



**XIII CONGRESO
PROPIEDADES MECÁNICAS
DE SÓLIDOS**

LIBRO DE ACTAS

**CEMACAM - Font Roja - Alcoy
del 26 al 28 de Septiembre de 2012**

ORGANIZADORES:



PATROCINADORES:



Ajuntament d'Alcoi



**CajaMediterráneo
OBRA SOCIAL**

Editores:

Rafael Balart Gimeno
Lourdes Sánchez Nácher
David García Sanoguera
Teodomiro Boronat Vitoria
Octavio Fenollar Gimeno

**ACTAS DEL XIII CONGRESO NACIONAL
DE PROPIEDADES MECÁNICAS DE SÓLIDOS (PMS 2012)**

**26 - 28 de Septiembre de 2012
ALCOY (ALICANTE)**

**EDITORIAL
UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE VALÈNCIA**



UNIVERSITAT
POLITÈCNICA
DE VALÈNCIA

EDITORIAL



Primera edició, 2012

© de la presente edició:
Editorial Universitat Politècnica de València
www.editorial.upv.es

Presidencia del congreso:
Rafael Balart Gimeno (UPV)

Secretario:
Teodomiro Boronat Vitoria

Comité científico:
Lourdes Sánchez Nácher (UPV)
David Jerónimo Busquets Mataix (UPV)
Santiago Ferrándiz Bou (UPV)
Marc Anglada Gomilla (UPC)
Arturo Domínguez Rodríguez (U. Sevilla)
Fernando Guiberteau Cabanillas (UE)
Oscar Ruano Mariño (CENIM)
Juan Baselga Llidó (U. Carlos III)
José María San Juan Núñez (U. País Vasco)
Nicolás de la Rosa Fox (U. Cádiz)
María LLuïsa MasPOCH Rulduà (UPC)
Francisco Javier Belzunce Varela (UO)
Félix Peñalba Díaz (Fundación TECNALIA)
Diego Gómez García (U. Sevilla)

Comité organizador:
Rafael Balart Gimeno (UPV)
Manuel Carsí Cebrián (CENIM)
David García Sanoguera (UPV)
Vicente Amigó Borrás (UPV)
José David Badía Valiente (UPV)
Teodomiro Boronat Vitoria (UPV)
Octavio Fenollar Gimeno (UPV)
Patricia Franconetti Rodríguez (UPV)
Ángela Gallardo López (U. Sevilla)

© de los textos e imágenes: los autores

Editores de la publicación:
Rafael Balart Gimeno
Lourdes Sánchez Nácher
David García Sanoguera
Teodomiro Boronat Vitoria
Octavio Fenollar Gimeno

© Diseño y maquetación: los editores

ISBN: 978-84-8363-897-2
Ref. editorial: 2737

Queda prohibida la reproducción, distribución, comercialización, transformación, y en general, cualquier otra forma de explotación, por cualquier procedimiento, de todo o parte de los contenidos de esta obra sin autorización expresa y por escrito de sus autores.

ORGANIZADORES:



PATROCINADORES:



ÍNDICE

MATERIALES METÁLICOS.....11

Validación del ensayo SPT en la obtención de las propiedades mecánicas fundamentales de distintos tipos de aceros
 C. Rodríguez, T.E. García, F.J. Belzunce, C. Suárez.....13

Efecto de la velocidad de deformación y de las cargas cíclicas en el comportamiento mecánico de un acero inoxidable dúplex: modelos constitutivos
 P. Sanjurjo, C. Rodríguez, I. Peñuelas, J. Belzunce.....19

Influencia del procesado por SPS de polvos TiAl en su microestructura y propiedades
 A. Amigó, V. Aguirre, M. Carsí, M.A. Lagos, I. Agote V. Amigó25

Efecto del envejecimiento a 475°C sobre la tenacidad a la fractura bajo condiciones de impacto en la aleación Fe20Cr6Al0.5Y₂O₃
 J. Chao, M. Serrano, A. García-Junceda, J.A. Jiménez, G. Pimentel, C. Capdevila.....31

Efecto de las variables de proceso sobre el comportamiento a flexión de aleaciones Ti-3%at X (X=Nb, Ta) obtenidas por pulvimetalurgia
 P. Franconetti, J.J. Candel, F. Devesa, V. Amigó37

Modelo Mecánico Aplicable a Inversiones Cíclicas de la Deformación
 J.L. Lanzagorta, D.J. Badiola, I. Gutiérrez.....43

Propiedades mecánicas de la aleación AZ31 procesada por una ruta eco-sostenible
 F. D’Errico, G. Garcés, M. Hofer, Shae K. Kim, P. Pérez, S. Cabeza, P. Adeva49

Propiedades mecánicas de aleaciones Mg-Zn-Y-CeMM con diferentes relaciones atómicas Y/CeMM
 P. Pérez, J. Medina, G. Garcés, P. Adeva55

Caracterización mecánica de la aleación Al 7075 severamente deformada mediante procesado por fricción batida
 A. Orozco-Caballero, P. Rey, D. Gesto, D. Verdera, C.M. Cepeda-Jiménez, P. Hidalgo-Manrique, O.A. Ruano, F. Carreño61

Microestructura y propiedades mecánicas de aceros ferrítico-martensíticos con 14%Cr para aplicaciones a alta temperatura
 E. Benavente-Martínez, J.E. Wittig, O.A. Ruano, M. Carsí, F. Peñalba, J.A. Jiménez.....67

Influencia de la temperatura de unión por difusión sobre la textura y propiedades mecánicas de materiales multicapa de Ti-6Al-4V
 C.M. Cepeda-Jiménez, P. Hidalgo-Manrique, A. Orozco-Caballero, A.A. Sarkeeva, A.A. Kruglov, R.Ya. Lutfullin, O.A. Ruano, F. Carreño.....73

Relación de Hall-Petch y extensión de su validez para aluminio con tamaño de grano ultrafino.
 M. Lieblich, D. Alonso-Zamalloa, J. Corrochano, J. Ibáñez.....79

Sustitución de cuñas de molinos de carbón tradicionales por aceros austeníticos con bajo contenido en manganeso A. García, B. del Río, A. Varela, V. Blázquez, C. Camba, J.L. Mier	85
Obtención de una aleación 7075 de grano ultrafino mediante procesado por fricción batida P. Rey, D. Verdera, A. Orozco-Caballero, O. A. Ruano, A. Fernandez, D. Gesto, F. Carreño	91
Análisis M.E.F. de los efectos de dispersión de espesores de pared sobre el comportamiento mecánico de espumas de aluminio B. Cárcel, A.C. Cárcel, E. Giménez	97
Microestructura y propiedades de recubrimientos Al-Si12 obtenidos por laser cladding sobre aleaciones de magnesio A. C. Cárcel, B. Cárcel, X. Toneu.....	103
Caracterización de partículas estabilizantes intermetálicas Al-Ti-Ca en espumas de aluminio de poro cerrado B. Cárcel, A.C. Cárcel.....	109
Efecto de la distribución bimodal de grano en la ductilidad de hierro nanoestructurado obtenido por proceso de molienda mecánica C. Casas, J.A. Benito, J.M. Cabrera	115
Endurecimiento de chapa de acero TWIP durante ensayos cíclicos tracción-compresión R. Cobo, J.A. Benito, J. Calvo, J. M. Cabrera.....	121
Ensayos para evaluar la adherencia residual acero-hormigón a altas temperaturas F.B. Varona, D. Bru, F.J. Baeza, S. Ivorra.....	127
Análisis de las tensiones térmicas y mecánicas y su influencia en la vida a fatiga de cilindros de laminación J.C. García, F. Peñalba, X. Gómez, M. Carsí.....	133
Microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras por fricción de placas de aleación de aluminio AA6061 J.L. Ortiz, V. Rubén Valencia, J. Manríquez	139
Características de la deformación en caliente de aceros TWIP J. Calvo, P. Rodríguez-Calvillo, J.M. Cabrera, A. Mateo	145
Modelización de la microestructura final y los parámetros de recristalización dinámica de materiales metálicos policristalinos. Aplicación a la aleación de magnesio AZ80 I. Rieiro, M.T. Larrea, V. Gutiérrez, M. Carsí, O.A. Ruano	151
Estudio tribológico de aceros empleados en ejes de aerogeneradores R. Rementería, C. Camba, A. Varela, A. García, J.L. Mier, F. Barbadillo.....	159
Microstructural issues in production and operation of P91 steel S. Spigarelli	165
Effect of the microstructure on the mechanical properties of TRIP/TWIP steels J.A. Jiménez, D.T. Pierce, J.E. Wittig.....	171

MATERIALES CERÁMICOS183

Procesado, microestructura y comportamiento de fractura de compuestos de 3YTZP/nanotubos de carbono mono-capa con una dispersión óptima de nanotubos preparados mediante “Spark Plasma Sintering”
 R. Poyato, A. Gallardo-López, F. Gutiérrez-Mora, A. Muñoz, A. Domínguez-Rodríguez.....185

Evaluación de la actividad puzolánica de una ceniza volante a partir de medidas físicas y mecánicas
 J.N. Eiras, J. Payá, M.V. Borrachero, J. Monzó, N. Bouzón, L. Soriano, I. Fita, J.M. Cruz191

Efecto de la deposición de películas sol-gel en las propiedades antideslizantes de pavimento cerámico vidriado.
 R. Galindo, C. Gargori, S. Cerro, M. Lludsar, G. Monrós197

Mechanical properties of alumina infiltrated zirconia nanocomposites
 E. Camposilvan, F.G. Marro, F. Maspero, G. Cuspidi, M.J. Anglada203

Diseño microestructural de cerámicos avanzados a base de SiC resistentes al desgaste
 O. Borrero-López, A.L. Ortiz, E. Ciudad, F. Guiberteau209

Cerámicos de SiC nanoestructurados resistentes al desgaste
 E. Ciudad, O. Borrero-López, A.L. Ortiz, F. Guiberteau, M. Nygren215

MATERIALES POLIMÉRICOS219

Influencia en la resistencia al rayado al aplicar recubrimiento con tecnología SAM (molecular self-assembly) sobre el polímero ABS.
 C. Losada, F. Martí, E. Campos-Gómez, J. Gómez221

Caracterización mecánica de películas de Poli(ácido láctico) y de Poli(ácido láctico)-Poli(hidroxibutirato) plastificadas
 M.P. Arrieta, J. López, F. Parres, A. Horta227

Estudio probabilístico de fatiga de inicio en polietileno de ultra alto peso molecular y en la aleación de NiTi
 F.J. Pascual, C. Przybilla, E. Ibarz, L. Gracia, J.A. Puértolas, A. Fernández Canteli.....233

Estudio experimental y simulación por elementos finitos del trabajo esencial de fractura aplicado al polietileno
 F.J. Pascual, R. Ríos, A. Alegre, E. Ibarz, L. Gracia, J.A. Puértolas239

Materiales inteligentes para robótica
 J. Masiá, J.R. Rufino, F.J. Tormo, J. Ferri, B. Mansilla.....245

Utilización de mezcla eutéctica de anhídrido ftálico y maleico como agente de entrecruzamiento en el curado de ELO y ESO
 M.D. Samper, B. Ferrero, O. Fenollar, L. Sánchez-Nácher, D. García-Sanoguera253

Efecto del weathering sobre las propiedades mecánicas de films de polietileno
 V. Sáenz de Juano-Arbona, C. Moliner- Estopiñan, R. Teruel-Juanes, A. Ribes-Greus259

Relajaciones viscoelásticas y fragilidad dinámica de poli(tereftalato de etileno) reprocesado mecánicamente.	
J.D. Badía, A. Martínez-Felipe, L. Santonja-Blasco, A. Ribes-Greus	265
Estudio de las relajaciones viscoelásticas y la fragilidad dinámica de polilactida (PLA) reciclada.	
J.D. Badía, L. Santonja-Blasco, A. Martínez-Felipe, A. Ribes-Greus	271
Resistencia de uniones adhesivas PLA-PLA tratado con plasma atmosférico	
A. Jordá-Vilaplana, L. Sánchez-Nácher, V. Fombuena, O. Fenollar	277
Modificación de poliestireno con nanoarcillas funcionalizadas	
M.D. Samper, A. Horta, J.M. España, J. López	283
Relación microestructura/propiedades en poliuretanos termoplásticos	
A. Eceiza, B. Fernández d' Arlas, M.A. Corcuera	289
MATERIALES COMPUESTOS295	
Estudio de las propiedades mecánicas de biocomposites con tejidos naturales tratados mediante plasma	
N. Soriano, I. Roig, S. Fita, C. Sanz, M. Zimniewska	297
Mecanismos de fallo en servicio de recubrimientos compuestos de matriz de titanio reforzados con alto contenido de carburo de titanio depositados por láser.	
J.J. Candel, P. Franconetti, F. Devesa, J. A. Jiménez, V. Amigó.....	303
Efectividad de diversos agentes de acoplamiento basados en silanos en fibras de basalto para la mejora de los fenómenos de interfase con una matriz epoxídica de origen natural.	
J.M. España, M.D. Samper, E. Fages, R. Balart, L. Sanchez-Nacher.....	309
Caracterización mecánica de termoestables basados en aceite de soja epoxidado cargados con proteínas	
V. Fombuena, J. M. España, O. Fenollar, T. Boronat, R. Balart.....	315
Caracterización de GRC y evaluación del proceso de envejecimiento por medio del análisis de espectros de vibración	
J.N. Eiras, F. Gaona, J. Monzó, T. Kundu, J.S. Popovics, J. Payá, M. Bonilla	321
Valorización de Residuos Plásticos en Matrices Cementicias: influencia del tamaño de probeta y la forma de producción de la fibra en los resultados mecánicos del material compuesto.	
M.E. Fernández, J. Payá, M.V. Borrachero, J. Monzó, L. Soriano.....	327
Propiedades mecánicas y fractografía de nanocompuestos de PMMA	
F.J. Pascual, L. Crespo, A. Anson, I. Tacchini, M.T. Martínez, J.A. Puértolas.....	333
Estudio fractográfico en compuestos de polietileno de ultra alto peso molecular reforzados con nanotubos de carbono	
J.A. Puértolas, M.J. Martínez-Morlanes, F.J. Pascual, M.T. Martínez	339

Caracterización dinámica y estática de vigas de madera reforzadas con GFRP D. Bru, S. Ivorra, F.J. Baeza, J. García	345
Caracterización mecánica y estudio fractográfico del polietileno de ultra alto peso molecular reforzado con nanotubos de carbono mediante ensayos "small punch" V. Martínez-Nogués, F.J. Pascual F.J. Medel, P. Castell, S. Kurtz, J.A. Puértolas	351
Aplicación de nanoindentación para la determinación de la dureza y del módulo en subproductos de la biomasa M.P. Arrieta, M.I. Rico, J. López, E. Rayón	357
Procesado y microestructura de composites de alúmina y nanotubos de pared simple dispersos con tamaño de grano fino A. Gallardo-López, R. Poyato, A. Morales-Rodríguez, F. Gutiérrez-Mora, A. Muñoz, A. Domínguez-Rodríguez	363
Estudio de las propiedades mecánicas de biocermetes en el sistema SiC/Si/Al J.V. García, A. Bravo	369
Fabricación y microestructura de cermetes bioinspirados de matriz cerámica en los sistemas SiC/Si/Al y SiC/Si/TiSi₂ J.V. García, A. Bravo	375
Estudio del efecto memoria de forma en biocompuestos elastoméricos de Poli(manitol sebacato) reforzados con nanocelulosa A. Sonseca, L. Peponi, A.C. Cárcel, J.M. Kenny, E. Giménez.....	381
Estudio del espectro de relajaciones dinámico-mecánicas de copolímeros de metil metacrilato y metil isopropenil cetona S.C. Sánchez-Ballester, J.D. Badía, A. Ribes-Greus, V. Soria	387
Fabricación de andamiajes Cerámico/Polímero mediante Moldeo Robotizado para implantes óseos F.J. Martínez-Vázquez, A. Pajares, P. Miranda, F. Guiberteau	393
Desarrollo de nuevos materiales compuestos ecológicos con matriz de ácido poliláctico (PLA) y refuerzos de lino. B. Ferrero, V. Fombuena, J. Pascual, T. Boronat, D. Garcia-Sanoguera	399

ÍNDICE DE AUTORES.....	405
-------------------------------	------------

Características de la deformación en caliente de aceros TWIP

J. Calvo^{*(1,2)}, P. Rodríguez-Calvillo⁽¹⁾, J.M. Cabrera^(1,2), A. Mateo⁽¹⁾

(1) UPC, Av. Diagonal 647, Pabellón E, 08028, Barcelona

e-mail: jessica.calvo@upc.edu*

(2) Fundació CTM Centre Tecnològic, Av. Bases de Manresa, 1, 08242, Manresa

Palabras clave: acero TWIP; deformación en caliente; modelización; evolución microestructural

Keywords: TWIP steel; hot deformation; modeling; microstructural evolution

RESUMEN

Los aceros TWIP (del inglés “Twinning Induced Plasticity”) han despertado en los últimos años un gran interés por parte de la industria automotriz debido a su excelente relación entre resistencia a la tracción y ductilidad. Sus propiedades características se deben a que el maclaje actúa como mecanismo de deformación provocando un efecto Hall-Petch dinámico que conlleva una elevada tasa de endurecimiento por deformación. Además, estos materiales tienen una gran capacidad de maclar, pudiendo llegar activarse mecanismos de maclaje secundarios para grados de deformación elevados. Por este motivo se alcanza alargamientos superiores al 60%, valor muy elevado en comparación con los obtenidos para otros aceros de alta resistencia. Para que el maclaje esté presente como mecanismo de deformación, la composición debe de estar ajustada para tener una microestructura completamente austenítica a temperatura ambiente y para que la energía de falla de apilamiento (EFA) tenga valores de 20 a 45mJ·m⁻². Esto se logra con altos contenidos de Mn que pueden ir del 18% al 30%, además de otros elementos como el Al, Si y/o C. Debido al alto grado de aleación, estos materiales presentan problemas característicos durante su procesamiento, tanto en colada como en su deformación en caliente. En este trabajo se evalúa particularmente el comportamiento en caliente de estas aleaciones. Con este fin, se llevaron a cabo ensayos de compresión en caliente a diferentes temperaturas y velocidades de deformación a un acero TWIP. Además de la modelización de las curvas de fluencia que permite predecir el comportamiento de los materiales bajo diferentes parámetros operacionales, también se estudió la evolución del tamaño de grano. Para ello se llevó a cabo la caracterización microestructural de las probetas mediante microscopía óptica.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros TWIP (TWinning Induced Plasticity o plasticidad inducida por maclaje) son aceros pertenecientes al grupo de los denominados AHSS (aceros avanzados de alta resistencia), cuya característica diferenciadora de otros aceros del mismo grupo es que, además de alcanzar altas resistencias a la tracción, por encima de los 1000 MPa, también presentan grandes ductilidades, superiores al 50%. Estas propiedades mecánicas hacen que estos aceros estén siendo vistos con interés por la industria automotriz, en constante búsqueda de aceros con mayores resistencias que permitan reducciones de peso de los vehículos. Sin embargo, aumentar la resistencia suele conllevar pérdidas de ductilidad y por lo tanto disminución de la capacidad de absorber energía en caso de colisión. Las características de los aceros TWIP hacen que estos aceros sean idóneos para aplicaciones en las que además de reducción de peso también se busque buenas propiedades de absorción de energía a impacto [1]. Además, los aceros TWIP también presentan un elevado coeficiente de endurecimiento por deformación, propiedad particularmente interesante de cara al conformado de chapa, ya que está relacionada con una gran deformación homogénea.

Como el propio nombre indica, para conseguir el comportamiento típico de un acero TWIP es imprescindible activar el maclaje como mecanismo de deformación [2,3]. Esto se consigue por un lado estabilizando la austenita a temperatura ambiente y por otro lado controlando la energía de fallo de apilamiento (EFA) en

valores entre 12 y 35 $\text{mJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ [4]. Estas condiciones se alcanzan mediante la aleación con Mn, que puede estar en contenidos del 18 al 30%. Otros elementos como Al y Si o C también son importantes para este fin. Originalmente se consiguieron comportamientos típicos de aceros TWIP con las composiciones Fe-25Mn-3Al-3Si y Fe-22Mn-0,6C. Actualmente, además de estas composiciones básicas y combinaciones de ellas también se están diseñando composiciones microaleadas, intentando aumentos extra en la resistencia a la tracción [5].

A pesar de sus excelentes propiedades mecánicas, los aceros TWIP presentan problemas relacionados con su procesamiento que deben ser considerados y estudiados para garantizar la viabilidad de sus posibles aplicaciones. Por un lado los altos contenidos de Mn están asociados con la aparición de microporos, rechupes y fuertes segregaciones [6] de los productos colados. Además, para su conformado en caliente se requieren altas fuerzas de laminación y son necesarias altas temperaturas para generar microestructuras homogéneas. También pueden aparecer problemas de elevadas cargas de procesamiento y recuperación elástica durante el conformado en frío. Además, se ha detectado que las composiciones basadas en la aleación con C tienen tendencia a la fractura retardada en piezas conformadas en frío, aunque parece que este mecanismo puede ser contrarrestado con la adición de Al [7]. Por otra parte, su límite elástico en estado de recocido es relativamente bajo, lo cual puede limitar algunas aplicaciones. Es por eso que se busca microalea, o bien producir un tamaño austenítico lo más fino posible al final del proceso de conformado.

Este trabajo se centrará en la evaluación del comportamiento en caliente de un acero TWIP y el tamaño de grano producido por recristalización dinámica. Para ello se llevarán a cabo ensayos de compresión uniaxial a diferentes temperaturas y velocidades de deformación, con el objeto de conocer el efecto de estos parámetros de conformado en las características del comportamiento mecánico y su evolución microestructural. A partir de la curvas de fluencia se aplican modelos para obtener las ecuaciones constitutivas que permiten predecir el comportamiento de los materiales en base a los parámetros experimentales.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

La composición química del acero TWIP estudiado aparece en la tabla 1. El material fue recibido en estado de laminación en caliente y del planchón de 9.5 mm de espesor se mecanizaron probetas cilíndricas de compresión, en la dirección del espesor. Las probetas tenían unas dimensiones de 7 mm de diámetro y 9 mm de longitud. Los ensayos de compresión se llevaron a cabo en una máquina de ensayos INSTRON con una célula de carga de 100 kN, equipada con un horno de calentamiento por radiación. Durante los ensayos las probetas se calentaban hasta 1100°C y a esta temperatura permanecían durante 10 minutos. La microestructura generada durante este tratamiento puede observarse en la Figura 1 y corresponde a la microestructura de partida de todas las probetas. Posteriormente, éstas se llevaban a la temperatura de ensayo, comprendida entre 1100 y 800°C y tras un tiempo de mantenimiento de 5 minutos se ensayaban a velocidades de deformación de 10^{-1} , 10^{-2} y 10^{-3}s^{-1} , hasta alcanzar una deformación total de 0.8. Una vez ensayadas, las probetas se preparaban para ser observadas metalográficamente siguiendo técnicas convencionales de preparación de muestras y se atacaban con Nital 5%.

Tabla 1. Composición química del acero (%en peso)

%C	0.1
%Mn	23.8
%Si	2.07
%Al	2.12
%Mo	0.31
%Ni	0.75
%Nb	0.02

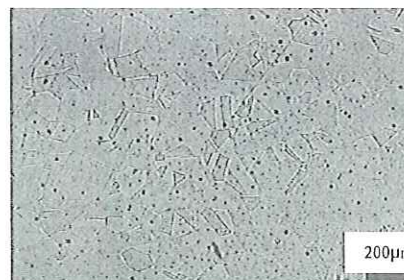


Figura 1. Microestructura del acero después del recalentamiento dentro del horno

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Curvas de fluencia

Las curvas de fluencia del material se representan en la Figura 2 para las diferentes temperaturas y velocidades de deformación. Superpuestas se encuentran las curvas obtenidas mediante el modelo que se explicará en el apartado 3.3.

En estas curvas de fluencia se aprecia claramente que la tensión máxima disminuye al aumentar la temperatura y disminuir la velocidad de deformación. A la máxima temperatura de ensayo, que corresponde a 1100°C, las curvas presentan un valor máximo de tensión a partir del cual se produce un ablandamiento progresivo hasta alcanzar un valor estable. Este tipo de comportamiento es característico de materiales que presentan recristalización dinámica. A medida que disminuye la temperatura y/o aumenta la velocidad de deformación, este comportamiento desaparece y da paso a otro en el que una vez alcanzada la tensión máxima ésta se mantiene a medida que avanza la deformación. Este tipo de curvas es característico de materiales que sufren recuperación dinámica. Así, a 800°C para cualquier velocidad de deformación el mecanismo de ablandamiento operante es aparentemente y exclusivamente la recuperación dinámica.

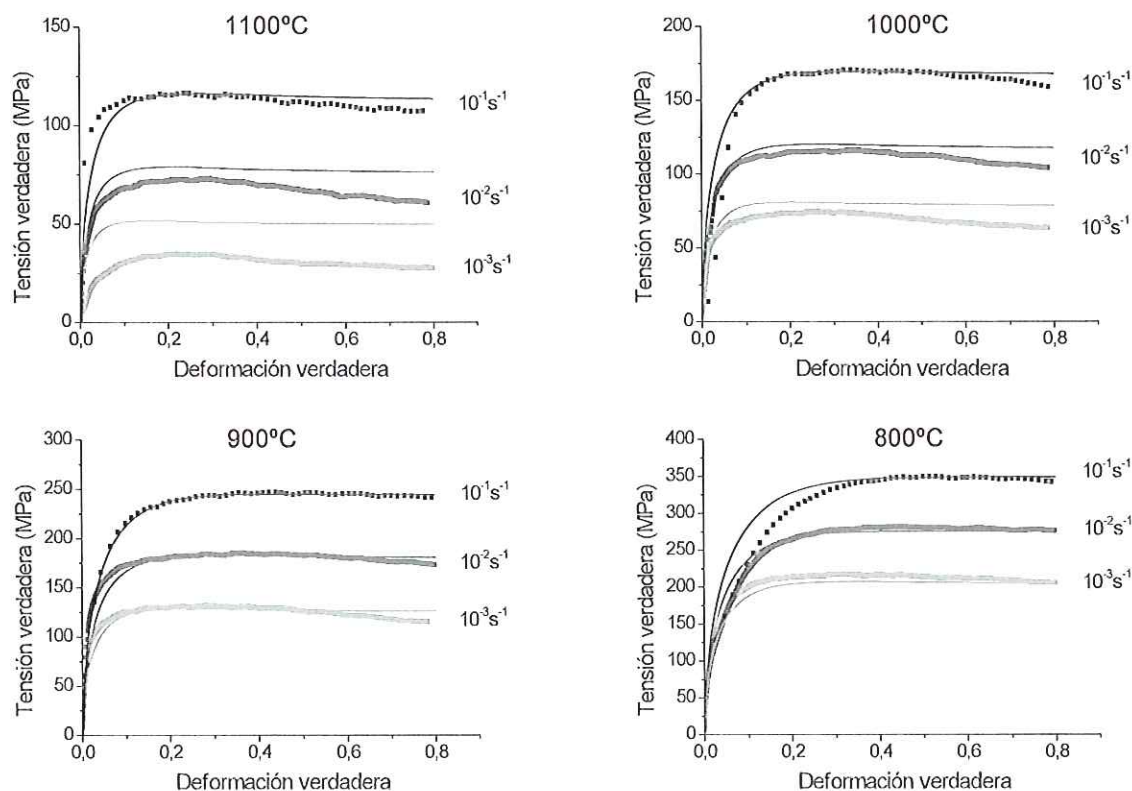


Figura 2. Curvas de fluencia del acero TWIP a diferentes temperaturas y velocidades de deformación

3.2. Caracterización microestructural

En la Figura 3 se pueden observar las microestructuras de las probetas ensayadas a compresión en diferentes condiciones. A 1100°C la probeta ensayada a 10^{-1} s^{-1} tiene una microestructura completamente recristalizada, ya que los granos aparecen equiaxiales y más finos que los granos iniciales. Si el material recristaliza en estas condiciones es previsible que también lo haga a velocidades de deformación más lentas, como también indican las curvas, aunque previsiblemente el tamaño de grano recristalizado sea algo superior. A 1000°C la velocidad de deformación umbral entre un comportamiento de recristalización dinámica y restauración

dinámica sería 10^{-2} s^{-1} y, efectivamente, a esta temperatura se observa una microestructura recrystalizada, aunque se ven algunos granos grandes que podrían no haber recrystalizado. A condiciones para las que las curvas no presentaron características de recrystalización dinámica, las microestructuras presentan granos deformados alargados sin recrystalizar rodeados de granos mucho más finos recrystalizados. De hecho, hasta en las condiciones más desfavorables de 800°C y $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ se observa algo de recrystalización aunque ésta no se hace evidente en las curvas por la baja fracción en volumen de granos recrystalizados. En todos estos casos, la recrystalización dinámica parece estarse iniciando y ocurrir a altas deformaciones.

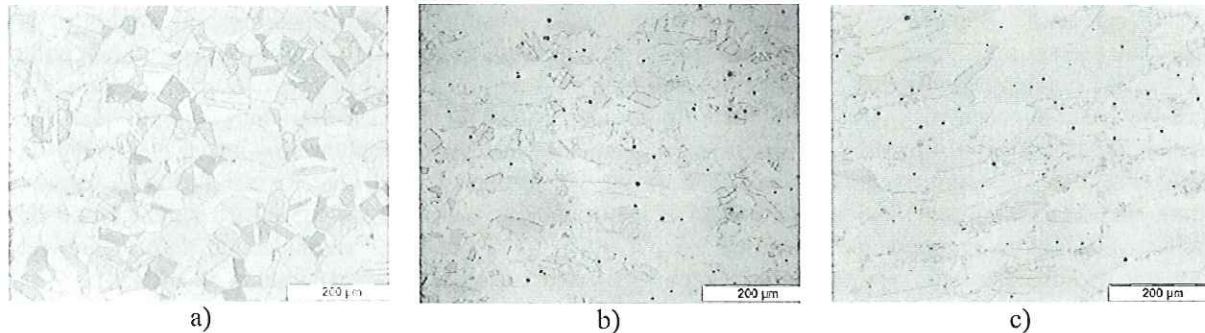


Figura 3. Microestructuras de las probetas ensayadas a: a) 1100°C y 10^{-1} s^{-1} ; b) 1000°C y 10^{-2} s^{-1} ; c) 800°C y 10^{-1} s^{-1}

3.3. Modelización

Para la modelización de las curvas de fluencia se tiene en cuenta que éstas pueden ser divididas en tres partes. A bajas deformaciones, el endurecimiento por deformación y la recuperación dinámica ocurren simultáneamente. La segunda parte correspondería a la recrystalización para las condiciones en las que este mecanismo puede tener lugar. Como se ha discutido con anterioridad, cuando el ablandamiento está controlado por la recrystalización dinámica, la tensión de fluencia pasa por un valor pico y después decrece hasta alcanzar un estado estable que corresponde a la tercera parte de la curva. Para la modelización de las curvas a partir de los ensayos de compresión uniaxial se utilizarán las aproximaciones de Bergström [8,9] y Estrin-Mecking [10], conjuntamente con la ecuación de Avrami [11] para determinar la tensión de fluencia y la cinética de recrystalización. El modelo utilizado considera que en el primer tramo de la curva, la densidad de dislocaciones, ρ , resulta del equilibrio entre la generación de dislocaciones asociada al endurecimiento por deformación y el ablandamiento relacionado con la aniquilación y reordenamiento de las dislocaciones. Así, se llega a la expresión (1):

$$\sigma^2 = \sigma_{drv}^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_{drv}^2) \exp(-\Omega \varepsilon) \quad \text{para } \varepsilon \leq \varepsilon_p \quad (1)$$

donde $\sigma_0 = \alpha \mu b \rho_0$ (2) y $\sigma_{drv} = \alpha \mu b \sqrt{U \Omega}$ (3) son, respectivamente, el límite elástico a las condiciones de deformación y la tensión en ausencia de recrystalización dinámica, α es un coeficiente dependiente de la temperatura, μ el módulo de cizalladura, b el vector de Burgers y ε_p la deformación de pico. El parámetro U (m^{-2}) representa el endurecimiento por deformación y Ω la cantidad de recuperación dinámica. El parámetro ρ_0 será desestimado en este trabajo por la baja densidad inicial de dislocaciones, ρ_0 .

En la etapa de recrystalización dinámica la tensión se puede expresar en función de la fracción en volumen recrystalizada, X_D , como:

$$\sigma = \sigma_{drv} - \chi D \cdot \sigma_{drv} - \sigma_{ss} \quad \text{para } \varepsilon \geq \varepsilon_p \quad (4)$$

donde σ_{ss} y σ_{drv} son la tensión de estado estable debida a la recrystalización y la tensión de saturación debida a la recuperación dinámica, que por simplicidad se asociará a la tensión pico, la máxima en la curva de

fluencia. Para la cinética de recristalización dinámica se utiliza el modelo de Avrami, según el cual X_D se puede expresar como $X_D = 1 - \exp(-B \cdot t^k)$ (5) donde k y B son parámetros asociados con el mecanismo de nucleación y la velocidad de crecimiento, respectivamente.

Parámetros como σ_{dr} , U , Ω y k son función del proceso de deformación y se pueden describir a partir del parámetro de Zener-Hollomon, $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ (6), donde Q es la energía de activación aparente para deformación en caliente, R es la constante universal de los gases ideales, T la temperatura y $\dot{\epsilon}$ la velocidad de deformación. Según Cabrera et al. [12], la energía de autodifusión del Fe en la austenita puede ser tomada como valor de Q ($Q = Q_{sd} = 270 \text{ kJ/mol}$).

Determinación de las condiciones de recristalización dinámica

En primer lugar se tienen que establecer las condiciones críticas para las que habrá recristalización dinámica, ϵ_c . De manera general se puede considerar que esta deformación crítica se relaciona con la deformación pico ϵ_p a través de $\epsilon_c \approx 0.8 \cdot \epsilon_p$ (7) y ϵ_p que se relaciona con los parámetros experimentales a partir de la relación $\epsilon_p = K_\epsilon \cdot Z m_\epsilon$ (8), donde K_ϵ y m_ϵ son constantes del material. Para poder describir la etapa de recristalización de la curva se puede obtener el tiempo para una fracción recristalizada de 50% a partir de $X_D = 1 - \exp(-\ln 2 \cdot t^{m_t})$ (9) y se relaciona con los parámetros del proceso a través de $t_{50\%} = K_t \cdot Z m_t \exp(Q_t/RT)$ (10) donde K_t y m_t son constantes del material y Q_t la energía de activación aparente para recristalización dinámica. Los valores de estos parámetros tras los ajustes se muestran en la tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de la ecuación 9 de recristalización dinámica

$K_t \times (10^{-4})$	m_t	Q_t (kJ/mol)
389	-0.92	24.8

Ecuaciones para los términos de endurecimiento (U) y recuperación (Ω)

Los términos U y Ω se obtuvieron a partir del ajuste de los datos experimentales a las ecuaciones 1 y 3. La representación de U y Ω en función de Z (Figura 4) demuestra que estos parámetros son dependientes de las condiciones de conformado. Estas dependencias se pueden describir como $ab2U = K_U \cdot Z m_U$ (11) donde K_U y m_U son constantes del material. De la misma manera, Ω que es un parámetro que describe el ablandamiento dinámico, se puede relacionar con Z a través de la expresión $\Omega = K_\Omega \cdot Z m_\Omega$ (12) donde K_Ω y m_Ω también son constantes del material.

Ecuaciones para las tensiones de pico y de estado estable

La expresión generalizada para obtener σ_p y σ_{ss} es $\epsilon D(T) = A \sinh \alpha \sigma - E(T) \cdot n$ (13), donde $E(T)$ y $D(T)$ el módulo de Young y coeficiente de difusión en función de la temperatura que se pueden obtener tabulados [13], y A y n son constantes, α (MPa^{-1}) es la tensión inversa que marca el límite entre una relación potencial o exponencial entre las tensiones y las velocidades de deformación, y σ la tensión característica, ya sea de pico o de estado estable. Los valores de las constantes para el ajuste de las tensiones de pico y estado estable aparecen en la Tabla 3. Nótese el excelente grado de ajuste mostrado por los coeficientes de correlación R^2 .

Tabla 3. Parámetros de la ecuación 12 tensiones de pico y estado estable

α_p (MPa)	$(A_p)^{1/5}$	R_p^2	α_{ss} (MPa)	$(A_{ss})^{1/5}$	R_{ss}^2
790,5	597,6	0,99538	739,25	679,5	0,98714

Validación

En la Figura 2, además de las curvas experimentales aparecen las curvas obtenidas a partir del modelo descrito anteriormente y los parámetros ajustados en las tablas 2 y 3 y la Figura 4. Por lo general se observa que el modelo predice bien muchas de las condiciones experimentales, a pesar de que en la Figura 4 el ajuste de los términos de endurecimiento y ablandamiento presenta algo de dispersión. Los resultados muestran que la temperatura que el modelo predice peor es la correspondiente a 1100°C , donde las tensiones experimentales son sistemáticamente más bajas que las predichas. No hay que olvidar que el acero tiene un

0,02% Nb y sería plausible que la diferencia entre los comportamientos a 1100°C y a temperaturas menores pudiera radicar en la desaparición de los precipitados a la temperatura superior.

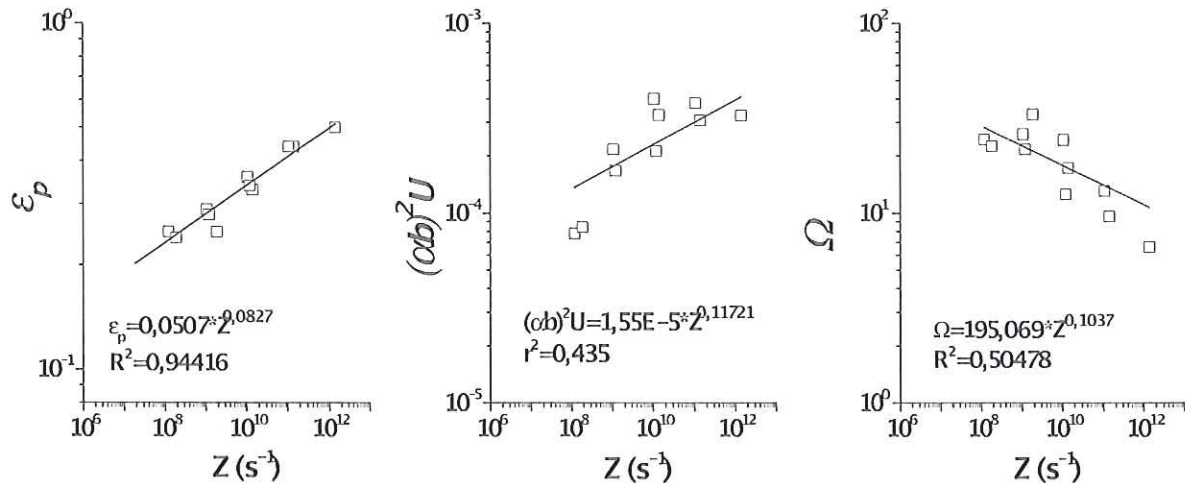


Figura 4. Dependencia de: a) la deformación de pico, b) el término de endurecimiento por deformación y c) término de ablandamiento, del parámetro de Zener-Hollomon

4. CONCLUSIONES

En el trabajo se ha descrito el comportamiento en caliente de un acero TWIP y se ha propuesto una metodología para poder predecir dicho comportamiento. A pesar de ser un acero fuertemente aleado, el uso de una energía de activación cercana a la de autodifusión del Fe predice con notable precisión los resultados experimentales.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a D.B. Santos de la Universidad Federal de Minas Gerais por el material. El trabajo ha sido financiado por l'Agència de Gestió d'Ajuts Universitaris i de Recerca de la Generalitat de Catalunya a través del proyecto 2010 CONE3 42 y por el Ministerio de Ciencia e Innovación a través del proyecto de investigación MAT09-14461.

6. REFERENCIAS

- [1] Information on www.worldautosteel.org, Advanced High Strength Steels AHSS, Application guidelines, (2009)
- [2] Frommeyer, G., . Drewes, E.J and Engl, B., *La Revue de Métallurgie*, 10, p. 1245 (2000)
- [3] Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G. and Meyer, L.W., *Int. J. Plasticity*, 16, p.1391 (2000),
- [4] Allain, S. *et al.*, *Mat. Sci. Eng A*, 387-389, p.158 (2004)
- [5] Reyes, F., Calvo, J., Cabrera, J.M., Mejía, I., *Steel Research Int*, 83, p. 344 (2012)
- [6] Gigacher, G., Pierer, R., Wiener, J., Bernhard, B., *Adv. Eng. Mater.*, 8, p.1096 (2006)
- [7] De Cooman, B.C., Chin, K.-G., Kim, J., *In-Tech*, DOI: 10.5772/14086
- [8] Bergström, Y., *Mater. Sci. Eng.*, 5, p.193 (1969)
- [9] Bergström, Y., Aronsson, B., *Metall. Trans.*, 3, p.1951 (1972)
- [10] Estrin, Y., Mecking, H., *Acta Metall.*, 32, p. 57 (1984)
- [11] Avrami, M., *J. Chem. Phys.*, 7, p.177 (1941)
- [12] Cabrera, J.M. Al Omar, A., Jonas, J.J., Prado, J.M., *Metall. Mater. Trans. A*, 28A, p.2233, (1997)
- [13] Frost, H.J., Ashby, M.F., *Pergamon Press*, Oxford, UK Capítlos 1-5 (1982)