laboral

El número de afiliados a la Seguridad Social en la Industria del Metal alcanzó en el mes de marzo de 2018 la cifra de 765.546 personas, lo que supone 2.932 personas más con respecto al mes anterior y 34.413 más que en el mismo mes del año anterior.

En términos relativos, se anota un incremento del 4,7% interanual, cuatro décimas menos que el registrado en febrero, lo que parece confirmar una ligera ralentización en el ritmo de creación de empleo.

Se alcanza así un promedio en el primer trimestre del año la cifra de 761.094 afiliados, un 4,9% superior al crecimiento registrado en el mismo trimestre del año anterior.

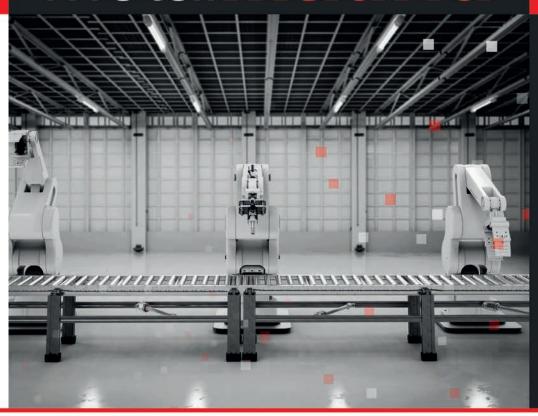
Según la EPA, el número de ocupados en la Industria del Metal (divisiones CNAE 2009 del 24 al 30 y el 33) alcanzó la cifra de 992.300 en el primer trimestre de 2018, lo que supone un aumento del 2,7% respecto al mismo trimestre del año anterior y 26.000 empleos más que un año antes, aunque respecto al trimestre anterior, se han registrado 16.100 empleos menos.

El número de parados EPA en la Industria del Metal en el primer trimestre de 2018 alcanzó la cifra de 56.000 personas, lo que supone un aumento del 17,2% en comparación al mismo trimestre del año anterior, alcanzándose en la media de año 2018 un total de 56.600 personas desempleadas de media en toda la Industria del Metal, lo que supone un aumento del 17,2% con respecto al año anterior. La población activa se mantiene por encima del millón de personas (1.048.300), un 3,4% más que en el mismo trimestre del año anterior. La tasa de paro sube hasta el 5,3% de la población activa, desde el 4,6% del trimestre anterior.



metalmadrid

www.metalmadrid.com



26 - 27 **SEPTIEMBRE**

IFEMA

LA FERIA DE LA INNOVACIÓN INDUSTRIAL EN ESPAÑA







MANUFACTURING AREA



REGÍSTRATE ONLINE

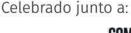
CÓDIGO DE REGISTRO: 209

*Entrada gratuita sólo con registro online. Taquilla: 15€

+500 EXPOSITORES +10.000 VISITANTES

Máquina-Herramienta | Automatización | Robótica | Industria 4.0 | Composites | Soldadura | Subcontratación | Tratamiento de superficies | Medida, inspección, calidad y testing | Componentes para maquinaria | Equipos de protección individual | Fabricación aditiva







Patrocinadores oficiales del evento:













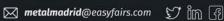


Colaboran:











EVOLUCIÓN DE LOS PRECIOS MEDIOS (1) - PRODUCTOS SIDERÚRGICOS

(Índice Base Octubre 2003 = 100)

AÑO 2016-2017	ост	NOV	DIC	ENE	FEB	MAR
- Perfiles estructurales (HEB)	147	153	156	N/D	156	152
- Perfiles comerciales (angulares)	155	158	158	162	161	158
- Corrugado	150	151	160	168	163	159
- Chapa laminado frío	156	156	158	162	164	164
- Chapa laminado caliente	162	162	168	178	181	181
- Chapa galvanizada	159	155	159	160	164	164
- Tubos decapados	153	157	161	168	170	173
- Tubos decapados	97	98	103	110	115	115

(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 (ORRUGA	ADO
2014 - 100	T NOV	DIC	ENE	FFD

	Índice Base enero 2014 = 100	NOV	DIC	ENE	FEB	MAR	ABR
l	INDICE	102,83	104,52	110,6	111,04	110,05	109,09
	% var. con respecto al mes anterior	0,53	1,64	5,82	0,40	-0,89	-0,87
	% variación con respecto al mismo mes del año anterior	15,54%	10,17%	13,18%	18,59%	16,91%	17,19%

Fuente: Cámara de Comercio de España

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 abril de 2018 fue 109,09 puntos, lo que supone una variación del -0,87% respecto al dato de marzo (110,05).

Con respecto al mismo mes del año anterior, el Índice de Precios ha aumentado un 17,19%.

Próximos números TRATE Press

Septiembre

N° Especial **FÓRUM ESTAMPACIÓN** (Bilbao).

 N° Especial PROVEEDORES. Hornos industriales. Espectrómetros. Equipos de control. Quemadores. Arenas y su preparación. Aglomerantes. Resinas. Bentonitas. Machos, modelos. Enfriadores. Desmoldeantes.

Noviembre

N° Especial TRATER DAY (Bilbao).

Homos de inducción. Quemadores. Estufas. Secaderos. Homos para tratamiento térmico del aluminio y aleaciones ligeras. Aceros para herramientas, fundiciones y moldes. Construcción de herramientas. Medidas. Control no destructivo, temperatura, dureza.







NNOVÁTLÁNTICO salón de las nuevas soluciones tecnológicas

4 y 5 DE OCTUBRE 2018

EXHIBITION CENTER — ESTACIÓN MARITIMA



VIGO: EJE DINAMIZADOR DEL NOROESTE PENINSULAR



Muelle de Trasatlánticos VIGO s/n. C.P.: 36202 VIGO.
TELÉFONO: +34 886 117 898 | MÓVIL: +34 693 737 287
info@saloninnovatlantico.com www. saloninnovatlantico.com
twitter.com/InnovAtlantico www.facebook.com/SALONInnovatlanticoVIGO

Tratamiento térmico por inducción: Cómo integrarlo fácilmente en tu producción

ada vez más empresas empiezan a considerar la posibilidad de incluir entre sus procesos el tratamiento térmico de piezas, decisión que conlleva una serie de beneficios como el control total de la calidad, la reducción de plazos de entrega, disminución de costes debidos al transporte de las piezas hasta los centros de tratamiento y la flexibilidad en las producciones de piezas.

Firmas de ámbito internacional ya lo han incorporado

La empresa española GH Induction ha lanzado la nueva familia de máquinas verticales por inducción, TVK, para facilitar a la pequeña y mediana empresa la integración del tratamiento térmico en sus plantas de manera sencilla y asequible.

Ya cuentan con esta solución clientes nacionales como CIE Automotive, APRIM y Betsaide; e internacionales como Black & Decker, Dana, VBG y Atlas Copco.

Las claves para facilitar la integración en la producción son: la facilidad de uso y mantenimiento incluso sin experiencia en esta tecnología, el soporte técnico constante de GH; y una inversión asequible gracias al diseño compacto y estandarizado de las máguinas.

Presencia en Biemh

GH Induction presentará en su stand H-46 pabellón 4 durante la Biemh, del 28 de mayo al 1 de junio, esta solución junto a otras innovaciones como los generadores de inducción de Carburo de Silicio y la exclusiva fabricación aditiva (impresión 3D) de inductores.





Con más de 55 años en el mercado a nivel mundial, GH Induction sigue diferenciándose por la innovación en sus soluciones.



TVK-S800

TVK-S1000











Ejemplos de piezas tratadas por inducción con la familia TVK.









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

The World Standard for Quality

www.ervin.eu

Próximos números

TRATE Press

Septiembre

Nº Especial FÓRUM ESTAMPACIÓN (Bilbao).

N° Especial PROVEEDORES. Hornos industriales. Espectrómetros. Equipos de control. Quemadores. Arenas y su preparación. Aglomerantes. Resinas. Bentonitas. Machos, modelos. Enfriadores. Desmoldeantes.

Noviembre

N° Especial TRATER DAY (Bilbao).

Hornos de inducción. Quemadores. Estufas. Secaderos. Hornos para tratamiento térmico del aluminio y aleaciones ligeras. Aceros para herramientas, fundiciones y moldes. Construcción de herramientas. Medidas. Control no destructivo, temperatura, dureza.

Aumento de la resistencia mecánica mediante tratamientos por inducción en planchones de acero microaleado, laminados en caliente

Por G. Larzabal, N. Isasti,*, J.M. Rodriguez Ibabe y P. Uranga. CEIT y Tecnun (Universidad de Navarra)

RESUMEN

En los últimos años, en la producción de planchones de alta resistencia, se han desarrollado innovadores procesos termomecánicos con el fin de promover un endurecimiento adicional, que permita el cumplimiento de los crecientes requerimientos. El endurecimiento por precipitación es un mecanismo ampliamente extendido en la fabricación de chapa delgada, ya que se puede optimizar ajustando los parámetros de bobinado. Sin embargo, el endurecimiento por precipitación en planchones gruesos presenta limitaciones, debido a la escasa precipitación que puede tener lugar durante el enfriamiento tras la laminación en caliente. En este contexto, el calentamiento por inducción posterior puede ser una alternativa a la hora de mejorar sus actuales propiedades mecánicas. En el presente trabajo se han realizado ensayos de compresión plana, con la finalidad de reproducir las condiciones de laminación en caliente de planchones, empleando varios aceros de bajo contenido en carbono y microaleados con Nb, Nb-Mo y Ti-Mo. Tras el enfriamiento hasta temperatura ambiente, se han aplicado calentamientos rápidos para simular tratamientos por inducción, lo que permite evaluar el efecto de estos tratamientos rápidos en la microestructura y por consiguiente, en las propiedades mecánicas. Este estudio ha permitido confirmar las posibilidades de endurecimiento que conlleva la aplicación de tratamientos por inducción.

1. INTRODUCCIÓN

Con la finalidad de cumplir los cada vez más exigentes requerimientos de mercado, en las últimas décadas se están desarrollando nuevos aceros y novedosos procesos termomecánicos controlados, que favorecen una buena combinación resistencia-tenacidad. Mediante la adición de elementos microaleantes, tales como el Nb, Ti y Mo, se pueden obtener notables mejoras que favorezcan el cumplimiento de los requisitos de mercado. Por una parte, el Nb permite acumular deformación en la austenita, promoviendo la formación de una microestructura más fina. Por otro lado, el Mo favorece la formación de fases no-poligonales más bainíticas, trayendo consigo la mejora de las propiedades de resistencia (Isasti et al., 2013). Finalmente, los aceros microaleados con Ti y Mo muestran un buen equilibrio entre resistencia y ductilidad, debido a la combinación de matriz ferrítica y precipitación fina (Yen et al., 2011).

En este contexto, los tratamientos de inducción pueden favorecer el incremento de los niveles de resistencia actuales en planchones laminados en caliente sin afectar en la productividad. Los tratamientos de inducción promueven la formación de nuevos nanoprecipitados que traen consigo el aumento del límite elástico de los planchones sin que la microestructura se vea afectada. Este enfoque ha sido propuesto previamente para tratamientos convencionales y en aceros microaleados con Nb (Xie

et al., 2015), mientras que la estrategia basada en calentamientos por inducción rápidos ha sido menos estudiada. En un reciente trabajo, se han analizado los beneficios asociados a la tecnología basada en tratamientos de inducción para planchones bainíticos (Larzabal et al., 2016). Los resultados del estudio sugieren que la alta densidad de dislocaciones de una matriz bainítica ofrece lugares de nucleación, para que los carburos precipiten durante el tratamiento rápido por inducción y ejerzan un efecto endurecedor.

El objetivo de este trabajo es el estudio de la influencia de un tratamiento rápido de inducción, tanto en las propiedades mecánicas como en la microestructura en tres aceros de bajo contenido en C y microaleados. Mediante ensayos de compresión plana se han simulado las condiciones de laminación en caliente de planchones y posteriormente, se han aplicado tratamientos de inducción a diferentes temperaturas, lo cual permite la evaluación de los tratamientos rápidos en la microestructura y en las propiedades de resistencia.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se han seleccionado tres aceros con bajo contenido en C microaleados con Nb, NbMo y TiMo, cuya composición se detalla en la Tabla 1. Se han realizado ensayos de compresión plana siguiendo el ciclo termomecánico descrito en la Figura 1. El ciclo termomecánico incluye

Tabla 1. Composición química de los aceros estudiados.

	С	Mn	Si	Р	s	Nb	Мо	Ti	Al	N
Acero Nb	0.040	1.55	0.20	0.017	0.006	0.034	-	-	0.01	0.005
Acero NbMo	0.049	1.60	0.21	0.019	0.007	0.035	0.2	-	0.02	0.007
Acero TiMo	0.048	1.61	0.20	0.020	0.006	-	0.2	0.09	0.02	0.004



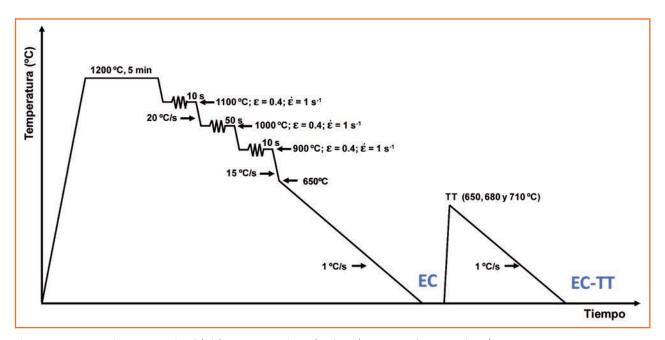


Figura 1. Representación esquemática del ciclo termomecánico aplicado en los ensayos de compresión plana.

un calentamiento a 1.200 °C durante 5 minutos, tras el cual se aplican tres pasadas de deformación. Las dos primeras (ϵ = 0.4) se aplican a 1.100 y 1.000 °C, por encima de la temperatura de no recristalización (T_{nr}) para conseguir una austenita recristalizada fina. La última pasada de deformación (ϵ = 0.4) se aplica por debajo de la T_{nr} , a 900 °C, con el fin de obtener una austenita con deformación acumulada. Tras la última deformación, las muestras se enfrían a 15 °C/s hasta 650 °C y posteriormente, a 1 °C/s hasta temperatura ambiente. Mediante esta estrategia de enfriamiento se obtiene una microestructura bainítica en todas las composiciones químicas.

Las muestras obtenidas tras el enfriamiento acelerado hasta 650 °C y su posterior enfriamiento lento hasta temperatura ambiente, se indicarán en posteriores secciones con el término EC (Enfriamiento Continuo). A continuación, se simula el tratamiento térmico de inducción (a partir de ahora se denominará EC-TT), que consta de un calentamiento rápido hasta tres temperaturas de tratamiento diferentes (650, 680 y 710 °C). Finalmente, las muestras se enfrían a una velocidad de enfriamiento lenta de 1 °C/s.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

A partir de las muestras de compresión plana se han mecanizado probetas de tracción y se han obtenido muestras con las que realizar un completo análisis microestructural. En los siguientes apartados, se analizará el efecto de la composición y de la temperatura de tratamiento de inducción, tanto en las propiedades de resistencia como en las microestructuras resultantes.

3.1. Ensayos de tracción

Mediante los ensayos de tracción, se han obtenido los valores de límite elástico para cada composición química y condición estudiada. En la Figura 2 se muestran los

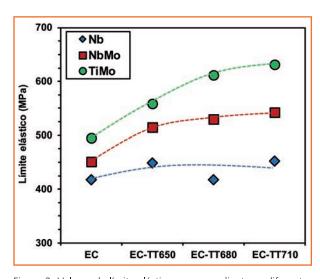


Figura 2. Valores de límite elástico correspondientes a diferentes aceros y condiciones: muestras antes (EC) y después del tratamiento de inducción (EC-TT650, EC-TT680 y EC-TT710).

valores de límite elástico para los tres aceros antes del tratamiento térmico (EC) y en todo el rango de temperaturas de tratamiento de inducción (EC-TT). Se distinguen tres niveles de resistencia en función de la composición, siendo el acero TiMo en el que se obtienen los valores más elevados de límite elástico, seguido del acero NbMo y el acero Nb. Los aceros que contienen Mo muestran una mejora en las propiedades comparado con el acero Nb, debido al ampliamente estudiado efecto del Mo en la formación de fases más bainíticas y finas (Larzabal et al., 2017).

En relación a la influencia del tratamiento de inducción, los resultados expuestos en la Figura 2 sugieren que el tratamiento de inducción garantiza la mejora del límite elástico en los aceros que contienen Mo (NbMo y TiMo) y este incremento en propiedades se intensifica conforme aumenta la temperatura de tratamiento. En el acero microaleado con TiMo, el límite elástico aumenta desde 494.5 MPa en la muestra sin tratamiento hasta 631.5 MPa en la muestra EC-TT710. En el acero microaleado

con Nb y Mo, los tratamientos de inducción también tienen un efecto positivo en el límite elástico, aunque no tan acentuado como en el caso del TiMo. En el NbMo se observa un incremento en el límite elástico de 91 MPa al comparar la muestra EC con la EC-TT710 (451 MPa y 542 MPa respectivamente). Por tanto, las propiedades máximas desde el punto de vista de resistencia se alcanzan cuando las muestras se tratan a temperaturas de tratamiento de 710 °C en los aceros NbMo y TiMo. Analizando los resultados correspondientes al acero microaleado con Nb, no se observa una clara mejora del límite elástico tras el tratamiento de inducción. En el intervalo de temperaturas entre 650 °C y 710 °C, se obtienen propiedades muy similares antes y después del tratamiento rápido.

3.2. Análisis microestructural

Las microestructuras presentes tras la simulación del proceso de laminación en caliente se componen principalmente de fases bainíticas, tales como ferrita quasi-



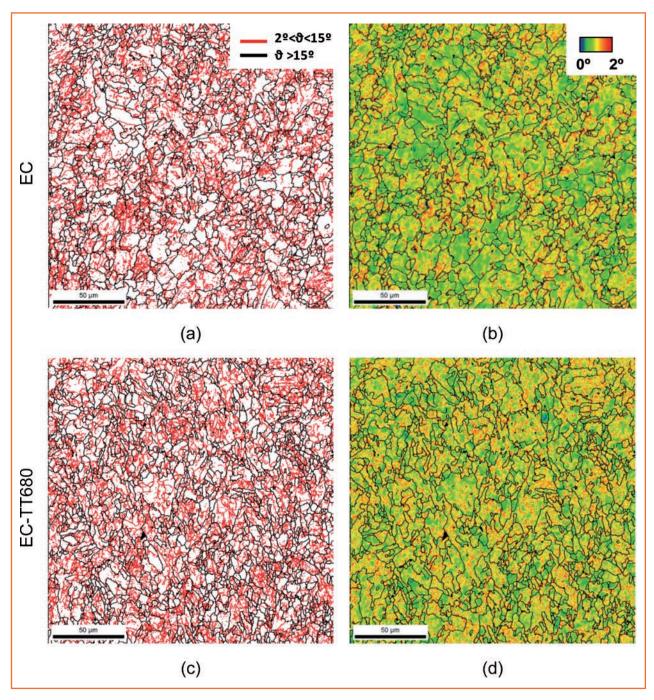
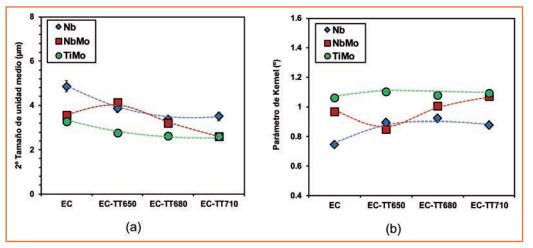


Figura 3. (a,c) Mapas de desorientaciones y (b,d) mapas de Kernel correspondientes al acero NbMo: (a,b) muestra antes de tratamiento (EC) y (c,d) muestra después de tratamiento (EC-TT680).

poligonal (QF) y ferrita granular (GF). Además de estos dos constituyentes principales, el acero Nb también se compone de perlita, mientras que en los aceros que contienen Mo predominan las islas martensita-austenita (MA) como fase secundaria.

Con el fin de estudiar la influencia tanto de la composición como de la temperatura de tratamiento de inducción, y debido a la gran complejidad de las microestructuras a analizar, se ha optado por el uso de la técnica de EBSD (Electron Backscatter Diffraction), ya que permite realizar análisis cuantitativos de las unidades cristalográficas. En este estudio, se ha definido un tamaño de unidad cristalográfica en función de la desorientación de las juntas que las delimitan: unidades con desorientación de

Figura 4. (a) Tamaños de unidad medios obtenidos en diferentes condiciones considerando el criterio de desorientación de bajo ángulo (EC, EC-TT650, EC-TT680 y EC-TT710). (b) Parámetro de Kernel medido antes y después del tratamiento para diferentes composiciones.

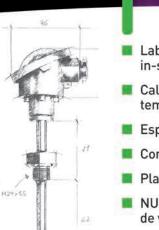


bajo (2° < θ <15°) y alto (θ >15°) ángulo. Las primeras se asocian a las propiedades de resistencia mecánica, ya que son efectivas en el bloqueo de las dislocaciones. Sin embargo, las unidades con desorientación de alto ángulo, se relacionan las propiedades de tenacidad, puesto

que dificultan la propagación de las grietas. Con el objetivo de ilustrar el efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura, en las Figura 3a y c se muestran los mapas de desorientaciones de las muestras EC y ECTT680 del acero NbMo, respectivamente. Las unidades

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.



Suministro y Calibracion Industrial s.l.





www.sciempresa.com

con desorientaciones de alto ángulo se indican en negro, mientras que las desorientaciones de bajo ángulo se representan en rojo. Analizando los mapas obtenidos en ambas condiciones, se observa que el tratamiento por inducción apenas afecta en la microestructura resultante, puesto que se obtienen mapas muy similares antes y después del tratamiento por inducción.

En paralelo, mediante la técnica de EBSD se ha realizado un estudio de la densidad de dislocaciones, mediante la estimación de la desorientación media de Kernel en cada condición y composición química, siguiendo la metodología propuesta por Larzabal et al. (2017). En las Figura 3b y d se muestran los mapas de Kernel relativos al acero NbMo, antes y después del tratamiento de inducción a 680 °C, respectivamente. En estos mapas se asigna un color a cada punto en función de la desorientación media de Kernel, que varía desde 0° (color azul) hasta 2° (color rojo). El estudio confirma que el trata-

miento de inducción no afecta a la microestructura, ya que no se observan diferencias notorias en los mapas de Kernel obtenidos antes y después del tratamiento rápido. En este caso, se ha estimado un parámetro de Kernel de 0.96 y 1.0°, en la muestra EC y EC-TT680, respectivamente, los cuales se traducen en una densidad de dislocaciones de 1.7 × 1.014 m⁻² and 1.8 x 1.0¹⁴ m⁻².

A partir de los barridos de EBSD se han medido los tamaños de unidad medios en todos los casos, considerando el criterio de desorientación de bajo ángulo ($D_{2^{\circ}}$). En la Figura 4a se muestran los tamaños de grano medios obtenidos en las muestras EC y EC-TT en todo el rango de temperaturas de tratamiento (650, 680 y 710 °C). La microestructura más fina se obtiene en el acero TiMo, mientras que los tamaños de unidad más groseros se miden en el acero microaleado con Nb. Eso se debe en gran medida al efecto que tiene el Mo en el afino de la microestructura y en la formación de microestructura

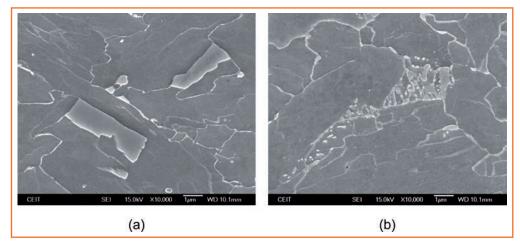


Figura 5. Micrografías del FEG-SEM correspondientes al acero NbMo: (a) antes del tratamiento (EC) y (b) después del tratamiento (EC-TT710).

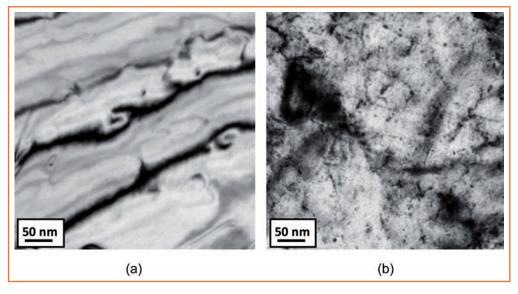


Figura 6. Micrografías obtenidas mediante TEM del acero TiMo: (a) sin tratamiento y (b) tras el tratamiento de inducción a 710 °C.

turas más bainíticas. Por otro lado, se obtienen unidades cristalográficas más finas conforme aumenta la temperatura del tratamiento de inducción. Este efecto se puede atribuir a una parcial descomposición de la fase secundaria (islas MA y perlita) durante el tratamiento de inducción. A modo de ejemplo se muestran dos imágenes obtenidas mediante FEG-SEM del acero NbMo, antes (Figura 5a) y tras el tratamiento de inducción a 710 °C (Figura 5b). Se observan islas MA en la muestra EC, mientras que en la muestra EC-TT710, la fase secundaria se compone de carburos de cementita. Además, la caracterización llevada a cabo en el resto de condiciones sugiere que conforme aumenta la temperatura de inducción, la descomposición de las islas MA es más evidente y los carburos formados más finos (Xie et al., 2015).

Con la finalidad de profundizar en la influencia del tratamiento de inducción en la microestructura resultante, se ha estimado el parámetro de Kernel en todas las condiciones, permitiendo evaluar el efecto del tratamiento y la composición en la densidad de dislocaciones. En la Figura 4b se muestra el parámetro de Kernel medido antes (EC) y después del tratamiento rápido, en todo el rango de temperaturas (desde 650 hasta 710 °C). Es evidente que dependiendo de la composición, el parámetro de Kernel varía de manera considerable. Por una parte, se aprecia que la adición de Mo promueve el incremento de las desorientaciones medias de Kernel en todas las condiciones estudiadas, indicativo de la presencia de microestructuras más bainíticas. En cuanto al efecto del tratamiento de inducción, no se observa claramente la influencia del tratamiento, puesto que se obtienen parámetros de Kernel similares en todos los casos. Es por ello por lo que se puede concluir que el tratamiento rápido apenas modifica la microestructura final en términos de tamaño de grano y densidad de dislocaciones.

La caracterización se ha completado mediante un estudio de la precipitación fina en el TEM, con la finalidad de confirmar si la mejora en resistencia se debe a la formación de precipitados durante el tratamiento. Para ello, se han considerado los precipitados inferiores a 10 nm, los cuales pueden asegurar endurecimientos por precipitación significativos. Dicho análisis se ha llevado a cabo en las muestras antes y después del tratamiento de inducción a 710 °C, en los aceros que contienen Mo. En la Fi-



gura 6, a modo de ejemplo se muestran micrografías de las muestras EC (Figura 6a) y EC-TT710 (Figura 6b) del acero TiMo, en el cual se ha observado el endurecimiento más notorio. Analizando las micrografías del TEM expuestas en la Figura 6, se observa claramente que tras el tratamiento, la fracción de precipitados es considerablemente mayor.

La alta densidad de dislocaciones asociada a microestructuras bainíticas permite que este tipo de precipitados puedan formarse durante el tratamiento térmico (Larzabal et al., 2016). En el acero microaleado con Nb y Mo, se observan tendencias similares cuando se evalúa el efecto del tratamiento de inducción en la precipitación. Al igual que en el acero TiMo, se ha detectado una precipitación más abundante tras el tratamiento por inducción. Por tanto, la mejora en límite elástico observada en los aceros que contienen Mo, se puede atribuir a la formación de nanoprecipitados que tiene lugar durante el tratamiento por inducción.

3.3. Influencia del tratamiento de inducción en los mecanismos de endurecimiento

El límite elástico viene dado por la suma de la contribución de los diferentes mecanismos de endurecimiento. El balance en cuestión dependerá en gran medida del efecto de la composición química, el tamaño de grano de ferrita, la densidad de dislocaciones, la formación de fases secundarias y la precipitación fina. En este trabajo

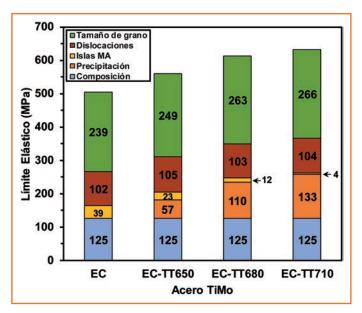


Figura 7. Contribución de los diferentes mecanismos de endurecimiento para diferentes condiciones en el acero TiMo: EC, EC-TT650, EC-TT680 y EC-TT710.

se ha seguido la metodología previamente descrita en la referencia de Larzabal et al. (2017), en la cual se ha considerado la suma lineal de los diferentes mecanismos de endurecimiento.

Debido a la complejidad en la cuantificación de la fracción volumétrica de los precipitados, la contribución asociada a la precipitación fina se ha estimado mediante la diferencia entre el límite elástico experimental y los demás términos (solución sólida, densidad de dislocaciones, islas MA y tamaño de grano). En la Figura 7 se muestra la contribución de cada mecanismo de endurecimiento para diferentes muestras (EC, EC-TT650, EC-TT680 y EC-TT710) del acero TiMo.

El reparto mostrado en la Figura 7 sugiere que el mecanismo de endurecimiento predominante es el término asociado al tamaño de grano (varía desde 239 a 266 M-Pa). Respecto a la contribución debida a la densidad de dislocaciones, se aprecia que el tratamiento de inducción no afecta significativamente a los valores antes y después de tratamiento, obteniéndose términos muy similares en todos los casos (en torno a 100 MPa).

En los aceros que contienen Mo (NbMo y TiMo), es importante considerar el endurecimiento asociado a la presencia de fases secundarias, tales como islas MA. Tal y como se muestra en la Figura 7, el término asociado a la fase secundaria disminuye considerablemente tras el tratamiento de inducción, atribuible a la descomposición de las islas MA durante el tratamiento (ver la Figura 5). Por último, en relación a la contribución de la precipitación fina, se observa que el tratamiento de inducción trae consigo un endurecimiento por precipitación a través de la formación de carburos nanométricos, tal y como se ha mostrado en la Figura 6.

A su vez, se observa que el endurecimiento es más pronunciado conforme aumenta la temperatura del tratamiento. En la muestra sin tratamiento, se ha estimado una contribución de la precipitación nula, mientras que tras un tratamiento de inducción a 710 °C se promueve un endurecimiento de en torno a 133 MPa.

4. CONCLUSIONES

Los resultados mostrados en este trabajo confirman la posibilidad de promover un endurecimiento considerable, utilizando tratamientos de inducción en planchones bainíticos laminados en caliente.

Se ha demostrado una mejora en términos de resistencia mecánica en los aceros que contienen Mo (NbMo y TiMo), mientras que en el acero microaleado con Nb el efecto del tratamiento es prácticamente inapreciable. El incremento del límite elástico es más pronunciado en el TiMo (más del 25%) que en el acero NbMo (20% aproximadamente).

En ambos casos, la mejora observada en el límite elástico tras los tratamientos de inducción, es atribuible a la formación de una precipitación fina que tiene lugar durante el calentamiento rápido.

A su vez, se ha observado que la contribución de la precipitación es más evidente conforme aumenta la temperatura de tratamiento (en el intervalo entre 650 y 710 °C) para los aceros NbMo y TiMo.

Por lo tanto, los resultados permiten confirmar las posibilidades de implementar bobinas de inducción tras la mesa de enfriamiento, que contribuirían en la mejora de las propiedades mecánicas en planchones gruesos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Gobierno Vasco (PI-2014-1-129) y a la Comisión Europea (RFSR-CT-2013-00007) la financiación otorgada para el presente estudio.

REFERENCIAS

Isasti, N., Jorge-Badiola, D., Taheri, M. L., Uranga, P., 2013. Phase transformation study in Nb-Mo microalloyed steels using dilatometry and EBSD quantification, Metall. Mater. Trans. A 44, 3552-3563. DOI: 10.1007/s11661-013-1738-3.

Yen, H-W., Chen, P-Y., Huang, C-Y., Yang, J-R., 2011. Interphase precipitation of nanometer-sized carbides in a titanium–molybdenum-bearing low-carbon steel, Acta Mat. 59, 6264–6274. DOI:10.1016/j.acta mat.2011.06.037.

Xie, Z.J., Ma, X.P., Shang, C.J., Wang, X.M., Subramanian, S.V., 2015. Nano-sized precipitation and properties of a low carbon niobium micro-alloyed bainitic steel, Mater. Sci. Eng. A 641, 37–44. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.101.

Larzabal, G., Isasti, N., Pereda, B., Rodriguez-Ibabe, J.M., Uranga, P., 2016. Precipitation strengthening by induction treatment in high strength low carbon microalloyed hot rolled plates, Procs. Materials Science and Technology 2016 (MS&T16) Conference, October 23 – 27, Salt Lake City, Utah, USA, 499-507.

Larzabal, G., Isasti, N., Rodríguez-Ibabe, J.M., Uranga, P., 2017. Evaluating Strengthening and Impact Toughness Mechanisms for Ferritic and Bainitic Microstructures in Nb, Nb-Mo and Ti-Mo Microalloyed Steels, Metals 7 (2), 65. DOI: 10.3390/met7020065.







HORNOS DE TRATAMIENTO - MAQINAS DE INDUCCION - QUEMADORES





EQUIPOS DE PVD - Y - PACVD





UTILLAJES - PARRILLAS - CESTAS





PINTURAS ANTICEMENTANTES - ANTINITRURANTES





DISEÑO Y CONSTRUCCION







HORNOS DE LABORATORIO E INVESTIGACION







SERVICIO TECNICO

REPUESTOS PARA HORNOS IPSEN

TECNICAS EN HORNOS HOT S.L.

Poligono Ibaiondo Pabellón nº 13 20120 Hernani - Spain TF: +34 943 33 72 33 Fax: +34 943 33 72 34 Mv.: +34 609 20 00 90

e-mail: hot@tecnicashot.com

Desgaste abrasivo de fundiciones blancas altamente aleadas, sometidas a temple en aceite y sucesivos revenidos

Por José Florentino Álvarez Antolín^a, Laura Francos Garrote^a, Alejandro González Pociño^a, C. Benito del Río López^b y Juan Asensio Lozano^b

RESUMEN

Las fundiciones blancas altamente aleadas presentan un contenido en Cr superior al 15%. Su fase matriz es austenita, por lo que resultan tenaces y mecanizables. A su vez, su principal carburo es el C₃(Fe,Cr)₇ que presenta una dureza superior a los carburos cementíticos, por lo que ofrecen una elevada resistencia al desgaste abrasivo. La gran templabilidad de su austenita permite que mediante un temple al aire se forme martensita. Si el temple se realiza en aceite el riesgo de agrietamiento aumenta, pero en cambio disminuye el porcentaje de austenita retenida. El objetivo de este trabajo fue evaluar la resistencia al desgaste y la variación de austenita retenida de dos fundiciones blancas con 18% y 25% en Cr, sometidas a un temple en aceite y sucesivos revenidos a 500 °C. En ambas calidades la austenita retenida tras el temple resultó ser mínima, siendo la fundición con 25% en Cr la que menor contenido presentó. Se constató, en ambas fundiciones, la disminución de austenita tras los sucesivos revenidos. La martensita obtenida tras el temple en aceite resultó ser la fase más importante frente a la resistencia al desgaste abrasivo. Los revenidos posteriores resultaron desfavorables frente a este desgaste.

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones blancas altamente aleadas presentan un contenido en Cromo superior al 15%. Poseen dos particularidades que condicionan sus propiedades. Una es que la fase matriz de su eutéctica es austenita y otra es que los carburos que forman parte de su eutéctica son carburos mixtos (Fe, Cr)7C3, llamados carburos K₂ (Pero-Sanz, 1994), los cuales presentan una dureza entre 1.200 y 1.600 HV, superior a la de los carburos cementíticos. La austenita presenta una elevada templabilidad debido a los elementos en solución sólida de sustitución, mayoritariamente Cromo, por lo que mediante un enfriamiento al aire se obtiene martensita (Pero-Sanz, 1994).

Sin embargo, la mayor parte del Cromo se encuentra fijado en los carburos, por lo que la martensita formada no presenta una gran resistencia a la abrasión. Ésta se ve mejorada si se favorece la presencia de carburos secundarios en el seno de dicha martensita (Gasan y Ertuk, 2013). Para ello, son recomendables permanencias mínimas de 3 a 4 h a la temperatura de Temple, generalmente en el entorno de los 1.000 °C (Powell y Bee, 1996). Con ello se consigue la precipitación de estos carburos secundarios y su distribución uniforme en una matriz mayoritariamente martensítica, con un reducido porcentaje de austenita retenida (Fairhust y Rohrig, 1974). Para minimizar los riesgos de agrietamiento es habitual realizar el enfriamiento al aire. Sin embargo, si el temple se realizara en aceite el porcentaje de austenita retenida debería

^a Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Oviedo.

b Departamento de Física Aplicada e Ingeniería de Materiales (Siderurgia), E.T.S.I. Industriales, Universidad Politécnica de Madrid.

ser muy inferior, aumentando el porcentaje de martensita, y por tanto, su resistencia al desgaste. Para minimizar los riesgos de agrietamiento se debería elevar la temperatura Ms, por lo que ésta sería otra de las causas que justificaría la precipitación de los carburos secundarios, desestabilizando la austenita a 1.000 °C. Las temperaturas de revenido habituales se sitúan en el rango 200-250 °C. Sin embargo, si el revenido se realizara a temperaturas más elevadas, entre 400 y 600 °C, es probable lograr una segunda desestabilización de la austenita retenida, favoreciendo su transformación en nueva martensita (ASM International Handbook Cornm ittee, 1994).

Con el objetivo de optimizar la microestructura que permita mejorar la resistencia al desgaste abrasivo de estas calidades, se tomaron dos muestras con 18% y 25% en Cromo respectivamente, que fueron sometidas ambas a un temple en aceite y a un doble revenido a 500 °C. Se analizó su evolución microestructural, el porcentaje de austenita retenida después de cada tratamiento, su dureza y su resistencia al desgaste abrasivo. En ambos casos, los porcentajes de austenita retenida tras el temple en aceite fueron mínimos, resultando la fundición con 25% en Cr la que presentó un menor contenido. Se constató una disminución de la austenita retenida en ambas fundiciones tras los sucesivos revenidos. En la calidad con 25% en Cr se alcanzó la desaparición de la austenita retenida el primer revenido. La mayor resistencia al desgaste abrasivo se alcanzó con las microestructuras obtenidas tras el temple en aceite. La fundición que resultó con mayor resistencia al desgaste fue la de 25% Cr.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se tomaron 2 muestras con las composiciones químicas señaladas en la Tabla 1. Ambas muestras fueron templadas en aceite tras mantenerse 4 h a 1.000 °C y sometidas a un doble revenido de 8 horas cada uno. Debe señalarse que la fundición con 18% Cr, además de tener un mayor contenido en C, presenta en su composición un 2% en Mo. Mediante microscopía óptica y electrónica se analizó la evolución microestructural de

Composición química										
Calidad	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo					
18%Cr	3.01	1.17	0.82	18.2	2.05					
25%Cr	2.72	1.19	0.81	25.1	0.52					

Tabla 1.

ambas. Mediante Difractometría de Rayos X se determinó la austenita retenida y el porcentaje de carburos después de cada tratamiento térmico. A su vez, se analizó la resistencia al desgaste abrasivo de todas las muestras mediante la proyección de partículas de corindón por medio de aire comprimido, según la norma ASTM G76-04, aplicando una presión de 2 bar, un caudal de 20 g/minuto, y con un ángulo de incidencia sobre las superficies de las muestras de 70°. La respuesta del material se obtuvo pesando las muestras tras los siguientes intervalos de tiempo: 2, 4, 6, 8 y 10 minutos. Para cada intervalo de tiempo se empleó una muestra diferente del mismo material.

3. RESULTADOS

Las Figuras 1 y 2 muestran la microestructura obtenida mediante microscopía óptica tras el tratamiento de temple en aceite para las fundiciones con 18% y 25% en Cromo, respectivamente. En la Figura 1 puede observarse una mayor densidad de carburos secundarios sobre la austenita proeutéctica, lo que refleja que ha sido ésta la que ha sufrido una desestabilización más acusada. Esto podría deberse a la segregación del Mo hacia el líquido eutéctico favoreciendo un enriquecimiento de la austenita eutéctica en este elemento, lo cual podría inhibir la precipitación de carburos secundarios (Efremenko et al., 2013). La Figura 2 parece mostrar para la Fundición de 25% en Cromo una distribución de carburos secundarios más uniforme en toda la austenita.

A su vez, parece reflejarse una mayor densidad de carburos secundarios en la calidad con 18% en Cr. Las Figuras 3 y 4 muestran la microestructura de ambas fun-

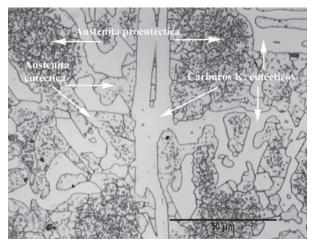


Figura 1. Micrografía obtenida mediante microscopía óptica, de la fundición con 18% en Cr tras el temple en aceite.

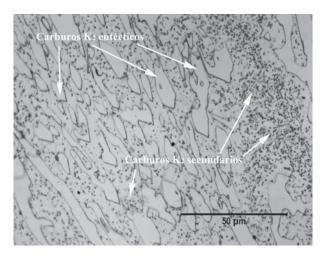


Figura 2. Micrografía obtenida mediante microscopía óptica, de la fundición con 25% en Cr tras el temple en aceite.

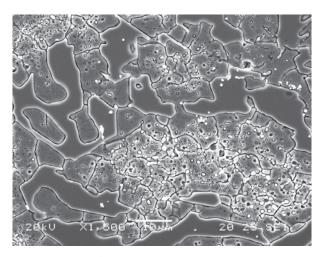


Figura 3. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la fundición con 18% en Cr tras el temple en aceite.

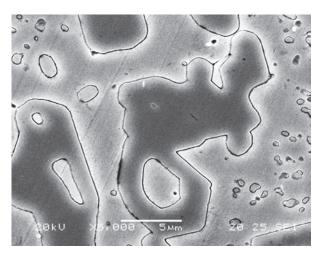


Figura 4. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la fundición con 25% en Cr tras el temple en aceite.

diciones obtenidas tras el temple en aceite mediante microscopía electrónica de barrido. En la Figura 3 se corresponde con la calidad con 18% en Cr y la Figura 4 con la calidad con 25% en Cr. Se constata una mayor densidad de carburos secundarios en la calidad con 18% en Cr, concentrados especialmente sobre la austenita proeutéctica.

Sin embargo, la austenita de la calidad con 25% en Cr presenta una menor densidad de carburos secundarios, sin constatarse diferencias entre la austenita proeutéctica y la eutéctica. Las Figuras 5 y 6, obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido y coloreando en verde las zonas de mayor concentración en Cr, constatan que dicho elemento se concentra mayoritariamente en los carburos precipitados, tanto eutécticos como secun-

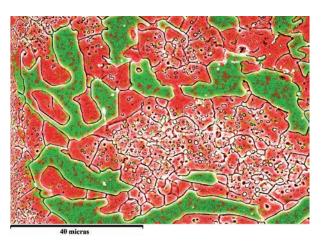


Figura 5. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la fundición con 18% en Cr tras el temple en aceite. Distribución del Cromo en color verde.

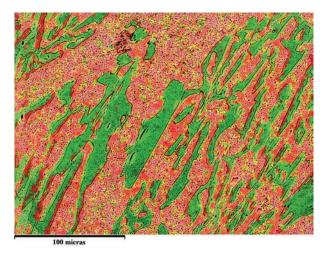


Figura 6. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la fundición con 25% en Cr tras el temple en aceite. Distribución del Cromo en color verde.

darios, lo cual favorece la transformación de la austenita en martensita durante su enfriamiento y reduce el porcentaje de austenita retenida.

La Figura 7 muestra una micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido sobre la calidad con 18% en Cr tras el temple en aceite, donde se aprecia el tamaño de los carburos secundarios, con un diámetro inferior a 2 μ m, y donde se advierte que la precipitación de estos carburos ocurre tanto sobre la junta de grano austenítica como en el interior del propio grano austenítico. Las Figuras 8 y 9 muestran la presencia de carburos secundarios sobre la fase matriz tras los dos reveni-

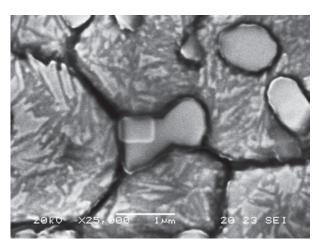


Figura 7. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la calidad con 18% en Cr tras el temple en aceite. Se muestran los carburos secundarios precipitados en la matriz austenítica, transformada en martensita. El tamaño de estos carburos ronda las 2 µm.

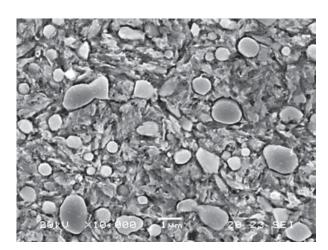


Figura 8. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la calidad con 18% en Cr tras el temple en aceite y el doble revenido. Se muestra la distribución de carburos secundarios precipitados en la matriz austenítica, transformada en martensita doblemente revenida.

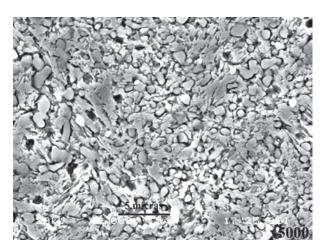


Figura 9. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la calidad con 25% en Cr tras el temple en aceite y el doble revenido. Se muestra la distribución de carburos secundarios precipitados en la matriz austenítica, transformada en martensita doblemente revenida.

dos. En ellas parece apreciarse una mayor densidad de carburos secundarios precipitados en la calidad con 25% en Cr. La Figura 10 muestra la presencia de carburos Mo2C en la calidad con 18% en Cr, precipitados durante el primer revenido. Como se aprecia en esta Figura, estos carburos nuclean sobre los carburos K2 eutécticos.

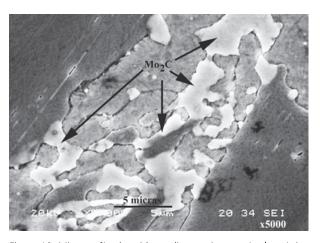


Figura 10. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, de la calidad con 18% en Cr tras el temple en aceite y el primer revenido Presencia de carburos Mo_2C .

La Figura 11 muestra la evolución de las durezas tras los diferentes tratamientos térmicos. Cabe destacar el endurecimiento secundario que sufre la calidad con 18% en Cr tras el primer revenido. Ello pudiera deberse a la precipitación de los carburos Mo₂C en dicho tratamien-

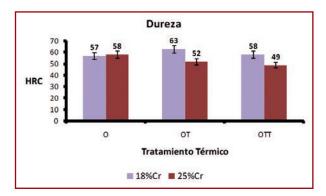


Figura 11. Evolución de la dureza tras los sucesivos tratamientos térmicos.

to. A su vez, se constata el ablandamiento sufrido por la calidad con 25% en Cr tras los sucesivos revenidos. La Figura 12 muestra la evolución de la austenita retenida tras los tratamientos térmicos.

Cabe señalar que la austenita retenida tras el temple en aceite es mínima en ambas calidades, constatándose a su vez, un descenso de la misma tras los sucesivos revenidos. La fundición con 25% en Cr fue la que menor contenido en austenita retenida presentaba tras el temple, no presentando restos de austenita tras el primer revenido.

La Figura 13 muestra la evolución en carburos tras los sucesivos tratamientos térmicos. La calidad con 18% en Cr presenta una redisolución parcial de carburos durante el primer revenido, debido a que el periodo de revenido pudo resultar excesivo.

Contrariamente, la calidad con 25% en Cr presentó una continua precipitación de carburos secundarios tras los sucesivos revenidos.

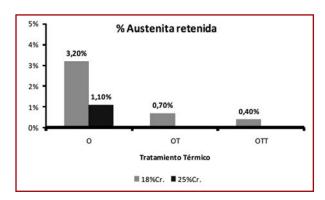


Figura 12. Porcentaje de austenita retenida tras los sucesivos tratamientos térmicos.

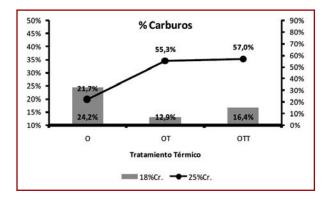


Figura 13. Porcentaje de carburos totales tras los sucesivos tratamientos térmicos.

La Figura 14 muestra los resultados obtenidos tras los ensayos de desgaste abrasivo. Son las microestructuras obtenidas tras el temple en aceite las que presentan un mejor comportamiento, lo cual se debe al factor significativo de la martensita, actuando como fase matriz, frente al desgaste abrasivo.

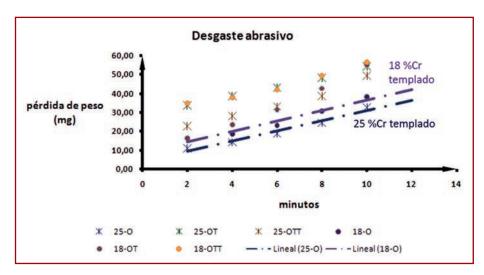


Figura 14. Resultado del ensayo de desgaste abrasivo según la norma ASTM G76-04. Presión = 2 bar; Caudal = 20 g/minuto; Ángulo de incidencia = 70°. Se representa la pérdida de masa tras diferentes periodos de tiempo. Para cada intervalo de tiempo se empleó una muestra diferente del mismo material.

La calidad con un 25% en Cr es la que muestra una mejor respuesta. Esto podría deberse a que esta calidad es la que menor porcentaje de austenita retenida ha presentado y un mayor contenido en martensita.

4. CONCLUSIONES

La fundición con 18% en Cr presentó, tras su desestabilización a 1.000 °C, una mayor precipitación de carburos secundarios sobre la austenita proeutéctica frente a su homóloga eutéctica.

Esto se debe al efecto inhibidor del Mo segregado en el constituyente eutéctico. Sin embargo, la fundición con 25% en Cr presentó, tras su desestabilización a 1.000 °C, un menor contenido de carburos secundarios precipitados, pero una distribución más homogénea en su austenita.

La fundición con 18% en Cr presentó durante su primer revenido la precipitación de carburos mixtos M_2C , nucleando a partir de los carburos eutécticos K_2 (carburos mixtos (Fe, Cr)₇C₃), suponiendo una redisolución parcial de estos últimos.

Sin embargo, durante el segundo revenido parece invertirse esta tendencia, poniendo de manifiesto que el

tiempo empleado durante el revenido de esta calidad resultó excesivo.

La martensita obtenida tras el temple en aceite resultó un factor clave frente a la resistencia al desgaste abrasivo, resultando los revenidos posteriores desfavorables para esta propiedad.

REFERENCIAS

Davis, J.R., ASM International Handbook Cornm ittee, 1994. Cast Irons. ASM International, Kinsman Road, Ohio, USA.

Efremenko, V., Shimizu, K., Chabak, Y., 2013. Effect of Destabilizing Heat Treatment on Solid-State Phase Transformation in High-Chromium Cast Irons. METALL MATER TRANS A., 44A(12), 5434-5446. Doi: 10.1007/s11661-013-1890-9.

Fairhust, W., Rohrig, K., 1974. Abrasion Resistant High Chromium Cast Irons. Foundry Trade Journal, 136, 685-698.

Gasan, H., Ertuk, F., 2013. Effects of a Destabilization Heat Treatment on the Microstructure and Abrasive Wear Behavior of High Chromium White Cast Iron Investigated Using Different Characterization Techniques. METALL MATER TRANS A., 44A(11), 4993-5005. Doi: 10.1007/s11661-013-1851-3.

Pero-Sanz, J.A., 1994. Materiales para Ingeniería. Fundiciones Férreas. Dossat, Madrid.

Powell, G.L.F., Bee, J.V., 1996. Secondary carbide precipitation in an 18 wt% Cr-1 wt% Mo white iron. J MATER SCI, 31(3), 707-711. Doi: 10.1007/BF00-367889.

Próximos números

Septiembre

Nº Especial FÓRUM ESTAMPACIÓN (Bilbao).

Nº Especial PROVEEDORES. Homos industriales. Espectrómetros. Equipos de control. Quemadores. Arenas y su preparación. Aglomerantes. Resinas. Bentonitas. Machos, modelos. Enfriadores. Desmoldeantes.

Noviembre

N° Especial TRATER DAY (Bilbao).

Hornos de inducción. Quemadores. Estufas. Secaderos. Hornos para tratamiento térmico del aluminio y aleaciones ligeras. Aceros para herramientas, fundiciones y moldes. Construcción de herramientas. Medidas. Control no destructivo, temperatura, dureza.

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

Por Manuel Antonio Martínez Baena, Ingeniero Metalúrgico

Introducción

El desarrollo de los aceros finos, y en particular, el de los aceros de construcción mecánica y de ingeniería, está íntimamente ligado a las necesidades de la industria del automóvil. En efecto, en el ámbito metalúrgico el automóvil ha jugado siempre un papel preponderante en el progreso y desarrollo de los aceros finos. Esto ha servido para que las innovaciones en la metalurgia de tales aceros, surgidas en esa colaboración del tándem *automóvil-acerista*, hayan sido aprovechadas y utilizadas por la industria metalmecánica en general.

Los factores económicos a los que obliga el desarrollo y la utilización de nuevos materiales y el de los aceros especiales en particular, la forma de presentar los productos y la búsqueda de óptimas soluciones, pasan por un compromiso entre las propiedades de empleo de estos materiales y su facilidad de puesta en forma de las piezas y componentes mecánicos que, normalmente, se obtienen bien por deformación plástica y/o bien mediante mecanizado por arranque de viruta.

Junto a estos criterios y en función de las principales exigencias que impone el sector del automóvil para conseguir una alta productividad en las grandes series de piezas; el fabricante de acero fino ha tenido que considerar una serie de requisitos que son esenciales en los aceros correspondientes: óptima fiabilidad, maquinabilidad, actitud de forja en frío o en caliente, respuesta a los tratamientos térmicos, propiedades de empleo, etc.; particularmente necesarios para la fabricación de grandes series de piezas y elementos constructivos a precios

económicos. La constancia de tal conjunto de condiciones y propiedades, mecánicas y tecnológicas, constituyen sustancialmente las principales preocupaciones que definen la **calidad**.

Insistimos, pues, sobre la importancia de los aceros especiales utilizados en la industria del automóvil, en los que hay considerar siempre un cierto número de particularidades que se enumeran a continuación:

- La concepción muy variada de la mecánica y de los elementos que la forman.
- La gran variedad posible en la oferta de aceros.
- Sistemas y medios para la realización de los tratamientos térmicos.
- Preocupación por la rentabilidad y economía en el coste final de las piezas en general.
- Importancia de las exigencias técnicas y económicas de la puesta en forma y hechurado de las piezas: forjado en caliente y en frío, extrusión, mecanizado por arranque de viruta, etc.
- Gran fiabilidad y garantía total de calidad en la fabricación de grandes series de piezas.

Este trabajo pretende pasar revista, de un modo muy conciso, a las aspiraciones y exigencias más importantes de la industria de automóvil, en lo que concierne a una serie de aceros finos de construcción mecánica; y, asimismo, a las soluciones más idóneas propuestas por los fabricantes de aceros para tal fin. Se especificarán tan sólo, por tanto, aquellas propiedades más características y los ejemplos de aplicación en la industria del automóvil

de aquellos principales grupos que forman esa serie de aceros finos de construcción mecánica y de ingeniería:

- Aceros de temple y revenido [aceros bonificables].
- Aceros de cementación, carbonitruración y nitruración.
- Aceros microaleados.
- Aceros para deformación y conformación en frio.
- Aceros para muelles.
- Aceros para rodamientos.
- Aceros para válvulas.

Por su repercusión en el sector siderúrgico, es muy importante resaltar que la industria del automóvil en Europa consume, aproximadamente, 4 millones de toneladas/año de aceros finos de construcción mecánica: productos largos y piezas forjadas, que supone un porcentaje relativamente alto del total de acero fino producido en la Comunidad Europea.

En una primera parte de nuestra exposición, pasaremos revista a los factores más importantes que caracterizan los criterios de calidad de los aceros de construcción mecánica utilizados en la industria del automóvil. Esto en cuanto a su capacidad de dejarse trabajar, mediante forja en frio o en caliente, así como por mecanizado con arranque de viruta; teniendo en cuenta también su aptitud al tratamiento térmico.

En la segunda parte nos referiremos a los criterios de selección del acero de construcción más idóneo para una serie de piezas y componentes — transmisión, piñonería, y un largo etc—. Insistiendo, particularmente, sobre las posibles ofertas de aceros con fácil tratamiento térmico y/o termoquímico:

- Bonificado = [temple + revenido alto].
- Cementación
- Carbonitruración
- Nitruración
- Temple superficial.

I. CARACTERÍSTICAS PRINCIPALES DE LOS ACEROS DE CONSTRUCCIÓN QUE SE UTILZAN EN LA INDUSTRIA DEL AUTOMÓVIL

La gran mayoría de las especificaciones técnicas y cuadernos de carga de los aceros, en cuestiones de calidad, que se utilizan en construcción de piezas y componentes mecánicos que exige la industria del automóvil en general, definen:

- Composición química nominal.
- Características mecánicas.
- Aptitud a los tratamientos térmicos: templabilidad.

Eventualmente, otros criterios pueden intervenir, como es el caso de la masa matricial o estructura solicitada para una mejor puesta en forma y hechurado del material, según sea el sistema de mecanizado a realizar: (1) estructura de ferrita-perlita, cuando el mecanizado de las piezas es por arranque de viruta; y (2) estructura globular, cuando su puesta en forma es mediante deformación plástica en frío, etc.

La industria del automóvil exige también otras especificaciones, ciertamente más fáciles de cumplir, pero que en la práctica pueden tener repercusiones muy importantes:

- Identificación precisa de los lotes.
- Ausencia de mezclas en los mismos.
- Ausencia de defectos superficiales y de segregaciones en el material.
- Presentación del material.

II. PROCESOS DE ELABORACIÓN DEL ACERO

En los últimos años, y en la industria de los aceros en general, se viene produciendo un desplazamiento, en los procesos de elaboración tradicional del acero líquido, desde plantas integrales -horno alto/convertidor- hacia las acerías basadas, en un principio, en el horno eléctrico de arco: HEA. En horno eléctrico de arco, la elaboración del acero se realiza con chatarras y materias primas cuidadosamente controladas; transformándose después los productos de colada en piezas forjadas, chapas, rollos de alambrón y barras laminadas, cuyas condiciones de calidad son requeridas por el usuario en general. Por tanto son materiales que por razón de las precauciones que se tienen en su fabricación, tratamientos térmicos a los que se les somete, y/o por su composición química, presentan propiedades mecánicas y tecnológicas superiores, para la consecución de ciertos propósitos específicos, frente a los aceros estructurales.

Hoy día, en el campo de la fabricación de los aceros finos, en general, se ha pasado de realizar la elaboración —fusión y afino— en propio horno de arco eléctrico [HEA], a la utilización sólo de dicho horno para la fusión y la defosforación. El afino se realiza en una instalación independiente, denominada horno-cuchara

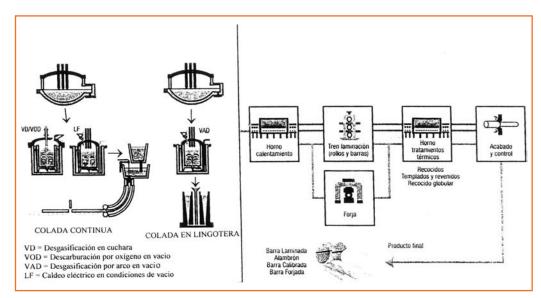


Figura 1. Esquema representativo de una moderna fábrica de aceros finos de construcción e ingeniería: metalurgia secundaria, colada continua, colada en lingotera y conjunto de instalaciones complementarias.

que, normalmente, se complementa con una estación de desgasificado al vacío.

El conjunto de ambas instalaciones constituye el sistema actual de elaboración líquida del acero, —fusión-a-fino-desgasificado— denominado metalurgia secundaria; figura 1. Tales instalaciones, con otros cuidados en los procesos clásicos de fusión, y con la utilización de coladas continuas de tecnología avanzada, permite la fabricación de los llamados aceros limpios —clean steel— que alcanzan unas más altas características mecánicas transversales.

En la industria del automóvil, los aceros limpios se van incorporando de forma paulatina en aquellas piezas y componentes de mayor responsabilidad mecánica: (1) piezas que necesitan una gran deformabilidad para su puesta en forma y hechurado en frío; (2) piezas que tienen que resistir altos esfuerzos de fatiga; (3) piezas, que por sus características de empleo, tienen que presentar una gran templabilidad; (4) piezas y componentes resistentes al agrietamiento inducido por el hidrógeno: copos; etc.

El uso y empleo de los aceros finos como material de construcción en ingeniería ya indica, con cierta amplitud, que se necesita una determinada resistencia a los esfuerzos mecánicos, como propiedad característica y fundamental.

Resumiendo: los aceros finos de construcción y de ingeniería son materiales cuya propiedad fundamental es su resistencia a los esfuerzos mecánicos en cualquiera de sus manifestaciones. Cada grupo de aceros considerado tiene una aplicación, más o menos precisa, y necesita unas propiedades específicas que pueden ser útiles en algunos casos concretos, pero siendo siempre su característica fundamental: la **resistencia mecánica**.

III. CARACTERIZACIÓN DE LOS DISTINTOS GRUPOS DE ACEROS FINOS DE CONSTRUCCIÓN MECACÁNICA

Aceptando que la elección del acero se realiza en la fase de proyecto de las piezas, y según las características mecánicas requeridas en su trabajo en servicio. El ciclo de fabricación que se aplique en el hechurado y puesta en forma de las piezas en cuestión puede influir, muy mucho, según el acero a utilizar.

3.1. Aceros de fácil maquinabilidad

Estos aceros —denominados también aceros de decoletaje, o simplemente aceros automáticos— presentan una elevada aptitud para ser mecanizados en máquinas herramienta con arranque de viruta; esto es, presentan una gran **maquinabilidad**.

A este grupo pertenecen: (1) aceros utilizables en estado bruto de laminación, con posterior calibrado por estirado, y (2) aceros bonificados y calibrados, que se mecanizan después del tratamiento térmico y del eventual calibrado: aceros de cementación y aceros para temple y revenido, denominados aceros de **maquinabilidad mejorada**.

3.2. Aceros para temple y revenido: bonificado

Los aceros para temple y revenido alto **–bonificado**– forman un grupo de aceros al carbono y aceros aleados, particularmente indicados para aquellas piezas y mecanismos que por su trabajo o servicio necesitan estar en ese estado, es decir, templadas y revenidas. Los aceros bonificables representan la mayor proporción de aceros finos que se consume en la industria del automóvil.

Tal como indican las normas **UNE-EN**, los aceros bonificables son aceros, aleados y no aleados, con un carbono comprendido entre 0,15 por 100 y 0,60 por 100 [0,15 \div 0,60%]; tipo de aceros que todos ellos pueden ajustarse a las características mecánicas de resistencia y tenacidad mediante el proceso térmico de bonificado [temple a temperatura austenítica + revenido a una temperatura por encima de 450 °C y siempre por debajo del punto crítico Ac_1].

Además de tener en cuenta los valores mínimos exigidos del límite de elasticidad, de carga de rotura y/o de tenacidad, la elección del material adecuado viene determinada, ciertamente, por la posibilidad de temple másico o total en piezas y componentes de una sección dada.

Por temple másico o total se entiende la capacidad de un acero de alcanzar, previo bonificado, valores tecnológicos regularmente máximos e iguales en toda la sección transversal de la pieza en cuestión.

Para conseguir incrementar los valores de resistencia a la fatiga y/o resistencia al desgaste, a los aceros bonificables se les aplica el temple superficial en sus zonas periféricas, hasta una determinada profundidad y dureza. Según sea la dureza superficial que se requiere, estos aceros han de tener un contenido de carbono determinado, que tras un calentamiento cuasi instantáneo del material en cuestión, seguido de un rápido enfriamiento de la zona afectada por el calor. En esta condición se obtiene una capa dura, de estructura martensítica que mejora, reiteramos, notablemente los valores de resistencia al desgaste y de resistencia a la fatiga, conservando al mismo tiempo el material así templado una capa con una estructura de grano fino y un núcleo tenaz.

Los aceros bonificables, y demás aceros finos de construcción, se utilizan en la fabricación de las siguientes piezas del motor: cigüeñal, árbol de levas, bielas, balancines, piezas varias para la suspensión y dirección, mangueta, rodamientos oscilantes, cubo de rueda, árbol de transmisión, semiejes ruedas posteriores, palanca de la dirección,

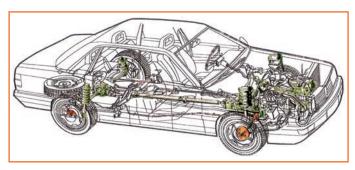


Figura 2. Piezas y componentes de acero aplicables a los distintos conjuntos y sistemas que accionan el automóvil. El peso medio y total del conjunto de tales componentes es de 200 Kg, aproximadamente.

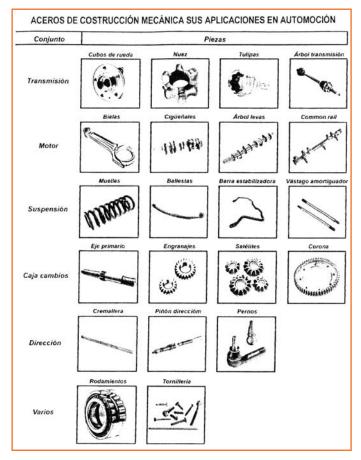


Figura 3. Aplicación de acero fino en las distintas piezas de cada conjunto y sistema que forma parte del automóvil.

árbol de la dirección, cremallera de la dirección, brazo transversal de la dirección, barra acoplamiento de la dirección, tirante, rótula esférica; **figuras 2** y **3**.

3.3. Aceros de cementación, nitruración y carbonitruración

Los aceros de cementación son utilizados en la cons-

trucción de piezas y mecanismos que por su trabajo tienen que soportar un doble tratamiento, cementación y temple. Proceso termoquímico, con temple posterior, mediante el cual se obtiene al mismo tiempo una doble estructura: en la superficie de la pieza una elevada dureza, y en el interior un núcleo más blando y tenaz.

Los aceros de nitruración, por las características propias del tratamiento termoquímico de nitruración, numerosos aceros aleados se prestan al aumento de su dureza superficial mediante la absorción de nitrógeno atómico a una cierta temperatura. Especialmente aquellos aceros en los que en su composición química están presentes aleoelementos tales como: aluminio (AI), cromo (Cr), molibdeno (Mo) y vanadio (V), que estimulan a absorción del nitrógeno formando los nitruros respectivos. Nitruros con los que se obtiene una alta dureza superficial y una gran resistencia al desgaste en la capa nitrurada.

Los aceros de carbonitruración, son aceros aleados de cementación y algunos de temple y revenido, cuya composición y más bajo carbono les hace particularmente idóneos para la formación de nitruros y carbonitruros, mediante la absorción de nitrógeno y carbono durante el tratamiento de carbonitruración. Tal proceso proporciona a las piezas y mecanismos una muy elevada dureza superficial, que confiere una fuerte resistencia al desgaste.

3.4. Aceros microaleados

La utilización de los aceros microaleados, —con adecuados niveles de resistencia mecánica y un buen comportamiento a la fatiga— surge como alternativa a los clásicos aceros de construcción mecánica de temple y revenido. Aceros utilizados en la fabricación de piezas normalmente forjadas por estampa y de cierta responsabilidad, con destino al sector de automoción: bielas, cubos de rueda, brazos de suspensión, manivelas, manguetas, cigüeñales, etc. El efecto favorable de los elementos microaleantes, [vanadio (V), niobio (Nb) y titanio (Ti)] en este grupo de aceros, tiene su origen en el endurecimiento estructural producido por la presencia de sus nitruros, carburos y carbonitruros, cuando todos ellos precipitan desde la fase ferrítica.

El interés de emplear aceros microaleados de contenido medio de carbono [$\mathbf{C} = (0,20 \div 0,45\%)$], para resistencias mecánicas a la rotura entre 700 y 1.100 MPa y aceptables niveles de tenacidad/resiliencia, –características éstas, principalmente, logradas mediante un adecuado

espacio interlaminar de la perlita— deriva de sus ventajas económicas:

- Menor coste que los clásicos aceros de construcción bonificables, a los que sustituyen.
- Eliminación del temple y del revenido.
- Maquinabilidad, relativamente mejorada.

3.5. Aceros para deformación y conformación en frío

Aunque cualquier acero fino de construcción mecánica puede ser fabricado en la calidad "deformación en frío", su composición juega un papel determinante en la plasticidad del material a través de su propia dureza intrínseca de composición, o bien por la de su estado en bruto de laminación y/o, asimismo, por la dureza de recocido. Todos los aleoelementos presentes en el acero contribuyen a su endurecimiento, pero cada uno de ellos en proporciones distintas y variables:

- El **carbono** es el elemento más activo del endurecimiento, pero su presencia en el acero es indispensable en la mayoría de los casos.
- Los elementos que tienen tendencia a formar carburos –cromo (Cr), molibdeno (Mo), vanadio (V), etc.– presentan un mínimo efecto sobre el endurecimiento de la ferrita, siempre que los carburos formados estén suficientemente globulizados en la matriz ferrítica y en toda la masa del material. El efecto endurecedor depende, mayormente, del tratamiento térmico; endurecimiento que es creciente cuando con la composición química del acero: del molibdeno se pasa al cromo y del cromo al vanadio [Mo → Cr → V].
- Los elementos que quedan en solución sólida en la ferrita –silicio (Si), cobre (Cu), manganeso (Mn) y níquel (Ni)— tienen un efecto endurecedor mayor: el manganeso y el níquel en menor cuantía. La presencia del boro (B), en muy pequeñas proporciones, no endurece la matriz ferrítica del acero en estado recocido, pero sí actúa muy significativamente sobre la templabilidad.
- El **silicio** está considerado como un elemento "nocivo" de los aceros que se han de conformar en frío. El contenido máximo está limitado al 0,25 por 100 (**Si** ≤ 0,25%). En casos muy particulares se fija su cuantía en un máximo de 0,15 por 100 (**Si** ≤ 0,15%).
- El cobre tiene un efecto endurecedor todavía más e-



Ya a la venta el Volumen 4!

on 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,

a 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.

e 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.

a 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.

inalmente 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

levado. Por lo que su contenido en este tipo de aceros está limitado a un máximo de 0,10 por 100 ($Cu \le 0,10$), según especificaciones.

Teniendo en cuenta lo anteriormente indicado, se confirma el interés de las adiciones de **boro** (**B**) en los aceros para la deformación en frío. En estos últimos 50 años ha habido un gran aumento en la producción de **aceros al boro**, particularmente, diseñados para el sector de elementos de fijación mecánica: tornillería.

3.6. Aceros para muelles

Los aceros para muelles constituyen una característica particular de los aceros para temple y revenido: después de un adecuado tratamiento térmico, generalmente, temple seguido de revenido a una temperatura comprendida entre 400 y 450 °C, las piezas presentan un alto límite elástico que les evita deformaciones permanentes en servicio.

3.7. Aceros para rodamientos

Los aceros de rodamientos, son aceros particularmente indicados para la fabricación de bolas, rodillos, agujas y pistas de rodamientos; aceros igualmente indicados para fabricación de piezas y componentes que deban presentar en la superficie: alta dureza, resistencia al desgaste y resistencia a la fatiga muy elevadas. Forman parte de esta familia los aceros al cromo y aceros al cromo-molibdeno, el carbono en ambos es del 1% (C = 1%). Algunos aceros de cementación forman parte, también, así como ciertos inoxidables martensíticos de carbono medio y alto.

3.8. Aceros para válvulas

El aumento de la capacidad y potencia de los motores de combustión interna para automóviles, así como el desarrollo de nuevas mezclas en los combustibles, ha hecho que las válvulas de tales motores presenten condiciones de servicio muy severas, particularmente las válvulas de escape que llegan alcanzar en algunos casos temperaturas de hasta 800 °C.

Generalmente los aceros que se utilizan para la fabricación de estas últimas válvulas son de alta aleación: inoxidables, que podríamos diferenciarlos en ferríticos, martensíticos y austeníticos; así como otras aleaciones especiales de tipo refractario.

Para las válvulas de admisión, por las condiciones de trabajo menos severas, se utilizan aceros de menos aleación, que corresponden ya a las mismas composiciones químicas de los aceros aleados de construcción bonificables, aunque con contenidos de carbono comprendido entre el 0,45 por 100 y 0,50 por 10 [$\mathbf{C} = (0,45 \div 00,50)$].

IV. ACEROS DE FÁCIL MAQUINABILIDAD Y ACEROS DE MAQUINABILIDAD MEJORADA

Uno de los métodos más utilizados para la puesta en forma y hechurado de piezas a partir de materiales metálicos, principalmente aceros y fundiciones, es el mecanizado por arranque de viruta. Como medida de su importancia se suelen dar datos de que, en un país industrializado como es el nuestro, el coste total de mecanizado viene a suponer el 5% del producto nacional bruto. El incremento de los costes en los últimos años, debido a los mayores valores del precio de la energía y el de la mano de obra en general, unido al gran auge tecnológico y al desarrollo de maquinas-herramienta más potentes y rápidas, han llevado esta preocupación a la utilización y empleo de aceros de mayor maquinabilidad, destinados a la producción de grandes series de piezas en la industria automovilística.

A mediados del siglo XX se dio un gran impulso a la fabricación y puesta a punto de un grupo de aceros que se mecanizan casi exclusivamente en máquinas automáticas de multihusillo, tornos automáticos, que trabajan a grandes velocidades de corte. El desarrollo de tales aceros fue debido a la necesidad de reducir al mínimo los tiempos de mecanizado, cuando se fabrican grandes series de muchos miles de unidades; con la única finalidad de bajar los costos de producción de las piezas en general.

La característica principal de los aceros para mecanizado —aceros de fácil maquinabilidad y aceros de maquinabilidad mejorada— es, por consiguiente, su buena aptitud al arranque o desprendimiento de viruta mediante cuchillas y/o herramientas de corte.

La **maquinabilidad** puede definirse como la propiedad que tienen la mayoría de los metales de dejarse trabajar por arranque de viruta, con mayor o menor facilidad, mediante herramientas de corte. La interpretación del término maquinabilidad varía según la valoración que de ella hacen los propios mecanizadores, ya que la maquinabilidad puede expresarse en distintos términos: (1) duración o vida del filo de la herramienta; (2) mayor veloci-

dad de mecanizado; (3) acabado superficial; (4) menor consumo de potencia y energía; (5) producción total de piezas, etc. Es decir, que la evaluación de la maquinabilidad se debe hacer en cada caso y en el mismo taller del mecanizador teniendo en cuenta, en última instancia, el aspecto económico.

La fabricación de los aceros de fácil maquinabilidad se basa en la adición, en su composición química, de ciertos elementos que provocan una baja ductilidad que hace romper la viruta sin deformarla previamente, al mismo tiempo que se genera un bajo coeficiente de fricción entre el material a mecanizar y la herramienta de corte, facilitando así el mecanizado.

4.1 Aceros de fácil maquinabilidad

El diseño de composición de los aceros de fácil maquinabilidad ha variado muy poco desde el comienzo de su utilización, y han estado siempre orientados a conseguir una mejor respuesta en las operaciones de mecanizado por arranque de viruta; obviando, en principio, otras características tales como resistencia mecánica, respuesta al tratamiento térmico, etc. consideradas, en este caso, como secundarias; **figura 4**.



Figura 4. Piezas obtenidas por mecanizado de distintos aceros de fácil maquinabilidad.

Para conseguir los objetivos propuestos, en los aceros de fácil maquinabilidad, se deben lograr y mantener las siguientes condiciones:

- Una baja resistencia mecánica que permita una menor potencia durante las operaciones de mecanizado por arranque de viruta.
- La presencia en el acero de algún medio o elemento que proporcione un bajo coeficiente de fricción entre la intercara herramienta-material a mecanizar.
- La presencia, también, en el material de algún medio

o elemento que evite la continuidad y rizado de la viruta que se desprende durante el mecanizado, de tal modo que ésta rompa y se fragmente con facilidad a la salida de la herramienta, ofreciendo menor superficie de contacto y una mayor evacuación.

El esquema se traduce en aceros de bajo carbono (C < 0,12%), con elevados contenidos de azufre (\$ \approx 0,30%) y manganeso (**Mn** ≥ 0,90 %), reduciendo al máximo los contenidos de elementos desoxidantes [A]; Si] formadores de inclusiones abrasivas. A este planteamiento básico se unen, también, el resto de elementos que facilitan la maquinabilidad: (1) plomo (Pb) de fuerte acción beneficiosa sobre la maquinabilidad; (2) selenio (Se) y teluro (Te) que al combinarse ambos y, también, por separado con el azufre (S) forman sulfuros globulares; (3) bismuto (Bi)* que al igual que el plomo forma pequeñas inclusiones metálicas, aisladas o asociadas a los sulfuros de manganeso (SMn), que por efecto del calor generado en la operación de corte se funden, formando un líquido fragilizante que ayuda a romper y desprender la viruta. Existen dos composiciones universales en el grupo de aceros de fácil maquinabilidad:

- Aceros al azufre.
- Aceros al azufre-plomo.

En el inicio se utilizó la adición del azufre (S) para aumentar las características de maquinabilidad y así en el año 1929 aparecieron en el mercado los primeros aceros de fácil mecanización comerciales, con alto contenido de azufre (S). Buscando siempre mejores resultados, el desarrollo no solo se centró únicamente en adicionar mayores niveles de azufre (S), si no que también, se buscó la incorporación de nuevos elementos; y, así, en el año 1939 aparecieron en mercado los aceros al plomo (**Pb**). Posteriormente, se vio que la acción beneficiosa del azufre (S) y la del plomo (Pb) podía ser aditiva. La adición conjunta del azufre y el plomo en el acero, aumenta significativamente la maquinabilidad [(S + Pb) > maquinabilidad]; comprobados los buenos resultados de esa combinación, se comenzó entonces la fabricación de los aceros de fácil mecanización al azufre-plomo.

En época más reciente se incorporaron los aceros al **a-zufre-plomo-teluro** y los aceros al **azufre-plomo-se-lenio**; ambas composiciones son de mayor maquinabilidad; **tabla 6.1**.

^{*} El bismuto (**Bi**) elemento más novedoso y que, normalmente, sustituye en la mayoría de las veces al plomo (**Pb**).



ACEROS DE FACIL MECANIZACION. Composición media (%)										
NORMA UNE-EN		С	Mn	Si	Р	S	Pb	Te	Se	
Simbólica	Numérica	≤		≤	≤			34.5		
11SMn28	F-2111	0,12	0,90 ÷ 1,30	0,05	0,10	0,24 ÷ 0,30	-	=	=	
11SMnPb28	F-2112	0,12	0,90 ÷ 1,30	0,05	0,10	0,24 ÷ 0,30	0,15 ÷ 0,30	-	-	
SPT [SIDENOR]		0,09	1,10 ÷ 1,30	0,05	0,10	0,30 ÷ 0,35	0,20 ÷ 0,30	0,035 ÷ 0,060	-	
FORAL [SIDENOR]		0,09	1,10 ÷ 1,30	0,05	0,10	0,30 ÷ 0,35	0,20 ÷ 0,30	_	0,050	

Tabla 6.I. Principales aceros estándar de fácil maquinabilidad en nuestro país.

Es conocido que el **azufre** (S) permite incrementar la velocidad de mecanizado, reduce el desgaste del filo de las herramientas de corte, y mejora el acabado superficial de las piezas mecanizadas.

El azufre (**S**) junto con el manganeso (**Mn**) forma sulfuros de manganeso (**MnS**) que lubrican en el corte y fragmentan la viruta con mucha más facilidad. La acción de los sulfuros sobre la maquinabilidad, no depende sólo del contenido total del azufre en el acero, sino

a x 100 b x 1000

c x 100

d x 4000

Figura 5. Aceros de fácil maquinabilidad al azufre: **a** = sulfuros de manganeso no globulizados, deformados en sentido de laminación; **b** = imagen **SEM** mismos sulfuros; **c** = sulfuros de manganeso globulizados; **d** = imagen **SEM** mismo sulfuros.

de la distribución, de la forma y del tamaño de los sulfuros presentes en él; **figura 5**. Son más ventajosos los sulfuros grandes y redondeados que los alargados.

La acción del azufre (**S**) consiste en una interrupción del contexto metálico de la ferrita por medio de inclusiones de sulfuro de manganeso (**MnS**), de tamaño y plasticidad apropiados. Mientras que en el mecanizado de aceros de construcción estándar de bajo contenido en carbono ($\mathbf{C} \le 0,15\%$), se forma viruta larga y rizada debido a la elevada tenacidad de la misma, **figura 6**. En los aceros con azufre [$\mathbf{S} = (0,24 \div 0,30)$] se desprende una viruta más o menos fragmentada y frágil que facilita muy mucho el mecanizado; **figura 7**.

Para conseguir los efectos antes indicados, insistimos en la necesidad de que la forma, plasticidad, composición, y grado de repartición de tales inclusiones, estén debi-

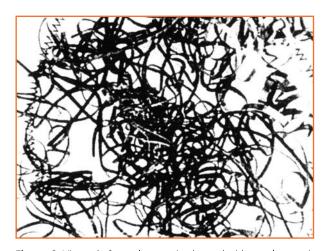


Figura 6. Viruta de forma larga y rizada producida en el mecanizado de un acero suave estándar de bajo carbono (C = 0,15%). Baja maquinabilidad.

		A	В	C
MUY MALA	0	Derecha y larga	Anudada	Anudada
MALA	1	Hélice de gran Ø Larga	Hélice de pequeña Ø Larga te sustificature	Derecha en hélic
ACEPTABLE	2	Derecha y corta	Hélice corta	Enrollada cónic corta
BUENA	3	Espiral 6 6 6 6	Arco	Arco
MUY BUENA	4	Arco	Aguja	Grano

Figura 7. Clasificación y morfología de la viruta según el grado de mayor o menor maquinabilidad del acero.

damente armonizados. En especial su forma, que se ha revelado como un factor de influencia decisiva sobre la maquinabilidad, habiéndose comprobado que esta magnitud es tanto más beneficiosa cuanto más anchas y cortas son las inclusiones correspondientes: **factor de forma***.

La mejora de maquinabilidad que se alcanza, varía según sea el tipo de mecanizado: (1) torneado, (2) brochado, (3) cepillado, (4) taladrado, (5) fresado, etc y no es infrecuente que el filo de corte de la herramienta dure un 50 por 100 (50%) más, cuando se mecanizan aceros resulfurados.

La adición de **plomo** [**Pb** = $(0.20 \div 0.35\%)$] es otro factor importante para mejorar la maquinabilidad y mantener inalteradas las características del material, ya que el contenido de plomo no reduce, significativamente, las propiedades mecánicas del acero. A este respecto se ha podido comprobar que tanto la conducta de fatiga como los valores de tenacidad transversal y el grado de ho-

mogeneidad estructural, no quedan afectados en forma mesurable, por una adición de plomo fina y homogéneamente repartida en la masa matricial del acero.

El plomo (**Pb**) es insoluble en el acero a bajas temperaturas; normalmente forma una dispersión homogénea de partículas finas, que sólo son visibles al microscopio; figura 8 a. Tales partículas al fundirse por la acción del calor generado en el mecanizado, facilitan el desprendimiento y fragmentación de la viruta, actuando al mismo tiempo, como lubricante entre la viruta y el filo de la herramienta; esto hace que se reduzcan la fricción entre la intercara-material a mecanizar y se aumenta la vida útil de la herramienta. El plomo (Pb), particularmente, no proporciona tan buena maquinabilidad como el azufre (S), a pesar del coste más alto de los aceros con plomo. El sobreprecio de la adición del plomo se justifica, preferentemente, cuando el volumen de material arrancado -viruta-, es superior al 20 por 100 (20%). Los aceros al plomo pueden dar problemas de mecanizado cuando el plomo (**Pb**) se encuentra fuertemente segregado y distribuido de forma heterogénea e irregular, en la masa matricial del acero -figura 8 b-, ya que en ese caso la maquinabilidad no es uniforme y es, asimismo, muy dificultosa. La presencia de tales segregaciones puede inducir también, a potenciales grietas superficiales que reducen muy mucho la resistencia a la fatiga del material afectado.

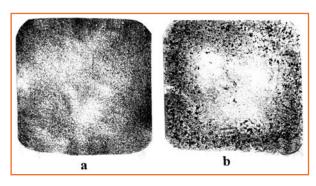


Figura 8. Distribución del plomo uniforme y homogénea (**a**). Distribución del plomo no homogénea (**b**). Ensayo Wragge.

En época más reciente, salieron al mercado los aceros al azufre-plomo con adición de **teluro** (**Te**), para incrementar la maquinabilidad: aceros al **azufre-plomo-te-luro [SPT]**. Tales aceros sobrepasan en maquinabilidad, ampliamente, las posibilidades de los aceros al **azufre** y la de los aceros **azufre-plomo**. En la segunda mitad del siglo XX, allá por los años 1970, además de los aceros al azufre-plomo-teluro, se desarrollaron en nuestro país los aceros con **selenio** (**Se**) —*en vez de teluro* (**Te**)— na-

^{*} Factor de forma = relación entre longitud y anchura de una inclusión (I/L).

ciendo así, los aceros **azufre-plomo-selenio [FORAL]**. En los aceros azufre-plomo-selenio se obtienen, en la práctica, las mismas propiedades de corte y características mecánicas que en los aceros azufre-plomo-teluro. El teluro (**Te**) y el selenio (**Se**), al combinarse con el azufre, tienden a formar sulfuros globulares en el acero.

La globulización de los sulfuros permite aumentar la duración del filo de corte de las herramientas, mejorando asimismo, el acabado superficial de las piezas. Por otra parte los sulfuros globulares minimizan de una manera sustancial el efecto, muy marcado por el azufre, sobre las características mecánicas de los aceros resulfurados, mejorando sensiblemente, las propiedades mecánicas transversales de los aceros con selenio o con teluro.

Una aplicación muy interesante de los aceros con selenio (Se) o con teluro (Te), es la fabricación de piezas conformadas en frío que deban ser, posteriormente, acabadas mediante alguna fase de mecanizado por arranque de viruta. Estos dos elementos –Se y Te– escasamente perjudican la deformabilidad del material y, en cambio, mejoran muy mucho su maquinabilidad; figura 9.

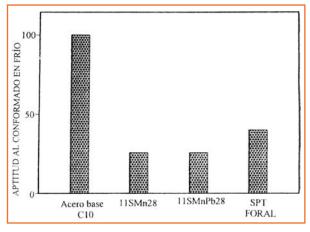


Figura 9. Grado de aptitud relativa al estampado y forjado en frío de los aceros de fácil maquinabilidad.

Se acostumbra a señalar en los aceros valores de maquinabilidad relativa, generalmente, en función de la velocidad máxima de mecanizado para un tiempo de duración del filo de la herramienta: (1) una hora de tiempo de mecanizado en ensayos de laboratorio; y (2) volumen de viruta arrancada hasta el desgaste del filo de la herramienta.

De acuerdo con tales conceptos podríamos señalar las

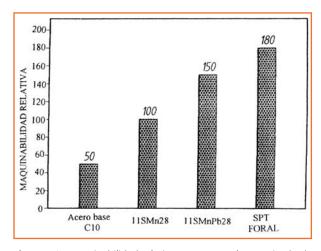


Figura 10. Maquinabilidad relativa. Respuesta al mecanizado de los distintos aceros de fácil maquinabilidad.

siguientes cifras, o índices* de maquinabilidad relativa de los aceros de fácil mecanización calibrados por estirado **–figura 10–**, frente a los índices de maquinabilidad de un acero al carbono base de 0,10% (**C** = 0,10%) en estado bruto de laminación, al que se le asigna una maquinabilidad relativa de 50:

- **C-10** [F-1110], bruto de laminación. Índice de maquinabilidad = **50**.
- **F-2111** [11SMn28], calibrado por estirado en frío. Índice de maquinabilidad = **100**.
- **F-2112** [11SMnPb28], calibrado por estirado en frío. Índice de maquinabilidad = **150**.
- Acero al azufre-plomo-teluro, calibrado por estirado en frío. Índice de maquinabilidad = 180.
- Acero al azufre-plomo-selenio, calibrado por estirado en frío. Índice de maquinabilidad = 180.

Los aceros de fácil maquinabilidad se suministran, fundamentalmente, en estado de calibrado por estirado en frío. Con el propósito de conseguir las tolerancias dimensionales adecuadas para alimentar los tornos automáticos facilitando su entrada, facilitando al mismo tiempo, el arranque y desprendimiento de la viruta; esto en virtud de la acritud y del aumento de dureza que proporciona el estirado en frío. En la práctica la reducción de estirado, realizada sobre la sección laminada en caliente del material de partida, está comprendida entre el 10 por 100 y un máximo del 20 por 100.

(Continuará)

^{*} Índices de maquinabilidad. La maquinabilidad relativa de los aceros de fácil mecanización calibrados, con una reducción de estirado entre 10 y 18% del diámetro, se determinan mediante ensayos de torneado.

Nuevo libro:

Materiales para ingeniería FUNDICIONES FÉRREAS

José Antonio Pero-Sanz Elorz, Catedrático de las Escuelas de Minas de Madrid y Oviedo, Daniel Fernández González y Luis Felipe Verdeja González son los autores del libro "Materiales para Ingeniería. Fundiciones Férreas", editado en Febrero de 2018 por PEDECA Press Publicaciones (editora de la revista FUNDI Press). Es ésta, la versión actualizada de la obra del mismo título, publicada por el Profesor Pero-Sanz en 1994 (Editorial Dossat S. A., y que se encuentra agotado).

La monografía hace un barrido a lo largo de nueve capítulos con ejercicios resueltos de las fundiciones férreas, donde los cinco primeros capítulos se dedican a las fundiciones de media y baja aleación, los capítulos seis y siete se centran en las fundiciones maleables y las fundiciones dúctiles, y los capítulos ocho y nueve tratan las fundiciones altamente aleadas. Se finaliza el libro con un capítulo, el diez, totalmente dedicado a ejercicios, problemas y casos prácticos resueltos que servirán al autor para complementar los aspectos estudiados a lo largo de los capítulos anteriores, y acceder a otros menos detallados a lo largo del texto, como la práctica del moldeo.

La obra es concebida para cursos institucionales de Escuelas de Ingeniería o Facultades Universitarias, tratando de dar servicio a un amplio espectro de lectores: desde estudiantes hasta industriales interesados en disponer de un criterio racional para la elección racional de estos materiales metálicos, prestando atención a la metalurgia física. Es decir, a la relación existente entre composición, estructura metalográfica derivada de aquélla y propiedades, así como a la posibilidad de modificar estructura y propiedades por tratamiento térmico.

Autores:

José Antonio Pero-Sanz Elorz, Daniel Fernández González y Luis Felipe Verdeja González ISBN-13-978-84-697-8834-9

Edita: PEDECA Press Publicaciones

Número de páginas: 306

PEDIDOS, consultar información en www.unioviedo.es/sid-met-mat



Los capítulos en los que se encuentra estructurado el libro son:

- Sistema Fe-C. Diagramas de equilibrio metaestable y estable.
- Eutéctica estable y tipos de grafito de solidificación.
- Compromiso entre solidificación estable y metaestable.
- 4. El compromiso entre enfriamiento estable y metaestable en estado sólido.
- Propiedades generales de las fundiciones grises no aleadas (o de baja aleación) y grafito laminar.
- 6. Fundiciones maleables.
- 7. Fundiciones esferoidales (o dúctiles).
- 8. El sistema Fe-C-Cr.
- Composición, estructura y propiedades de las fundiciones altamente aleadas.
- 10. Ejercicios, problemas y casos prácticos.





- · 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









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

CENTRAL
Ribera de Zorrozaurre 15, 2°
Tf: +34 902 11 89 47 Fax: +34 944 48 37 32 48014 BILBAO
www.tecresa.com · tecresa@tecresa.com

DELEGACIONES

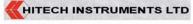




TOKAI KONETSU KOGYO CO., LTD.

- ☐ 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











-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





www.flexinox.com

ESPECIALISTAS EN LA FABRICACIÓN DE ELEMENTOS PARA TRATAMIENTO TÉRMICO Y RECAMBIOS EN ACEROS REFRACTARIOS

TUBOS RADIANTES UTILLAJES CESTAS Y CRISOLES RETORTAS CADENAS

REPARACIÓN Y TRANSFORMACIÓN DE HORNOS

(OBRAS REFRECTARIAS)

Representante para España de AUBE-LINDBERG

FILINOX, S.A.





Tel: +34, 94,426,25,22 Fax:+34, 94,426,22,62 info@aplitec-tt.com





Ingeniería Térmica Bilbao s.l. Ingeniería y Productos para Hornos y Procesos Térmicos

- 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

P.I. Sangròniz, Iberre 1-M5 E-48150 SONDICA (Vizcaya)

Tel.: 94 453 50 78 Fax: 94 453 51 45

bilbao@interbil.es





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 trabaio en la empresa.



- Granalla Esférica y Angular fabricada en el Reino Unido y Alemania cumpliendo las normas internacionales SAE e ISO.
- El mejor servicio técnico y la mejor calidad de producto.
- Crecemos a través de la integridad y la innovación.

LOS ESPECIALISTAS EN GRANALLA DE ACERO Y GRANALLA INOXIDABLE

Tel.: +34 628 531 487 www.ervinamasteel.eu

mforn@ervin.eu



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



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



















INDICE de A	NUNCIANTES
ACEMSA 48	INSERTEC 5
ALJU	INTERBIL
APLITEC 47	IPSEN 21
ARROLA PORTADA	LEYBOLD49
B.M.I 47	LIBRO FUNDICIONES
BAUTERMIC 46	LIBROS TRATAMIENTO TÉRMICO 39
BIEMH Interior PORTADA	METALMADRID
BOREL SWISS	ONDARLAN 9
DEGUISA 47	PROYCOTECME 47
ENTESIS 47	REVISTAS TÉCNICAS Int. CONTRAPORTADA
ERVIN AMASTEEL	S.A. METALOGÁFICA
FLEXINOX	SAFE
FÓRUM ESTAMPACIÓN	SOLO SWISS 49
GRUPO PIROVAL	SPECTRO
HEA CONTRAPORTADA	SUMINISTRO Y CALIBRACIÓN 23
HORNOS DEL VALLÉS 47	TECNYMAT
HOT 27	TECRESA
INNOVATLÁNTICO	WHEELABRATOR 48





Próximo número

SEPTIEMBRE

N° Especial **FÓRUM ESTAMPACIÓN** (Bilbao). N° Especial PROVEEDORES. Hornos industriales. Espectrómetros. Equipos de control. Quemadores.

SU MEJOR COMUNICACIÓN

REVISTAS PROFESIONALES DEL SECTOR INDUSTRIAL



PEDECA Press Publicaciones

TRATAMIENTO
TÉRMICO
DE ALEACIONES
DE METALES NOBLES
EN ATMÓSFERA
CONTROLADA





HORNOS INDUSTRIALES

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

