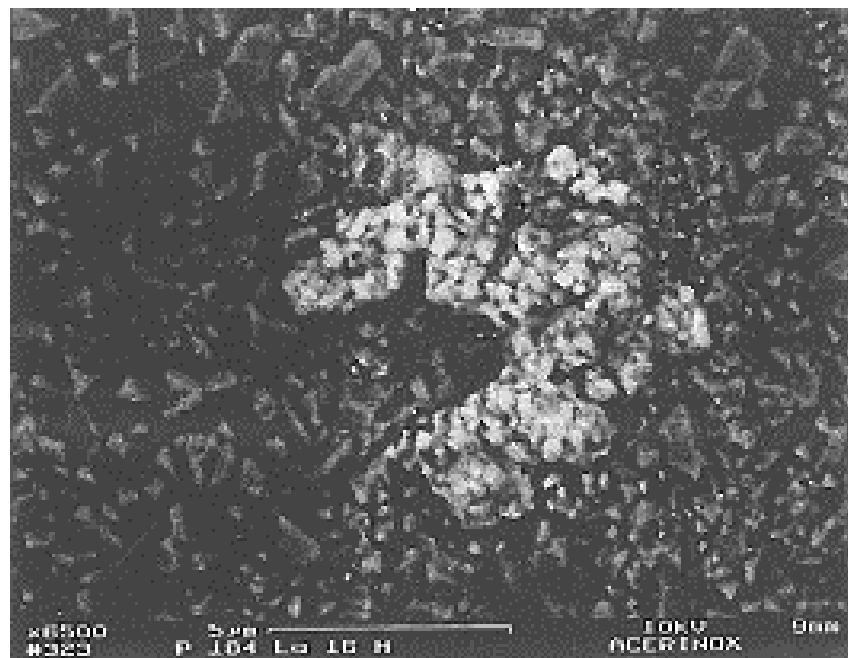
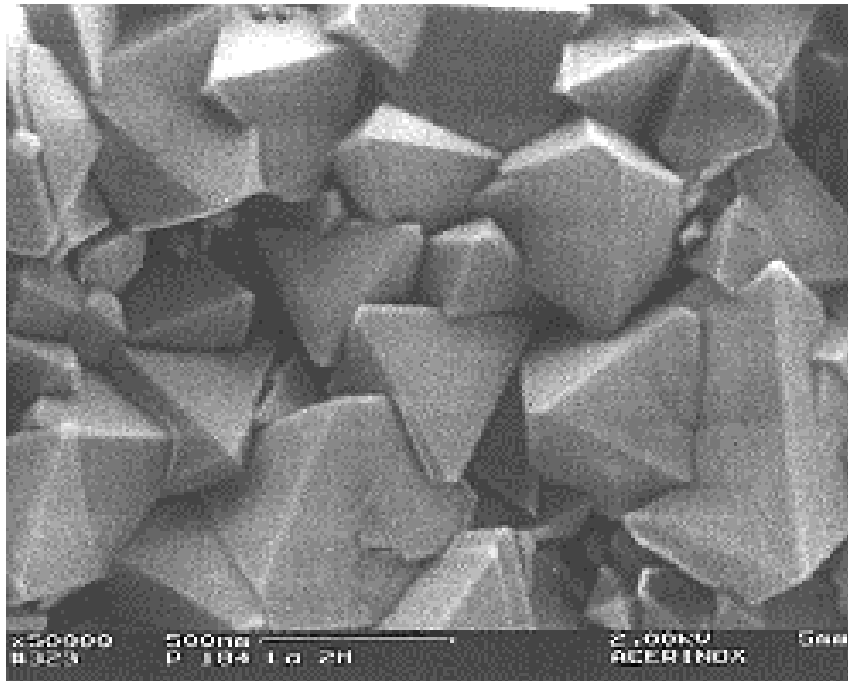


Material-ES

REVISTA DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE MATERIALES



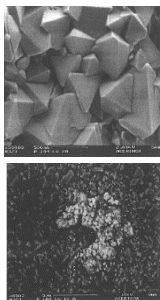


Imagen de Portada:

Micrografías SEM del acero AISI 304 tras exposición a 900 °C: (a) capa externa de espinela MnCr_2O_4 ; (b) aparición de cristales de perovskita según aumenta el tiempo de exposición

DOS EJEMPLOS DE DISEÑO PARA LA MEJORA DEL COMPORTAMIENTO DEL ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 304 A LA CORROSIÓN POR PICADURA Y A LA OXIDACIÓN A TEMPERATURA ELEVADA

Enrique Otero Huerta

Editor

Rodrigo Moreno. *Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC. Madrid. España.*

Secretaría

Anna Muesmann. *SOCIEMAT. Madrid. España.*

Junta Directiva de SOCIEMAT

Presidente:

Juan José de Damborenea González

Vicepresidente:

Rodrigo Moreno Botella

Secretaria:

Gloria Patricia Rodríguez Donoso

Tesorera:

Anna M^a Muesmann Torres

Presidente Saliente:

Paloma Fernández Sánchez

Vocales:

M^a Victoria Biezma Moraleda

Jose Ygnacio Pastor Caño

M^a Teresa Pérez Prado

José Luis Plaza Canga-Argüelles

Daniel Sola Martínez

URL: <http://sociemat.es>

Correo electrónico: info@sociemat.es / sociemat1996@gmail.com

Tel.: 618 170 493

Sociedad Española de Materiales SOCIEMAT

Entidad inscrita en el R^o Nacional de Asociaciones del

Ministerio del Interior, Grupo 1, Sección 1, Número Nacional 161428

ÍNDICE

ARTÍCULOS

ARTÍCULO INVITADO

Dos ejemplos de diseño para la mejora del comportamiento del Acero inoxidable austenítico AISI 304 a la corrosión por picadura y a la oxidación a temperatura elevada

E. Otero Huerta 1

Strain rate sensitivity of the essential work of fracture method applied in polymers

B. J. M. Freitas; S. C. Mello de Macêdo; D. da Silva 5

Effect of isothermal heat treatments parameters on nanostructured bainite transformation

V. Ruiz-Jimenez; J. A. Jimenez; F. G. Caballero; C. Garcia-Mateo 9

I+D+i EN CIENCIA Y TECNOLOGÍA DE MATERIALES

Red de jóvenes ceramistas de la Sociedad Europea De Cerámica:

“Young Ceramist Network” YCN-ECerS

M. Canillas 13

EDITORIAL

Damos la bienvenida al nuevo año con un nuevo número de nuestra revista Material-ES, del que iniciamos ahora el tercer volumen. Aunque lentamente, parece que la revista se va consolidando gracias a todas las personas que lo hacen posible con sus trabajos y a quienes no dejamos de invitar a que sigan enviando sus manuscritos con el fin primordial de dar a conocer las actividades en I+D+i en el área de Materiales.

En este número contamos con un artículo invitado del Prof. E. Otero Huerta que recoge algunas de las ideas que expuso en el seminario celebrado dentro del ciclo de Seminarios Frontera de las Ciencias que organiza el Prof. J. Y. Pastor en la ETSI de Caminos, Canales y Puertos de Madrid. Asimismo, publicamos una contribución sobre la red europea de jóvenes ceramistas, a los que deseamos el más brillante porvenir y agradecemos el desarrollo de este tipo de iniciativas.

Durante este año 2019 SOCIEMAT se enfrenta a nuevos retos. Además de consolidar la celebración de jornadas como la del día Mundial de los Materiales, nos proponemos continuar con la organización de seminarios y distintas actividades de difusión de la Ciencia y Tecnología de Materiales. De todas ellas, la más importante de 2019 será la organización del congreso EUROCORR 2019, The Annual Event of the European Federation of Corrosion, que se celebrará en Sevilla del 9 al 13 de septiembre. Se trata del mayor evento sobre corrosión a nivel europeo y uno de los mayores a nivel mundial. Más de 1000 personas de la Investigación, la Universidad y la Industria se darán cita esa semana en Sevilla para discutir sobre los últimos avances de la ciencia de la corrosión. Aunque la fecha para la emisión de trabajos ya se ha cerrado, SOCIEMAT se reserva el derecho de aceptar, hasta finales de mes, algunos trabajos para las sesiones de poster, por lo que si algún socio/a quisiera enviar sus propuesta todavía tiene unas semanas para hacerlo. Nos gustaría volvernos a encontrar en Sevilla.

Asimismo, os recordamos que del 1 al 5 de septiembre se celebra el Congreso EUROMAT 2019, organizado por la Federation of the European Materials Societies (FEMS), evento clave en nuestro área por ser el punto de encuentro de socios y amigos de las distintas sociedades nacionales que la constituyen, incluida SOCIEMAT.

ARTÍCULO INVITADO**DOS EJEMPLOS DE DISEÑO PARA LA MEJORA DEL COMPORTAMIENTO DEL ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 304 A LA CORROSIÓN POR PICADURA Y A LA OXIDACIÓN A TEMPERATURA ELEVADA*****Enrique Otero Huerta¹***

¹ Dept. de Matemática Aplicada, Ciencia e Ingeniería de Materiales y Tecnología Electrónica ESCET
Universidad Rey Juan Carlos. C/ Tulipán s/n, Móstoles 28933 Madrid (Spain)

enrique.otero@urjc.es

La conferencia que resume en este artículo pertenece al ciclo de Seminarios Internacionales de Fronteras de la Ciencia de Materiales: Frontiers in Materials de la Universidad Politécnica de Madrid y puede visualizarse en: <https://youtu.be/APydA7qrPK0>

1.- INTRODUCCIÓN

El acero inoxidable es, sin duda, la aleación de referencia del siglo XX y su producción mundial se sitúa alrededor de los 60 millones de toneladas/año, lo que da idea de su enorme relevancia como material estructural.

Aproximadamente el 75% del acero inoxidable que llega al mercado es inoxidable austenítico, por su mejor relación prestaciones/precio respecto a las otras familias de inoxidables (ferríticos, martensíticos y dúplex). Sus virtudes más destacables son: buenos datos de tenacidad tanto a temperatura ambiente como en aplicaciones criogénicas y buen comportamiento, en general, a la corrosión generalizada. Sus mayores limitaciones se centran en su baja resistencia a fenómenos de corrosión localizada, fundamentalmente en presencia de cloruros (en resquicio, por picadura, fenómenos de corrosión bajo tensión y corrosión-fatiga) y su límite de temperatura de operación con solvencia que se sitúa en los 700-750 °C.

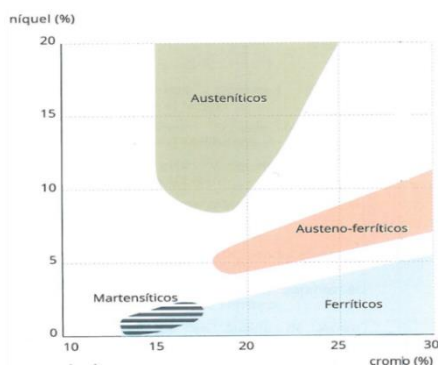


Figura 1. Márgenes de composición de las familias de aceros inoxidables

Los aceros inoxidables austeníticos incorporan Ni como elemento de aleación al sistema Fe-C-Cr (más del 11% en masa), con el fin de lograr a temperatura ambiente, de forma estable o metaestable, estructura cúbica centrada en las caras (austenita). En el caso del AISI 304, el contenido en Ni es del orden del 8% en masa. La fig. 1 muestra los márgenes de composición en Cr y Ni para las distintas familias de inoxidable. En particular, respecto a los inoxidables austeníticos se observa que la composición en Cr va del 16 al 25% en masa y la de Ni del 8 al 20 %.

El Ni es un metal estratégico y, en consecuencia, de precio elevado y fluctuante en función, fundamentalmente, del nivel de conflictos bélicos y, básicamente, controla el precio en el mercado del inoxidable austenítico.

2.- DISEÑO DE UN NUEVO MATERIAL POR MODIFICACIÓN DEL ACERO INOXIDABLE AISI 304 CON COMPORTAMIENTO A LA CORROSIÓN POR PICADURA SIMILAR AL AISI 316 Y PRECIO INFERIOR

Para establecer y comparar el comportamiento a la corrosión por picadura de un inoxidable, se emplea el “PRE”, que se define como:

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + n\% \text{N} \text{ (en \% en masa)}$$

n: entre 13 y 30

Esta expresión empírica muestra la influencia sinérgica y positiva de los elementos Cr, Mo y N, de manera que, al aumentar el valor del PRE, mejora el comportamiento

del material frente a fenómenos de corrosión por picadura. Indirectamente, como en un porcentaje muy elevado de los casos, las grietas de corrosión bajo tensión y de corrosión-fatiga nucleadas en picaduras previas, también mejoran el comportamiento respecto a estos fenómenos.

El Cr determina la condición de “inoxidable” del acero y, por tanto, siempre está presente. El N se ha incorporado a estos materiales en los últimos años porque aporta propiedades interesantes que comentaremos más adelante, de manera que el Mo se considera el elemento específico para la mejora del comportamiento a picadura del inoxidable.

De acuerdo con lo anterior, el inoxidable austenítico más tradicional en la lucha contra la corrosión por picadura es el AISI 316 (18Cr, 11Ni, 2,2Mo). El aumento del contenido en Ni del 8 al 11% en masa se fundamenta en compensar el efecto alfégeno del Mo. Esta circunstancia y la propia presencia de Mo aumentan el precio del AISI 316 respecto al AISI 304.

Como es bien conocido, una de las circunstancias más habituales de incubación de picaduras se fundamenta en la disolución selectiva de una fase minoritaria o de una inclusión no metálica activa respecto a la matriz desde el punto de vista electroquímico, lo que origina la cavidad inicial.

También es conocido que, una vez nucleada, el desarrollo de la picadura solo es posible si, en el interior de la misma, el potencial al que opera el material (potencial de corrosión) supera un valor umbral conocido como potencial de picadura o de rotura (E_r). Los elementos Cr, Mo y N elevan el potencial de picadura y, en consecuencia, amplían el margen de potenciales de corrosión para los cuales la picadura no avanzará.

Se ha publicado bastante sobre la influencia de estos elementos en el valor de E_r y, por tanto, en el progreso o no de la picadura, pero no tanto sobre los factores que afectan a la nucleación de la misma. Sin embargo, sí es un hecho contrastado experimentalmente que, en estos materiales, la aparición de inclusiones de MnS es determinante en esa etapa de nucleación de la picadura, pero esta circunstancia no había sido cuantificada.

El MnS presenta un potencial más activo que la matriz y, en consecuencia, actúa anódicamente respecto a la austenita y se disolverá selectivamente generando la cavidad inicial, es decir, la nucleación de la picadura. Además, al presentar la inclusión no metálica (MnS) una superficie muy limitada respecto a la región catódica circundante (austenita), la densidad de corriente anódica

es elevada, lo que supone altas velocidades de disolución. De acuerdo con lo anterior, una reducción del número de inclusiones de MnS, o la eliminación de las mismas, debe reducir el riesgo de nucleación y, en definitiva, del ataque por picadura.

Por ello, la idea que orientó este trabajo se basa en:

- Reducir el contenido en S del AISI 304 por debajo del límite de solubilidad de este elemento en la austenita (10 ppm). Si el S aparece disuelto en la solución sólida, no precipitará como MnS.
- Reducir el contenido en Mn por debajo del 0,2 % en masa (lo habitual en el AISI 304 es de 1,5-2 %). Para contenidos tan bajos de Mn, si se superara algo el límite de solubilidad de S, el exceso precipitaría preferencialmente como Cr_2S_3 , más estable termodinámicamente que el MnS al reducirse la actividad termodinámica del Mn en la solución sólida. El Cr_2S_3 presenta potencial más noble que la matriz y, por tanto, la velocidad de disolución de la matriz en su entorno sería mucho más lenta (superficie extensa y, en consecuencia, densidad de corriente baja).

Por otra parte, los diseños avanzados de inoxidables incorporan habitualmente N en su composición. En el caso de la propuesta de desarrollo de este nuevo material, esta incorporación presenta varias ventajas:

- Mejora el PRE.
- Se trata de un elemento estabilizador de la austenita que compensaría la reducción del contenido en Mn, también austenitizante, para garantizar la estructura austenítica a temperatura ambiente sin aumentar el contenido en Ni.
- Se trata de un elemento que entra intersticialmente en la solución sólida austenítica, mejorando las propiedades mecánicas de la aleación (la entrada de N distorsiona la red de la austenita y dificulta el movimiento de dislocaciones). Esta circunstancia permitiría reducir el contenido en carbono del acero desde los valores clásicos (0,06-0,08 % en masa) hasta el 0,02% en masa, lo que reduciría e, incluso, eliminaría indirectamente el riesgo de sensibilización a la corrosión intergranular. Los datos experimentales aconsejan para este nuevo material contenidos en N del orden de los 1000-1200 ppm.

Respecto a la inclusión de Mo, elemento específico en la mejora del comportamiento a picadura por su

capacidad para elevar el potencial de picadura (E_r) de la aleación e, indirectamente, por su contribución al PRE, se sugieren contenidos del orden del 0,2-0,4 % en masa, pues esta es la composición aproximada en Mo de las chatarras que constituyen el 90% de la materia prima a partir de las que se prepara el inoxidable en horno eléctrico, lo que contribuiría a lograr un precio competitivo.

Como aportaciones más relevantes del trabajo de I+D+i que comentamos, destacamos que se ha obtenido la relación entre los contenidos en S y los valores de potencial de picadura (E_r) para el AISI 304. Esta relación se muestra en la fig. 2.

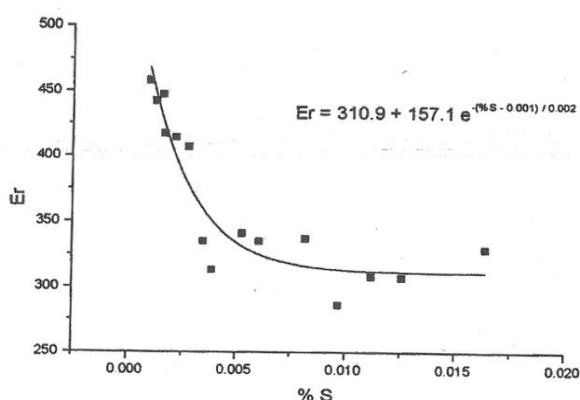


Figura 2. Variación del potencial de picadura en función del contenido en azufre

De la figura se desprende lo siguiente:

- Para contenidos en S entre 0,0009 y 0,0043 % en masa el E_r disminuye de manera apreciable. En el rango de los 10 ppm E_r toma valores de alrededor de 600 mV, valor similar e incluso superior al correspondiente al AISI 316.
- Por encima de 0,0043 el E_r se hace prácticamente no dependiente del contenido en S. El valor de E_r depende entonces de la composición en Cr, Mo y N (PRE) que influyen fundamentalmente en el progreso de la picadura.

Se ha obtenido también la relación entre el E_r y las variables de composición analizadas en el presente trabajo, es decir, conjuntamente, el contenido en S y el PRE. Esta relación es:

$$E_r = -364,2 + 144,2 \frac{(\%S - 0,001)}{0,002} + 32,1 PRE$$

Esta ecuación tiene una relevante importancia tecnológica pues permite establecer el comportamiento a corrosión por picadura del inoxidable a partir de su composición en los elementos que afectan directamente

a ese comportamiento (S, Cr, Mo y N). De acuerdo con todo lo anterior, la composición propuesta para el nuevo inoxidable, en % en masa, comparable respecto a la resistencia a picadura al AISI 316, e inferior precio, sería:

Cr: 18,5/ Ni: 8,3/ Mo: 0,4/ Cu: 0,25/ Mn: 0,2/ Si: 0,3/
C: 0,02/N: 0,12/ S: 0,001

3.- TRATAMIENTO CON SALES DE LANTANO DEL ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 304 PARA MEJORAR SU COMPORTAMIENTO A LA OXIDACIÓN A ALTA TEMPERATURA

El AISI 304 trabaja con niveles de oxidación razonables hasta temperaturas de 700-750°C. Algunos aceros inoxidables austeníticos, como los conocidos como refractarios, pueden llegar a operar a 900 °C, pero su composición (25%Cr, 20%Ni) eleva considerablemente su precio. En la presente exposición se muestra como un tratamiento de la capa de oxidación incipiente formada sobre AISI 304 a 900 °C y tratada posteriormente con una sal de Lantano mejora el carácter protector de la capa de productos oxidados, lo que permite que este material opere con solvencia hasta los 900°C.

El tratamiento, al que se ha llegado después de abundantes ensayos previos, consiste en lo siguiente:

- Tratamiento térmico del AISI 304 a 900 °C durante dos minutos en contacto con la atmósfera para obtener una capa de oxidación de, aproximadamente, 0,5 µm.
- Nobulización sobre la capa oxidada con una solución acuosa 0,1M de $\text{La}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$.
- Tratamiento térmico a 900°C durante 2 horas.

Inicialmente, se observa una capa de C en contacto con la superficie metálica y una capa externa formada por cristales octaédricos constituidos por la espinela MnCr_2O_4 (fig. 3a).

A medida que el tiempo de exposición a 900°C aumenta, los cristales octaédricos crecen hasta un tamaño medio aproximado de 1 µm y, como novedad, aparecen cristales que se reconocen por su tonalidad más clara en la imagen de electrones retrodispersados de la fig. 3b. Estos cristales están constituidos por un compuesto tipo perovskita de estequiometría:

(La 0,75, Cr 0,71, V 0,57) O 2,97

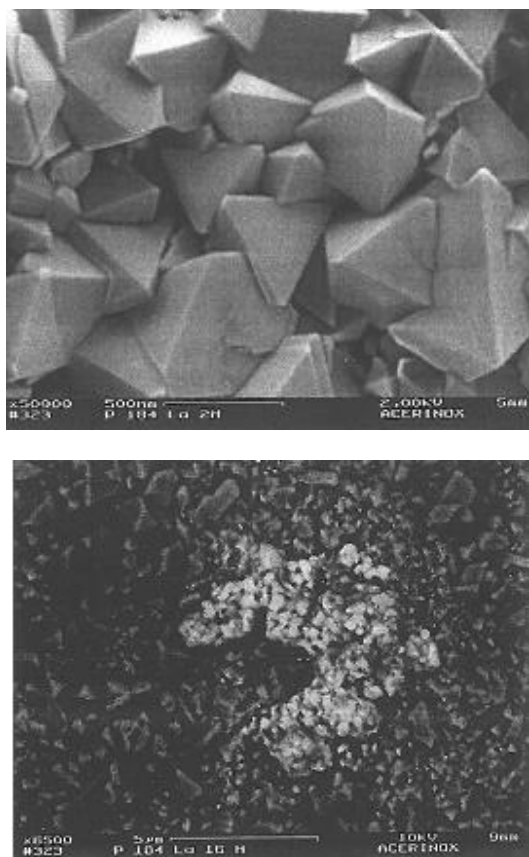


Figura 3. Micrografías SEM del acero AISI 304 tras exposición a 900 °C: (a) capa externa de espinela MnCr_2O_4 ; (b) aparición de cristales de perovskita según aumenta el tiempo de exposición

Estos óxidos mixtos de Cr y La forman una capa “sándwich” entre los productos oxidados ricos en Cr, obteniéndose leyes cinéticas de crecimiento de productos oxidados de tipo parabólico y constante cinética a 900°C muy inferior a la correspondientes al AISI 304 sin tratamiento con La, como muestran los resultados termogravimétricos de la fig. 4.

En definitiva, la presencia de los óxidos mixtos de Cr y La aumenta el carácter protector de la película de productos oxidados induciendo un crecimiento más lento y ordenado y reduciendo el riesgo de descascarillado. Probablemente, este efecto protector se deba a que la entrada de La en la red del Cr_2O_3 , un óxido tipo “p”, reduce el número de vacantes catiónicas y, en consecuencia, la conductividad iónica del óxido de cromo.

El tratamiento propuesto permite, por tanto, extender el rango de comportamiento refractario del acero inoxidable AISI 304 desde los 700-750 °C hasta los 900 °C sin aumentar el grado de aleación y, en consecuencia, el precio de la aleación.

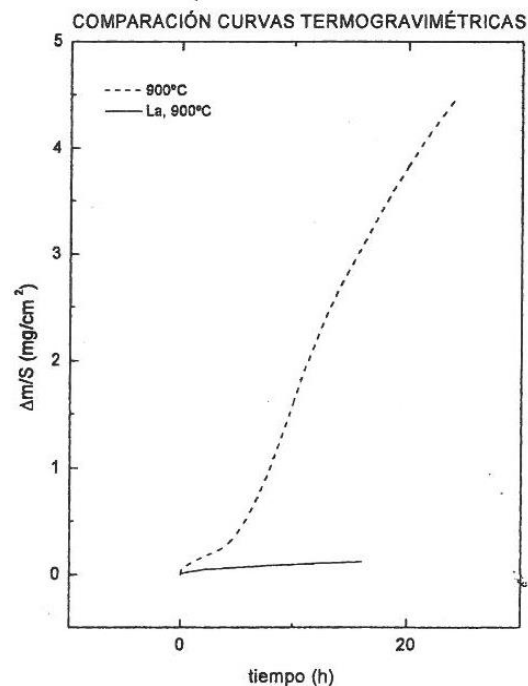


Figura 4. Resultados gravimétricos del AISI 304 con y sin tratamiento con La.

Nota: La presente exposición forma parte de un trabajo más amplio sobre “Desarrollo de aceros inoxidables de última generación” financiado por la UE y Acerinox y desarrollado por el Departamento de I+D+i de Acerinox y las Universidades de Cádiz, Complutense, Rey Juan Carlos y Sevilla.

BIBLIOGRAFÍA BÁSICA

- Matres V. Tesis Doctoral. Facultad de Química, U. Complutense (2000)
- Merello R. Tesis Doctoral. Universidad de Cádiz (2001)
- Otero E, Karjalainen P, Barteri M, Botella J. Research 7210/ 435,983,903, Confid. Report (1996)
- Matres V. y Botella J. ECSC Research 7210/952, Confid. Report (1998)
- Botella V, Matres V, Almagro Y. Centro de I+D+i de Acerinox. Comunicación privada (1998)
- Pardo A, Merino C, Otero E, Botella J. ECSC Research 7210. Conf. Report 1991
- Matres V, Botella J, Otero E. EUR 19379 EN. Office for Official Publications of the European Communities Technical Steel Research series (2000)

STRAIN RATE SENSITIVITY OF THE ESSENTIAL WORK OF FRACTURE METHOD APPLIED IN POLYMERS

Brenda Juliet Martins Freitas^{1*}, Salvino Cezar Mello de Macêdo², Douglas da Silva¹

¹Department of Materials Engineering, Technological Federal University of Paraná, UTFPR, Brazil

²Department of Materials Engineering, Federal University of São Carlos, UFSCar, Brazil

*brenda.martinsf@hotmail.com

Abstract: The resistance in service of polyethylene plastic pipes is normally evaluated by the internal hydrostatic pressure of long duration. The aim of this study is to evaluate the strain rate sensitivity of the Essential Work of Fracture (EWF) in polyethylene in order to analyze the material resistance to the slow cracks growth. Tensile tests were performed using sixteen polyethylene DENT-type samples at three different strain rates. By linear regression analysis, the values for the essential work of fracture (w_e) and the energy dissipation factor (Bw_p) were obtained. These results suggest that the slow strain rate sensitivity of the EWF method influence the crack propagation resistance.

Keywords: fracture mechanism, strain rate sensitivity, polymers.

1. INTRODUCTION

Polyethylene pipes are susceptible to unexpected creep failure in service, which result in an extensive water waste and increase its maintenance costs. These premature failures occur due to the slow crack growth [1].

Usually the long-term hydrostatic strength test is used to predict the pipes life through "regression curves", where the pipes are subjected to different temperatures and internal hydrostatic pressures for long periods. However, this test is very expensive, long and limited, since it do not provide enough information about the crack growth mechanism during the service life [2, 3].

On the other hand, the EWF method suggests that the energy necessary to occur the fracture of an elastoplastic material can be divided into two component parts. The first one is related to the material property. The second is governed by the ligament and geometry of the sample. During the crack propagation, the dissipated fracture work in the generalized plastic zone is not directly associated with the essential fracture process. Only the work absorbed within the fracture process zone is considered as a material property. Thus, the region at the crack tip is subdivided into two regions: known as the "end region", where the fracture process occurs, and the "outer region", where there is some voluminous ductility [4, 5].

Therefore, it is necessary a different approach to understand the mechanisms that may lead to early failures with the real factors that act on PE pipes during service. This study proposes a preliminary investigation about the validation of short-term test method for the quality control of polyethylene pipes via EWF.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

The material used in this study was received in the form of pellets and the samples were made through compression molding at 190 °C, according to ASTM D 4703-03. The samples were extracted from the compressed plate with dimensions of 38 mm width, 80 mm length and 0.2 mm thickness and then polished.

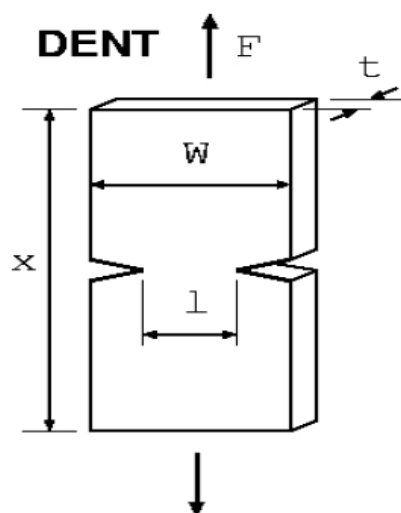


Figure 1 – Sample of DENT type.

The notches were produced with a saw and the pre-cracks of 2 mm were introduced using a stiletto and hammer. Figure 1 shows the geometry of DENT (double edge notched tensile) type test used in the EWF method.

Figure 2 shows the pre-crack format obtained by stereoscope. Despite the rough method of pre-crack introduction, a good quality of the pre-crack was obtained.

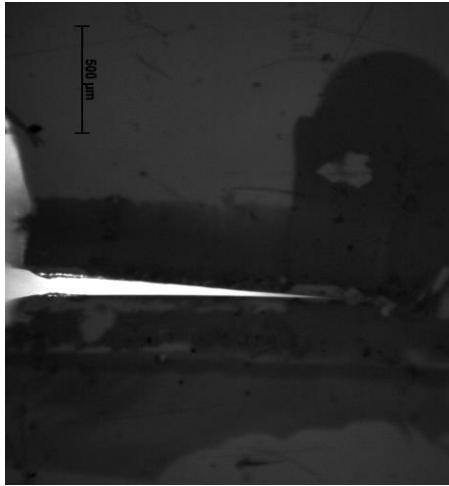


Figure 2 – Pre-crack introduced in the samples.

The samples were tensile tested in a universal machine. Sixteen samples with five classes of ligaments were produced, corresponding to the dimension “l” exhibited in Figure 1. Table 1 shows the ligaments, effective thickness and strain rate of each sample.

Table 1. Samples dimensions and strain rate tensile test.

Samples	Ligament (mm)	Thickness (mm)	Strain rate (mm/s)
1	8.1	1.77	10
2	5.7	1.71	10
3	12.1	2.05	10
4	12.9	1.94	10
5	10.4	1.81	10
6	5.0	2.06	1
7	9.0	1.98	1
8	13.6	1.88	1
9	10.65	2.15	1
10	12.4	2.12	1
11	12.2	1.94	1
12	14.4	1.87	0.1
13	7.0	1.96	0.1
14	7.75	1.98	0.1
15	10.1	2.00	0.1
16	11.4	1.93	0.1

3. RESULTS AND DISCUSSION

All the samples were tensile tested to the rupture. Figures 3, 4 and 5 show the graphs representing the samples with different ligaments submitted to a tensile test at strain rate of 10 mm/s, 1 mm/s and 0.1 mm/s, respectively. The similarity of the curves is a requirement of the EWF method.

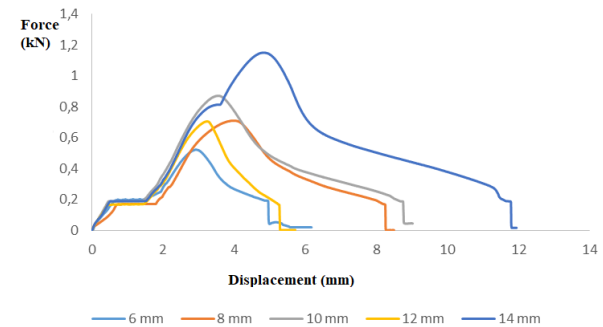


Figure 3 - Displacement curves versus the ligament of the samples tested at a strain rate of 10 mm/s.

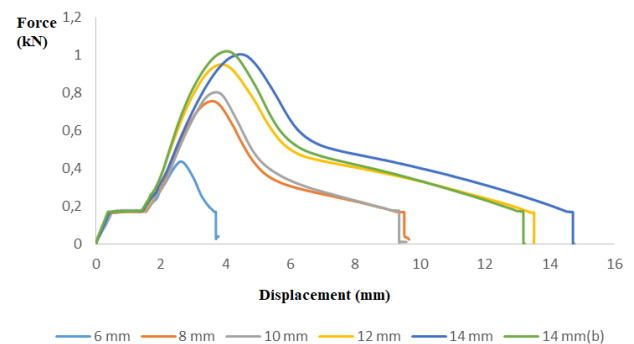


Figure 4 - Displacement curves versus the ligament of the samples tested at a strain rate of 1 mm/s.

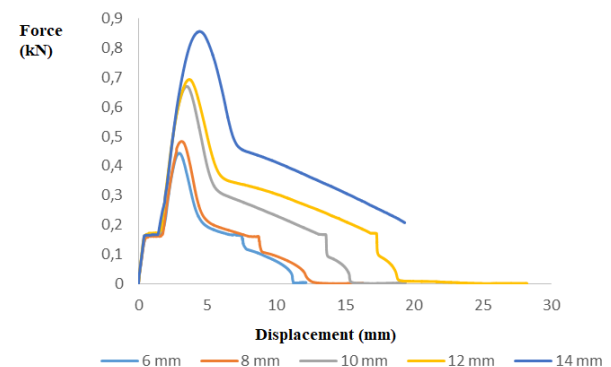


Figure 5 - Displacement curves versus the ligament of the samples tested at a strain rate of 0.1 mm/s.

The Total Fracture Work (W_f) was calculated from the area below the curves of Figures 3, 4 and 5. The Specific Work of Fracture (w_f) was obtained through the division of W_f for the thickness “t” and the ligament length “l”. Thus, plotting the Specific Work of Fracture (w_f) versus the ligament (l), it is possible to obtain the Essential Work of Fracture (w_e) via the intersection of

the curve with the y-axis. The Plastic Working Dissipation Factor (b_{wp}) can be obtained through the slope of the curve by a linear regression analysis, as can be seen in Figures 6, 7 and 8.

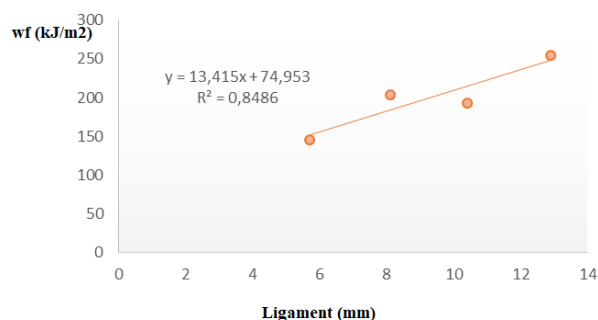


Figure 6 – Essential Work of Fracture versus the ligament of the samples tested at a strain rate of 10 mm/s.

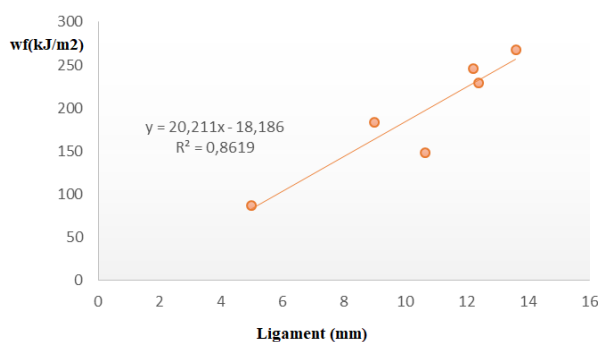


Figure 7 – Essential Work of Fracture versus the ligament of the samples tested at a strain rate of 1 mm/s.

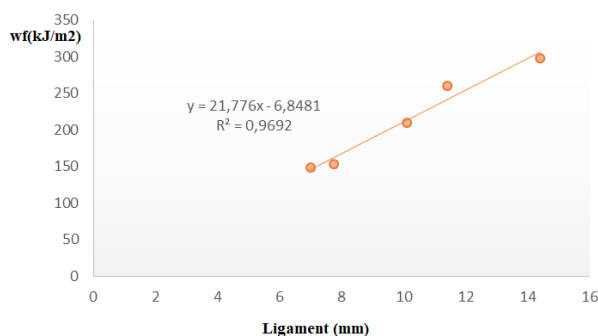


Figure 8 – Essential Work of Fracture versus the ligament of the samples tested at a strain rate of 0.1 mm/s.

Using EWF method is possible to analyze the resistance of the material to the slow crack growth. In the component referring to the “Essential Work of Fracture”, which probably encompasses the “crazing process” and in the “Non-essential Work” component there is plastic deformation, which is a region susceptible to ductile-brittle transition [3].

These results suggest that the Essential Work of Fracture is very sensitive to the strain rate during tensile test. It is possible to observe that using lower strain rate of the tensile test, the Essential Work of Fracture (w_e) significantly reduces. However, it is verified that the energy dissipation factor (B_{wp}) practically does not change as a function of the strain rate.

The increase of the Essential Work of Fracture promote the increasing of the energy necessary to the cracks growth. Therefore, it is suggested that at higher strain rate during tensile tests the material resistance to crack propagation is higher, i.e. the material exhibit higher toughness.

The results obtained in this study indicate that the materials strength is influenced by the strain rate, which is typical of polymeric materials [6] also using EWF method is possible to investigate the material strength to the cracks propagation and performer a complete, low cost and fast test to evaluate the polymer quality in service.

Moreover, the Essential Work of Fracture values at the strain rate of 0.1 mm/s and 1.0 mm/s are negative, which is unexpected and unlikely. This may be associated with the need of a greater statistical significance. Typically, there is great dispersion in the results of the EWF method [7], which evidently affect the linear regression analysis by least squares method.

However, despite this, the results indisputably suggest the dependence between the crack propagation resistances with the strain rate during tensile tests.

4. CONCLUSIONS

The results suggest the sensitivity of the Essential Work of Fracture to the strain rate. This method shows promising for analyze the material resistance to the slow crack growth. The data obtained stimulate the development of new works aimed the application of the EWF method to evaluate the life in service of other polymeric materials.

5. REFERENCES

- [1] Handbook of Polyethylene PE Pipe - Plastics Pipe Institute, 2nd ed., 1998.
- [2] Shön, C. G.; Peres, F. M. Evaluation Methods of Slow Crack Resistance in Polyethylene. Department of Metallurgical and Materials Engineering – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo – SP, Brasil, 2004.
- [3] Frank, A. Fracture Mechanics Based Lifetime Assessment and Long-term Failure Behavior of Polyethylene Pressure Pipes. 2010. 175p. Dissertation in Candidacy for the Degree of Doktor der montanistischen Wissenschaften - University of Leoben, 2010.

[4] Correa, A. et al. Tenacidade à fratura de blendas PA 6/ABS avaliada através do método EWF (Trabalho Essencial de Fratura) – parte a: avaliação do efeito do compatibilizante. *Polímeros*. Vol. 17, n. 1. São Carlos, 2007.

[5] Peres F. M.; Tarpani J. R.; Schon C. G. An Assessment of Essential Work of Fracture Testing Method Applied to Medium Density Polyethylene (MDPE). *Elsevier Engineering Fracture Mechanics*, 105. 136 – 151. Londrina, 2013.

[6] Canevarolo, Jr, S. V. *Ciência dos Polímeros 2ª Edição* "Sebastião V. Canevarolo Jr. São Paulo: Editora Artliber, 2006.

[7] Clutton, E. Essential work of fracture. In MOORE, D.R.; PAVAN; A.; WILLIAMS, J.G. Editors. *Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites*. ESIS Publication 28. Amsterdam: Elsevier, 2001.

EFFECT OF ISOTHERMAL HEAT TREATMENTS PARAMETERS ON NANOSTRUCTURED BAINITE TRANSFORMATION

Victor Ruiz-Jimenez¹, Jose A. Jimenez¹, Francisca G. Caballero¹, Carlos Garcia-Mateo¹

¹MATERIALIA Group, Department of Physical Metallurgy, National Centre for Metallurgical Research (CENIM), Spanish National Research Council (CSIC), Madrid, Spain.
vrj@cenim.csic.es

Summary: Nanostructured bainitic steels have a microstructure consisting of nanosize bainitic ferrite plates interwoven with thin films of carbon enriched retained austenite. Such microstructure can be obtained in specially designed steels inhibiting the precipitation of cementite during isothermal transformation at low temperatures, between 150 - 350°C, by the addition of a high Si content (1.5 – 2 wt. %). In this work, the evolution of bainitic transformation in two high silicon steels was studied between 300 and 350°C, by the complementary use of High Resolution Dilatometry, X-Ray Diffraction (XRD) and Scanning Electron Microscopy (SEM). The influence of different heat treatments parameters, i.e. isothermal temperature and time, on the phase fraction and their chemical compositions, as well as austenite thermal stability has been studied as a function of the transformation degree.

Keywords: nanobainite, isothermal treatment, phase transformations, thermal stability.

1. INTRODUCTION.

Nanostructured bainite refers to a microstructure composed of nanocrystals of bainitic ferrite interwoven with thin films of retained austenite, the microstructure is essentially carbide free due to the judicious use of Si [1, 2]. Such microstructure is specially obtained in steels by isothermal transformed at very low temperatures, resulting in excellent combination of strength and ductility [3, 4] with no need of severe plastic deformation or complex thermomechanical treatments [5]. The nucleation of bainite takes place under paraequilibrium conditions, i.e. only C diffuses, and its growth is displacive and diffusionless in nature. Displacive growth of bainitic ferrite implies the deformation of the parent austenite leading to a shape change in the transformed region, with large shear and small dilatation normal to the plane [6]. Immediately after the growth of a plate of bainitic ferrite, the excess of C is rejected to the parent austenite, increasing its thermal stability and decreasing the martensite start-temperature (Ms). From the point of view of mechanical properties, it is desirable that the C enriched austenite remains stable at room temperatures after the isothermal treatment (Ms < 25°C), since formation of martensite might impair toughness of such microstructures. What is more, in order to get a better balance between the strength and ductility, it has been proven that from the two present austenite morphologies, blocks, between the sheaves, and thin films, between the plates of bainitic ferrite, the thin films must be favored due to their higher mechanical stability and better mechanical response. In any case, further developments on these type of alloys goes through the understanding of its evolution during the whole transformation process. Therefore, this work is focused on the study of the bainitic transformation

evolution and the detailed study of the different phases obtained at room temperature, between 300 and 350°C, both temperatures between the bainite-start temperature (Bs) and Ms [7], of two high silicon steels.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE.

Chemical composition of steels used in this study is shown in Table 1. The amount of Si was enough to inhibit the cementite precipitation, while C, Mn and Cr ensure low bainitic transformation temperatures.

Table 1. Chemical Composition of the alloys (wt. %)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu
1C2Si	1.00	2.45	0.75	0.98	0.02	0.19
04C3Si	0.43	3.05	0.71	0.97	0.21	0.14

Cylindrical specimens of 4 mm in diameter and 10 mm in length were machined to be used in a High-Resolution Dilatometer Bahr DIL805, where all the heat treatments were performed. The materials were austenitized at two different temperatures: 950 °C during 5 min for 1C2Si and 990 °C during 4 min for 04C3Si. Then, samples were cooled down to the selected isothermal temperatures, i.e. 300 °C and 350 °C. The cooling rate was high enough to avoid the formation of ferrite and pearlite prior to bainite transformation. Finally, specimens were cooled down to room temperature at 10 °C/s. A comprehensive diagram of the heat treatment is shown in Figure 1. Different times for the isothermal treatment were considered in order to evaluate the evolution of the transformation and its effect on the final microstructure.

For microstructural characterization, Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy, FEG-SEM Hitachi S48000, and X-Ray Diffractometer, Bruker AXS D8, were used. FEG-SEM operated at an accelerating voltage of 7 kV. The preparation of samples for SEM was standard grinding with SiC paper from 600 to 1200 grit, and final polish with diamond paste from 3 to 1 μm . The microstructure was revealed by chemical etching with 2% Nital. Bruker AXS D8 diffractometer is equipped with a Co X-ray tube, Goebel mirror optics and a LynxEye Linear Position Sensitive Detector for ultra-fast XRD measurements. In this study, the version 4.2 of Rietveld analysis software TOPAS (Bruker AXS) was used to quantify the volume fraction of different phases, the lattice parameters and the carbon content in solid solution. The lattice parameter was calculated by Dyson-Holmes equation [8]. Specimens for XRD were prepared in the same way as for SEM. Subsequently, Vickers hardness was performed according to ASTM E92. Hardness values (HV10) corresponds to an average of at least 3 measurements.

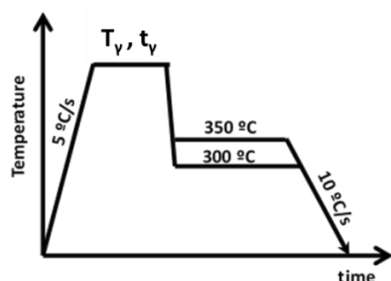


Figure 1. Heat treatments performed by dilatometry. T_γ and t_γ stands for austenitization temperature and time, respectively.

3. RESULTS AND DISCUSSION.

The dilatometry results of 1C2Si and 04C3Si steels, corresponding to complete transformation at 300 and 350°C, are shown in the Figure 2, where it is possible to distinguish three regions:

- *Incubation period* where the transformation has not started and the microstructure is still fully austenitic. Relative change in length is zero.
- *Transformation period* when the nucleation and growth of bainite occur. Rapid increase in the relative change in length.
- *Steady state*, where the transformation has finished and no further transformation occurs. Relative change in length is constant with time.

In the presented cases in Figure 2, it is clear that the steady state has been reached, and therefore the transformation is assumed to be finished. At this stage the microstructure is only composed by two phases, bainitic ferrite and retained austenite [4, 9]. For the same steel, the amount of bainitic ferrite that is transformed increases as the isothermal transformation temperature decreases, which is in agreement with the incomplete reaction phenomena ruling this transformation, T_0 line concept [10, 11]. Also, and in

accordance with the same theory, the amount of bainite obtained in the lower carbon content alloy (04C3Si) is higher than that of the 1C2Si at the same isothermal transformation temperature.

As expected and observed in Figure 2, the relative change in length is directly related to the amount of bainitic ferrite that it is formed, so, higher fraction of bainite leads also to bigger longitudinal expansions in dilatometry. The explanation resides in the fact that these expansions are associated to the difference in the specific volume between austenite, face-centered cubic (FCC), and bainitic ferrite, body-centered tetragonal/body-centered cubic (BCT/BCC), due to the change of crystal structure and the variation of volume due to the carbon enrichment of retained austenite [12]. It is also worth mentioning that the transformation is faster the higher the transformation temperature is, characterized by a decrease in the incubation time and the time needed to reach a steady state.

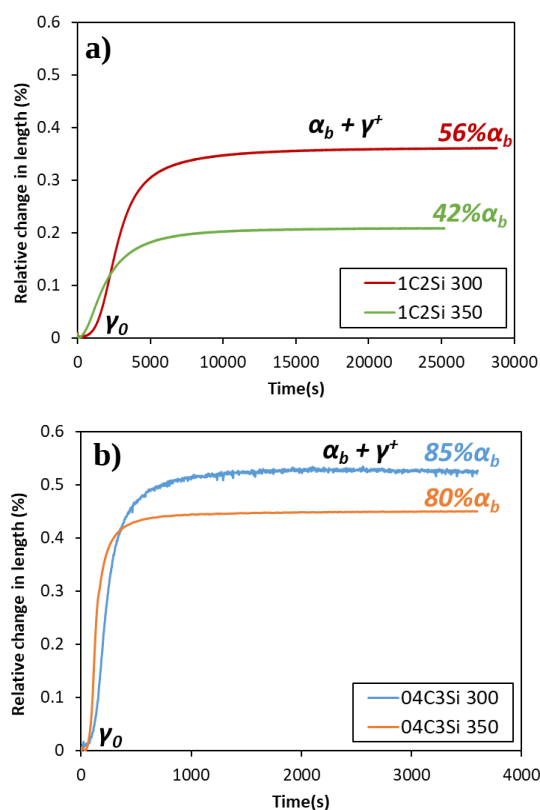


Figure 2. Relative change in length obtained by Dilatometry for a) 04C3Si and b) 1C2Si

In order to study the evolution of the bainitic transformation, three intermediate isothermal times were defined and new interrupted dilatometric tests were performed. Details of the degree of transformation corresponding to the mentioned interrupted tests are shown in Table 2.

In this work, special care was taken in analyzing the possibility of martensitic transformation on cooling to room temperature after isothermal treatment, as a way to establish the thermal stability of austenite. In a similar manner, the microstructure was described in terms of

phase fractions, their C contents determined by XRD and overall hardness as a function of the transformation degree.

The SEM micrographs sequence in Figure 3 clearly show a gradual increase of bainitic ferrite (α_b) as the transformation progresses. In addition, the two mentioned morphologies of retained austenite were observed regardless of temperature and chemical composition: block (γ_b) and thin films (γ_f). Thin films can be found between the bainitic ferrite plates while blocky austenite can be observed between the sheaves of bainite (aggregates of plates of ferrite separated by untransformed austenite).

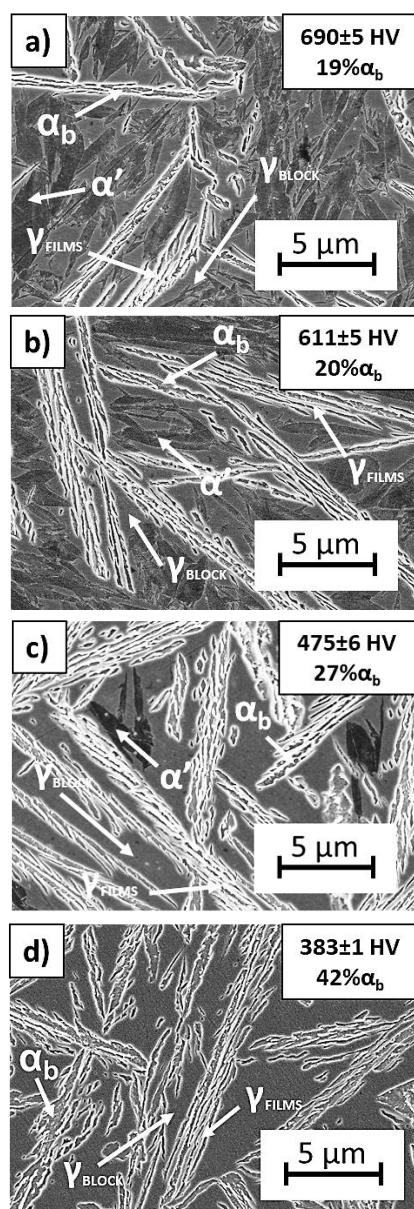


Figure 3. Micrographs obtained by SEM as a function of the transformation degree for 1C2Si at 350°C

When the degree of transformation is low, and not suffice enrichment of C happens in austenite, its corresponding M_s is higher than room temperature, and the final microstructure is composed of bainitic ferrite, retained austenite and martensite (α'). As the

transformation progresses, further enrichment of C in austenite takes place, decreasing its corresponding M_s and therefore the amount of martensite formed. There is a “degree of transformation” that allows for the C enriched austenite to have a M_s below room temperature, and the final microstructure is then solely composed of bainitic ferrite and retained austenite. This is also supported by results in Table 2 that gathers the M_s measured by dilatometry under all conditions. As already mentioned, an increase of the isothermal temperature leads a decrease of the amount of bainitic ferrite formed, which implies that the percentage of retained austenite is higher, but less enriched in carbon, therefore the martensite formation is more favorable [13]. Obviously, if the bulk carbon content is higher, although less bainite is formed, austenite needs of less carbon enrichment to be stable at room temperature, and this is clear in the M_s listed in Table 2. On the contrary, for the lower carbon steels, 04C3Si, the level of C enrichment might not be enough even at 100% of transformation, as shown for the case of 350°C, and martensite will be always present in the microstructure.

Table 2. Experimental M_s as a function of the transformation degree. RT stands for room temperature.

T_{ISO} (°C)	1C2Si		04C3Si	
	Transf (%)	M_s (°C)	Transf (%)	M_s (°C)
300	40	73	43	254
	63	53	51	213
	75	< RT	67	140
	100	< RT	100	< RT
350	36	110	19	276
	46	98	60	242
	85	52	72	205
	100	< RT	100	< RT

The performed XRD analysis clearly supports the mentioned behavior, see Figure 4. It has to be noted that martensite by XRD was only distinguishable in the 1C2Si alloy due to its high tetragonality as compared to that of bainitic ferrite. Due to its lower carbon content, and lower martensite tetragonality, in the case of the 04C3Si it was impossible to distinguish bainitic ferrite from martensite and therefore there is a certain region of the plots where the results of both phases overlap, those corresponding to the degrees of transformation where an M_s was detected in Table 2. In general it is clear that the C content of bainitic ferrite is fairly stable through the whole transformation, as already reported [14], being around 0.2 wt.%. Austenite is enriched in C as the transformation proceeds, and eventually is stabilized at room temperature.

As expected, at low transformation degrees, the martensite formation is more favorable and the volume fraction decreased until becomes zero as see in Figure 4. The martensite carbon content remained constant close to 0.9 wt. % when it was present in the microstructure, while that the bainite carbon content was 0.2 wt. % for both conditions [10].

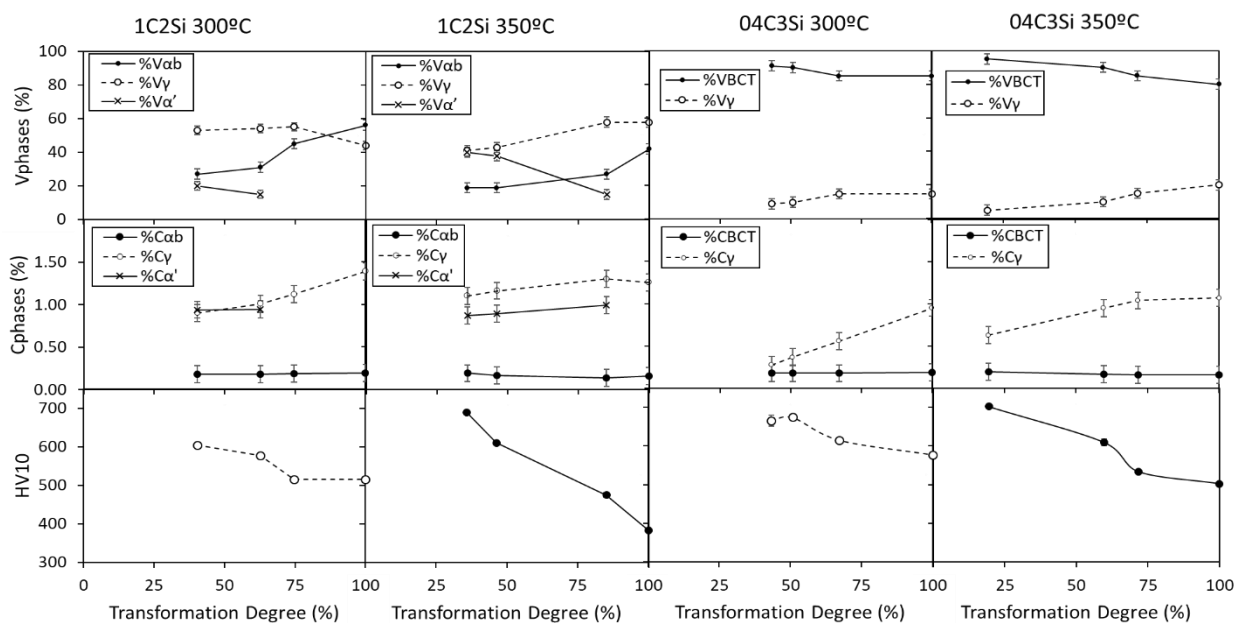


Figure 4. Evolution of carbon content and volume fraction of different phases obtained by XRD and Vickers Hardness as the bainite transformation progresses.

In addition, as expected the austenite and martensite carbon content experimentally obtained were not the same at the end of heat treatment due to the different C enrichment of austenite before cooling to room temperature. The blocky austenite has lower carbon content than films, hence the blocks transformation to martensite will be more favorable, while the films trapped between subunits of bainitic ferrite will remain retained and carbon enriched [13]. All these changes are also reflected in the evolution of the HV values, see Figure 4. At low transformation degrees, high hardness values were due to the presence of a high amount of martensite. When the transformation progresses, a decrease of hardness was observed because the volume fraction of martensite decreases in favor of bainitic ferrite. In the most advanced states of transformation, when the martensite transformation doesn't occur, hardness will be mainly controlled by the bainitic ferrite volume fraction.

Acknowledgments

The authors gratefully acknowledge the support of Sidenor S.A. for providing the material used in this work. The authors also acknowledge the support by the European Research Fund for Coal and Steel under the contract RFCS-2016-754070 and the supports of the following laboratories at CENIM: X-Ray diffraction, Metallography and Phase Transformations.

REFERENCES.

- [1] Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H. et al., Diseño de nuevos aceros bainíticos. *Revistas de Metalurgia*, 2002. 38(1): p. 11.
- [2] Kim, B., Celada, C., San Martin, D. et al., The effect of silicon on the nanoprecipitation of cementite. *Acta Materialia*, 2013. 61(18): p. 6983-6992.
- [3] Garcia-Mateo, C. and Caballero, F.G., Ultra-high-strength bainitic steels. *ISIJ International*, 2005. 45(11): p. 1736-1740.
- [4] Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G. and Bhadeshia, H.K.D.H., Acceleration of low-temperature bainite. *ISIJ International*, 2003. 43(11): p. 1821-1825.
- [5] Caballero, F.G., Garcia-Mateo, C. and Sourmail, T., Bainitic Steel: Nanostructured, in *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*. 2016, Taylor & Francis. p. 271-290.
- [6] Caballero, F.G. and Bhadeshia, H.K.D.H., Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004. 8(3-4): p. 251-257.
- [7] Smith, W.F., *Structure and Properties of Engineering Alloys*. 1993: McGraw-Hill. p. 45-79.
- [8] Dyson, D.J. and B. Holmes, Effect Of Alloying Additions On Lattice Parameter Of Austenite. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1970. 208: p. 469-474.
- [9] Garcia-Mateo, C., Caballero, F.G. and Bhadeshia, H.K.D.H., Development of hard bainite. *ISIJ International*, 2003. 43(8): p. 1238-1243.
- [10] Garcia-Mateo, C., Sourmail, T. and Caballero, F.G., Bainitic Steel: Nanostructured. *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*, 2016: p. 271-290.
- [11] Bhadeshia, H.K.D.H., *Bainite in Steels. Transformations, Microstructure and Properties*. Second ed. 2001, London: Institute of Materials, Minerals and Mining. p. 7-9.
- [12] San Martin, D., Rivera-Diaz-del-Castillo, P.E.J. and Garcia-de-Andres, C., In situ study of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel. *Scripta Materialia*, 2008. 58(10): p. 926-929.
- [13] Chang, L.C. and Bhadeshia, H.K.D.H., Austenite Films in Bainitic Microstructures. *Materials Science and Technology*, 1995. 11(9): p. 874-881.
- [14] Rementeria, R., Poplawsky, J.D. et al., Carbon concentration measurements by atom probe tomography in the ferritic phase of high-silicon steels. *Acta Materialia*, 2016. 125: p. 359-368.

RED DE JÓVENES CERAMISTAS DE LA SOCIEDAD EUROPEA DE CERÁMICA: “YOUNG CERAMIST NETWORK” YCN-ECerS

M. Canillas¹

¹Instituto de Cerámica y Vidrio, mcanillas@icv.csic.es

Resumen: E La Red de Jóvenes Ceramistas (Young Ceramist Network, YCN) es una iniciativa de la Sociedad Europea de Cerámica (ECerS) para conectar jóvenes investigadores y profesionales. Los principales objetivos de la YCN son: crear la primera red de trabajo y colaboración para jóvenes ceramistas; y convertirse en fuente de talento y excelencia para la academia, centros tecnológicos e industria. El Comité que lo gestiona se compone de cinco jóvenes investigadores, los cuales, administran los fondos obtenidos de JECS Trust, para la organización de eventos sociales y profesionales, la difusión de la red y la administración de distintas plataformas como su página web, newsletters y redes sociales a través de las cuales todo el que quiera puede unirse y formar parte del proyecto YCN.

Palabras clave: Young Ceramist Network, ECerS, JECS Trust.

1. ¿QUE ES LA RED DE JÓVENES CERAMISTAS?

La Red de Jóvenes Ceramistas (*Young Ceramist Network*, YCN) es una iniciativa de la Sociedad Europea de Cerámica (ECerS) [1] para conectar jóvenes investigadores y profesionales (<40 años de edad) que desarrollen su actividad investigadora y/o profesional en el mundo de la cerámica. Dicho proyecto está patrocinado por JECS Trust [2], un fideicomiso entre la Revista de la Sociedad Europea de Cerámica y su editor Elsevier, por el cual, una parte del beneficio obtenido a través de las subscripciones a la revista, se invierten en promover actividades para jóvenes investigadores.

2. ¿QUIÉN Y COMO SE GESTIONA?

Un comité compuesto de cinco jóvenes investigadores se encarga de gestionar la YCN. Desde 2018, este comité está compuesto por Laura Silvestroni, Italia, Dominique Hautcoeur, Bélgica, Marie Lasgorceix, Francia, Erkka Framenbers, Finlandia y María Canillas, España. Además, el comité trabaja bajo la supervisión de Andraž Kocjan, presidente del Grupo de Trabajo de Jóvenes Ceramistas y Formación dentro de ECerS y exmiembro del comité de la YCN cuando este se estableció por primera vez en 2016. Además, el Comité cuenta con la soporte de Veronique Huart, secretaria administrativa de ECerS, en las labores administrativas y de coordinación.

Las principales tareas de este Comité son:

- La gestión de la financiación obtenida a través de JECS Trust
- Difusión de la Red
- Administración de sus redes sociales, newsletters y página web
- Organización de eventos sociales y profesionales

El principal objetivo de la YCN es crear la primera red de trabajo y colaboración para jóvenes ceramistas. La creación de la Red se basa en el pleno convencimiento de que las redes de colaboración son imprescindibles para conseguir la excelencia y la vanguardia en ciencia y tecnología y que eso se revierta en la creación de una industria líder, sostenible y comprometida socialmente y con el medio ambiente. El lema de la Red es “construyendo cimientos firmes y paredes robustas”.

El segundo objetivo, pero no menos importante, es convertirse en fuente de talento y excelencia para la academia, centros tecnológicos e industria.

Según la Visión del Comité, las acciones de la Red deben tener siempre presentes los siguientes conceptos:

- Jerarquía horizontal
- Regeneración: Su comité pretende estar en continua renovación. Cada uno de los miembros de Comité formará parte del mismo por un periodo de entre 2 a 4 años, tiempo tras el cual, dará paso a la elección de un nuevo miembro. Este será elegido por el Comité de la YCN que valorará de manera muy positiva la participación en actividades organizadas por la YCN y ECERS y dirigidas a los jóvenes.
- Interdisciplinaridad: Recogiendo todas las áreas posibles del campo de la cerámica, promoviendo la mejora del conocimiento y las redes de trabajo y potenciando a “startups” en Europa.
- Modernidad: pensando fuera de los límites establecidos actualmente.
- Igualdad: Todas las personas son bienvenidas en igualdad de oportunidades
- Pluralidad: Personas de fuera de las fronteras europeas también son bienvenidas

3. OBJETIVOS Y VISION DE LA RED

- Transparencia: en todas las acciones de la YCN.

Esta visión de la YCN y lo que representa, es lo que según el Comité deberá ser ECerS dentro de 20 años.

4.- COMO UNIRSE Y SEGUIR A LA RED DE JÓVENES CERAMISTAS.

A través de sus redes sociales, en Facebook “YCN Social Club” [3] y LinkedIn, la YCN no solo hace difusión de sí misma, sino también, de actividades y eventos organizados y promovidos por la YCN y ECerS o las distintas redes y grupos de trabajo asociados a esta como: la Red de Jóvenes Investigadores en Fabricación Aditiva (y-CAM), la Red de Biocerámicas, la red de Electrocerámica, el grupo de Arte y Patrimonio, o el Industrial.

La YCN también usa sus redes sociales como medio de difusión de oportunidades profesionales o de financiación. De este modo, la YCN no solo pretende ser una potente herramienta de difusión para aquellos que buscan nuevas oportunidades profesionales, sino también una excelente fuente de talento para universidades, centros tecnológicos y empresas.

Su última acción ha sido la creación de su propio espacio web: www.youngceramists.eu/. A través de ella, cualquier persona podrá saber más sobre la Red, contactar con el comité o suscribirse a sus *Newsletters*, uno de sus grandes proyectos.

5.- NEWSLETTERS.

Las *Newsletters* de la YCN son un proyecto que va más allá de la difusión de la propia Red y sus eventos, así como de oportunidades de financiación o profesionales. Las *Newsletter* de la YCN pretenden ser una potente herramienta de visibilidad para los miembros de la Red. Estas proveen un excelente escaparate donde jóvenes investigadores que han conseguido financiación para desarrollar sus propias ideas y proyectos, así como jóvenes emprendedores que están arrancando sus “*Startups*” o “*Spin-off*” podrán exhibirse en un marco europeo e internacional.

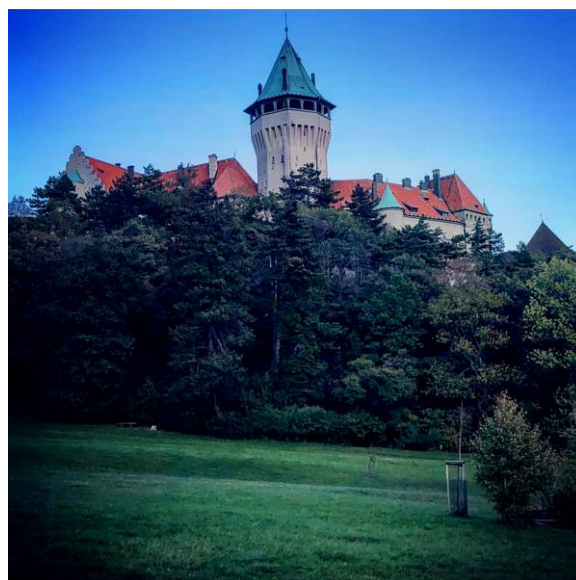


Fig. 1 Castillo de Smolenice, cedido por la Universidad de Bratislava, para la celebración de las Primeras Jornadas de Jóvenes Investigadores de la YCN.

6.- EVENTOS ORGANIZADOS POR LA YCN.

Desde 2016, la YCN ha organizado y co-organizado distintos encuentros profesionales dirigidos a jóvenes. En Julio 2017 co-organizó la Noche para Estudiantes celebrada durante ECERS 2017 en Budapest y la Reunión de Estudiantes celebrada en Novi Sad, en el mismo año.

En octubre de 2018 organizó las Primeras Jornadas de la YCN. La cita se dio lugar en el Castillo de Smolenice (**Fig. 1**), un pequeño pueblo de Eslovaquia a 60 Km al noreste de Bratislava. El evento, totalmente financiado por JECS Trust, fue una gran oportunidad de intercambio y debate científico para jóvenes investigadores llegados de todas partes (**Fig. 2**).



Fig. 2 Participantes a las Primeras Jornadas de Jóvenes Investigadores de la YCN. 55 jóvenes investigadores y profesionales llegados de 13 países distintos.



Fig. 3 Portal de la YCN Social Club en Facebook donde se expone la micrografía ganadora del Primer Concurso de Fotografía Científica para estudiantes de la YCN. El título del trabajo es "Carbon Conifer", de Ezra Feilden, donde se podían observar plaquetas de SiC creciendo en una fibra de carbón.

Contó con la participación de 55 jóvenes de Alemania, Bélgica, Eslovaquia, Eslovenia, España, Francia, Holanda, Italia, Polonia, Turquía, Reino Unido y Rusia. Los asistentes pudieron compartir y debatir sobre sus proyectos de máster, tesis, así como trabajos postdoctorales y desarrollos tecnológicos e industriales. Los trabajos presentados abarcaron numerosas aplicaciones dentro de los campos de la Cerámica y el Vidrio como: Cerámicas Avanzadas, Refractarios, Cerámicas para la Ingeniería Aeroespacial, Fibras ópticas, Biomateriales, Ingeniería de Tejidos, Manufactura Aditiva o Pilas de Combustible, etc... El programa de estas jornadas incluyó dos sesiones plenarias protagonizadas por el Dr. Moritz von Witzleben, fundador de INMATEC y Presidente de ECerS y la Prof. Ann Leriche, Tesorera de ECerS. Estas jornadas han significado una valiosa plataforma para jóvenes investigadores y profesionales, quienes han comenzado a construir las redes de trabajo y colaboración que liderarán, en el futuro, la Investigación y Desarrollo de la Cerámica y el Vidrio en Europa.

Tras el éxito del evento y el interés mostrado por los asistentes en acudir a futuras jornadas organizadas por la YCN, el Comité ha manifestado ya su intención de organizar este encuentro con una periodicidad bianual.

Otra interesante actividad liderada por la YCN es su concurso de fotografía científica. En la última edición la micrografía ganadora fue "Carbon Conifer", de Ezra Feilden, donde se podían observar plaquetas de SiC creciendo en una fibra de carbón. El ganador del concurso se conoció en ECerS 2017 durante la sesión de galardones. La foto ganadora se encuentra expuesta como imagen principal en Facebook "YCN Social Club" (Fig. 3)

Entre los próximos eventos de la YCN, está la Noche de

También se encuentra abierto el plazo de presentación de micrografías para el nuevo concurso de fotografía científica de la YCN, cuyo ganador se dará a conocer durante la noche de estudiantes de la YCN.

7.- CONCLUSIONES.

En la actualidad, ya son más de 500 personas las que se han unido a la Red de la YCN. Jóvenes investigadores que rompen fronteras, fijando fuertes lazos de colaboración y construyendo resistentes redes de trabajo, en el camino del conocimiento, la ciencia, la investigación y la innovación hacia la solución de los grandes retos que afronta hoy en día nuestra sociedad, así como, el desarrollo de un tejido industrial respetuoso con el medioambiente, sostenible, comprometido y justo.

9.- AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer mis compañeros del Comité de la YCN, Laura Silvestroni, Dominique Hautcoeur, Marie Lasgorceix y Erkka Framenbers, a Veronique Huat, secretaria administrativa de ECerS y en especial a nuestro supervisor de la YCN, Andraz Kocjan, la confianza depositada en mí para formar parte del Comité y del proyecto YCN.

9.- REFERENCIAS

- [1] <http://ecers.org/en/young-ceramists-network.html>
- [2] http://ecers.org/en/jecs-trust.html?cmp_id=42&news_id=14&vID=3
- [3] <https://www.facebook.com/groups/192177870947085/about/>

NORMAS DE PRESENTACION DE LA REVISTA “MATERIAL-ES”

A. Pérez¹, M. Martínez¹, J. López²

¹Centro y dirección 1, antper@unizere.es

²Centro y dirección 2

Resumen: En el siguiente texto se presentan las normas para la presentación de los trabajos completos. (*El formato en el que se presenta el presente texto, sirve de orientación a la estructura del trabajo*). El no cumplimiento de estas directrices puede implicar la exclusión del trabajo en la revista.

Palabras clave: palabras clave que caractericen el contenido del artículo separadas por comas.

1. EXTENSIÓN.

Se admitirán trabajos completos de hasta 4 páginas (máximo) incluyendo todas las secciones, ajustándose al formato que se indica a continuación. Para su correcto procesamiento, el fichero resultante deberá tener un tamaño menor a 10 MB.

2. FORMATO GENERAL.

Los márgenes serán de 2 cm en todos los casos (superior, inferior, derecha e izquierda). El texto debe ajustarse a 2 columnas (Excepto el Título, Autores y Resumen), con espaciado entre columnas de 1cm. Se utilizará espaciado simple entre líneas de texto dejando una línea en blanco entre párrafos (sin sangrado), así como entre el encabezado de cada apartado y el texto.

Tipo de letra para el texto principal: Times New Roman 10.

3. TÍTULO.

Centrado la parte superior de la primera hoja sin dejar espacio. Letra: Times New Roman 12, mayúsculas y **negrita**.

4.- AUTORES.

El nombre de los autores constará centrado debajo del título, dejando una línea en blanco. Tipo de letra: Times New Roman 11 **negrita cursiva** y en minúsculas. Deberá subrayarse el nombre del autor que presenta el trabajo y la pertenencia a distintos centros se indicará con un superíndice detrás del nombre.

Tras una línea en blanco, se indicará la filiación de los autores. Debe hacerse constar la dirección de correo electrónico del ponente. La dirección de cada centro, en su caso, se incluirá en una línea diferente. Times New Roman 11.

5.- RESUMEN.

No excederá las 150 palabras en la versión castellano. Se colocará debajo de los autores tras 4 líneas en blanco. El texto principal a doble columna comenzará tras dos líneas en blanco de las palabras clave.

6.- ENCABEZADOS.

Los encabezamientos de los distintos apartados se mecanografiarán en mayúsculas y en negrita y serán numerados correlativamente. Los subencabezados, en su caso, deberán ir en minúsculas y subrayados.

7.- ECUACIONES Y FÓRMULAS.

Se recomienda mecanografiar las fórmulas dejando una línea en blanco antes y después de las mismas y consignando su número de referencia entre paréntesis en el margen derecho.

8.- FIGURAS Y TABLAS.

Las figuras aparecerán insertadas en el lugar del texto que les corresponda.

Como norma general, las tablas y figuras deberán ocupar el ancho de columna, aunque en caso necesario pueden prepararse para abarcar el ancho de hoja. Las figuras, a las que se hará referencia en el texto, aparecerán numeradas correlativamente y con un pie de figura que tendrá la estructura que se muestra en el siguiente ejemplo:

Figura 1. Sección longitudinal del pliegue 2 A. Pliegue en la parte interna del codo. 2,4x.

Las tablas tendrán el mismo tipo de letra que el texto, anteponiendo a cada tabla el número y título correspondiente en la forma que se indica:

Tabla 1. Composición química de los aceros.

9.- REFERENCIAS

Se citarán en el texto con el número correspondiente entre corchetes: [1]. Aparecerán agrupadas en la última sección. Las referencias se numerarán correlativamente en el orden que aparecen en el texto, con la forma siguiente:

[1] Kamdar, M. H., “Embrittlement by Liquid and Solid Metals”, Ed. The Metallurgical Society, 1984.

SCIENTIFIC JOURNAL "MATERIAL-ES" GUIDELINES FOR PRESENTATION

A. Pérez¹, M. Martínez¹, J. López²

1 Group and address 1, antper@unizere.es

2 Group and address 2

Summary: In the following text are described the guidelines for presenting complete works. (*The format in which this text is presented, serves as an orientation of the work structure*). Failure to comply these guidelines may involve the exclusion of the work from the magazine.

Keywords: keywords that characterize the article content separated by commas.

1. EXTENSION.

Full papers of up to 4 pages (maximum) including all sections will be accepted, according format to these rules. For a correct processing, the resulting file size must be less than 10 MB.

2. GENERAL FORMAT.

The margins will be 2 cm in all cases (upper, lower, right and left). The text must be adjusted to 2 columns (except the Title, Authors and Summary), with 1 cm. spacing between columns. Simple spacing will be used between lines of text leaving a blank line between paragraphs (without bleed), as well as between the heading of each section and the text.

Main text formatted in Times New Roman font size 10.

3. TITLE.

At the top of the first sheet, centered without leaving space. Times New Roman font size 12, caps and **bold**.

4. AUTHORS.

The name of the authors will be centered below the title, leaving a blank line. Times New Roman font size 11 **bold, italics and lowercase**. The name of the author presenting the work should be underlined, and membership in different groups will be indicated by a superscript after the name.

After a blank line, the authors affiliation will be indicated. The rapporteur's e-mail address must be included. Each center's address, if so, will be included in a different line, Times New Roman font size 11.

5. SUMMARY.

It will not exceed 150 words in the English version. It will be placed below the authors after 4 blank lines. The main text in double column will begin after the keywords and two blank lines.

6. HEADINGS.

Different sections headings will be typed in **CAPITAL LETTERS, BOLD** and will be numbered correlatively. Subheadings, if applicable, should be lowercase and underlined.

7. EQUATIONS AND FORMULAS.

It is recommended to type the formulas leaving a blank line before and after them and entering their reference number in parentheses in the right margin.

8. FIGURES AND TABLES.

The figures will appear inserted in the corresponding place of the text.

As a general rule, tables and figures should occupy the column width, although if necessary they can be prepared to cover all the sheet width. The figures, to which reference will be made in the text, will appear numbered correlatively and with a figure foot that will have the structure shown in the following example:

Figure 1. Longitudinal section of the fold 2 A. Fold in the inner elbow side. 2,4x.

The tables will have the same format as the text, placing the corresponding number and title before each table as shown:

Table 1. Chemical composition of steels.

9. REFERENCES.

They will be cited in the text with the corresponding number in brackets: [1]. They will be presented grouped in the last section. The references will be numbered correlatively in the order they appear in the text, with the following form:

[1] Kamdar, M. H., "Embrittlement by Liquid and Solid Metals", Ed. The Metallurgical Society, 1984.