

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE DEFORMACIÓN EN LA TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA DURANTE TRATAMIENTOS DE “AUSFORMING”

A. Eres-Castellanos¹, F. G. Caballero¹, C. Garcia-Mateo¹,

¹Departamento de Metalurgia Física, Centro Nacional de investigaciones metalúrgicas, Avda. Gregorio del Amo 8, Madrid 28040, España, aeres@cenim.csic.es

Resumen: En el ámbito siderúrgico, se conoce el “ausforming” como el proceso por el cual se deforma plásticamente la austenita previamente a la transformación bainítica o martensítica. Este tratamiento termomecánico se plantea como una solución tecnológica para desarrollar el concepto de bainita nanoestructurada en aceros de contenido medio en carbono, pero antes es necesario estudiar el efecto que la deformación plástica tiene en la transformación a temperaturas intermedias y bajas. Mediante el uso combinado de dilatometría de alta resolución, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X, se ha estudiado el efecto que la temperatura de deformación tiene en la reacción bainítica en un acero de contenido medio en carbono (0.4. % en peso). Se ha observado que a bajas temperaturas de deformación hay una alteración de la transformación bainítica en la que su carácter isótropo se pierde completamente y la microestructura pasa a estar altamente ordenada.

Palabras clave: bainita, ausforming, caracterización microestructural

1. INTRODUCCIÓN.

La denominada bainita de baja temperatura o nanobainita ha demostrado tener una excelente combinación de propiedades mecánicas, con límites elásticos de hasta 1.4GPa, tensiones de rotura de 2.2 GPa y aproximadamente un 30% de alargamiento a rotura [1], todo ello gracias a que la microestructura se compone de placas de ferrita bainítica de escala nanométrica y austenita retenida sobresaturada en carbono. Sin embargo, para favorecer la transformación a baja temperatura y conseguir este tipo de microestructuras es habitual que se utilice altos contenidos en carbono (0.6-1 % C en peso), lo cual limita su aplicación industrial, ya que obliga a utilizar tratamientos isotérmicos muy largos, por no hablar de los problemas de soldabilidad a los que están asociados.

Con el objetivo de transferir el concepto de bainita nanoestructurada a aceros con un mayor rango de implementación industrial, el ausforming se ha contemplado como una buena alternativa. Se trata de un proceso termomecánico en el que la austenita, previamente a la transformación martensítica o bainítica, se deforma plásticamente. [2].

Entre otros beneficios, la deformación de la austenita conlleva una disminución de la temperatura martensítica de transformación [3-5], Ms, lo que permite una disminución de la temperatura a la que se puede realizar el tratamiento isotérmico para la obtención de bainita. Además, la austenita endurecida por la deformación favorecerá el refinamiento de la microestructura final [6, 7]. Por esos motivos, se erige como una alternativa viable para la obtención de bainita nanoestructuradas en aceros de contenido medio en carbono [8].

Aun así, hay que tener en cuenta que este tipo de tratamientos termomecánicos conlleva la aceleración de

cualquier tipo de transformación, ya sea reconstructiva (ferrita-perlita) o displaciva (bainita-martensita), debido al aumento del área de fronteras de grano por unidad de volumen y al aumento de la densidad de dislocaciones [9-11]. Por este motivo, para que el ausforming tenga éxito, el acero seleccionado debe tener templabilidad suficiente.

Hay que considerar también la posibilidad de la estabilización mecánica de la austenita, término utilizado para referirse al fenómeno por el cual la bainita y la martensita no pueden formarse a partir de una austenita excesivamente deformada. Esto ocurre porque la transformación displaciva que rige la transformación bainítica a partir de austenita, requiere el movimiento de intercaras del tipo “glissile”, cuyo movimiento puede ser retrasado o impedido por la deformación plástica y la presencia de una alta densidad de dislocaciones [12, 13].

En este estudio, un acero de contenido medio en carbono ha sido sometido a tratamientos de ausforming, a diferentes temperaturas de deformación, y se han comparado con un tratamiento isotérmico, demostrando que la deformación puede ocasionar transformaciones altamente anisótropas, dificultando la interpretación de los resultados.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Para este trabajo se ha seleccionado un acero comercial, SCM40, suministrado por Sidenor, el cual contiene un 0.4 % en peso de carbono y un alto contenido en silicio (3 % Si en peso), además de cierta cantidad de elementos como Mn y Cr para el control de su templabilidad.

Los ensayos de dilatometría y de ausforming se realizaron en un dilatómetro de alta resolución tipo Bahr 805D, usando probetas cilíndricas de $10 \times 5 \text{ mm}^3$.

El análisis de difracción de rayos X sobre las microestructuras obtenidas tras los diferentes tratamientos, permitió no solo la identificación de las distintas fases, sino también su fracción volumétrica y sus correspondientes parámetros de red. El equipo utilizado para este propósito es un difractómetro de rayos X Bruker AXS D8, con radiación de Co trabajando a 30mA y 40kV en un rango $2\Theta=35\text{-}135^\circ$. Las integrales de las intensidades de los picos (002), (112) y (022) en el caso de la ferrita y de los picos (200), (220) y (311) para la ferrita se han utilizado para cuantificar las fracciones y parámetros de red de dichas fases.

Se empleó un microscopio electrónico de barrido FEG-SEM JEOL JSM-6500, operando a 10kV para evaluar la microestructura en la parte central de las muestras en ambas secciones (transversal y longitudinal), ya que, en el caso de los ensayos de deformación, zona en la que las deformaciones plásticas locales son más cercanas a la deformación macroscópica debido al fenómeno de emparellamiento [14].

La preparación metalográfica de las muestras para su análisis tanto en rayos X como en el FEG-SEM se realizó de acuerdo a procedimientos estándar ampliamente descritos en otros trabajos [15].

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1. Tratamientos sin deformación, isotérmicos.

Los tratamientos isotérmicos se realizaron tras austenizar completamente a 990° durante 4 minutos y enfriar hasta la temperatura isotérmica, tal como se muestra en la Figura 1. Las velocidades de enfriamiento seleccionadas son lo suficientemente altas como para evitar la formación de ferrita/perlita previamente al tratamiento isotérmico. El tratamiento isotérmico seleccionado para la formación de bainita en este estudio es de 300°C durante 1h. La temperatura seleccionada es ligeramente superior a la M_s , estimada experimentalmente como 280°C , y el tiempo de 1h es más que suficiente para permitir que la transformación bainítica llegue a su fin.

La señal dilatométrica obtenida durante el tratamiento térmico, ver Figura 2, es una típica curva sigmoïdal, en la cual se observa un aumento del cambio relativo de longitud a medida que la transformación va progresando, y que está directamente relacionado con el aumento en el volumen que tiene lugar durante la transformación de una red cristalina FCC (austenita) a BCC/BCT (ferrita bainítica)[16].

En la Figura 3 se muestra un ejemplo de la microestructura obtenida tras este tratamiento, la cual está formada por placas de ferrita bainítica (α) ultrafina y por austenita.

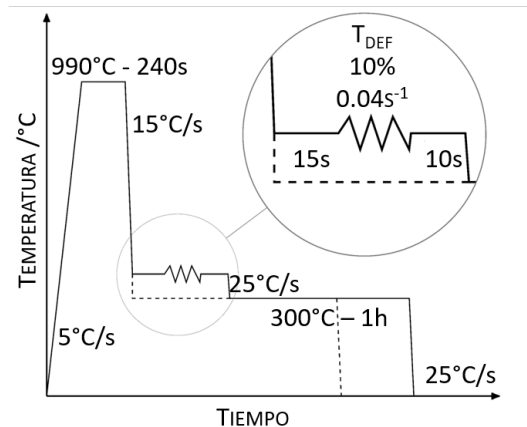


Figura 1. Boceto del tratamiento térmico y termomecánico realizados, representados por una línea discontinua y una línea continua, respectivamente. T_{DEF} es la temperatura de deformación.

En el enfriamiento a temperatura ambiente tras la transformación bainítica, no se detectó desviación de la linealidad de la señal dilatométrica, lo cual evidencia que no hubo transformación martensítica durante ese paso.

Tal y como se aprecia en la misma Figura 3, las placas de ferrita bainítica se distribuyen homogéneamente a lo largo de ambas secciones (transversal y longitudinal), evidenciando el carácter completamente isótropo de la transformación en estas condiciones. La austenita se encuentra presente en forma de bloques submicrométrico (γ^+) y de láminas delgadas (γ^{++}) entre las placas de ferrita bainítica. Además, el análisis de difracción de rayos X ha confirmado que la microestructura se compone únicamente de estas dos fases y con una distribución de $85\pm 3\%$ de ferrita bainítica y un $16\pm 3\%$ de austenita, ver Tabla 1.

Tabla 1. Tabla resumen de las deformaciones plásticas, ϵ_p , introducidas para cada ensayo, así como de los resultados obtenidos mediante análisis de Difracción de rayos X, donde V_α y V_γ son las fracciones de volumen de ferrita y austenita, respectivamente.

$T_{DEF}/^\circ\text{C}$	ϵ_p /%	V_α /%	V_γ /%
-	0	85 ± 3	16 ± 3
520	8.1	79 ± 3	21 ± 3
400	8.2	76 ± 3	24 ± 3
300	7.5	74 ± 3	26 ± 3

3.2. Tratamientos con deformación, ausforming

La Figura 1 muestra también el esquema de los tratamientos de ausforming. En todos ellos se austenizaron y se dejaron enfriar hasta las temperaturas de deformación seleccionadas, T_{def} , 520, 400 y 300°C , una vez alcanzada la mencionada temperatura y tras permitir la estabilización del sistema durante 15 s, se ha aplicado una deformación del 10% en todos los casos.

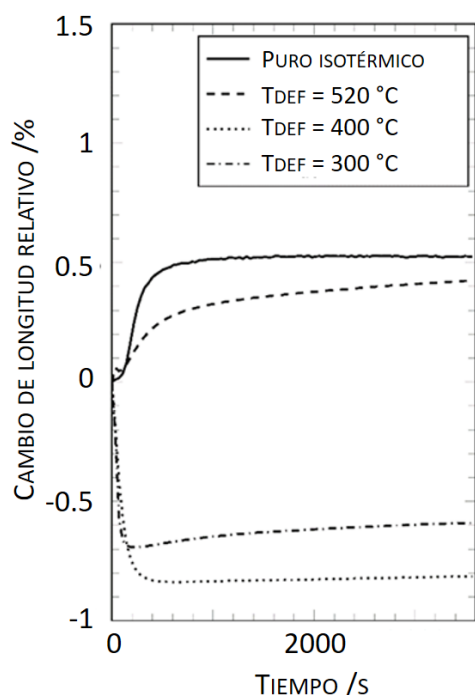


Figura 2. Señal dilatométrica obtenida durante todos los tratamientos realizados en este estudio.

Tras la deformación, las muestras se enfriaron hasta 300°C, donde se realizó el tratamiento isotérmico durante 1 h. Finalmente, las muestras se enfriaron hasta temperatura ambiente, enfriamiento durante el cual no se observó en ninguno de los casos transformación martensítica. Por lo tanto, la microestructura final se compone única y exclusivamente, como en el caso isotérmico, de ferrita bainítica y austenita.

En referencia a las señales dilatométricas obtenidas durante el paso isotérmico, tras la deformación, ver Figura 2, se puede observar que, para el caso en el cual $T_{DEF}=520$ °C, la intensidad de la señal disminuye en comparación con el caso sin deformación, aunque todavía presenta una clara expansión. Sin embargo, para las otras dos temperaturas, 400 y 300 °C, sorprendentemente la curva muestra una contracción, un efecto que ha sido reportado previamente para tratamientos que se han realizado bajo tensión constante [17-19], y que se atribuye a un fenómeno de selección de variantes cristalográficas.

La Figura 4 muestra ejemplo de las microestructuras obtenidas tras los tratamientos de ausforming en ambas secciones. Es relevante observar como existe una clara ordenación de las placas de ferrita bainítica en la sección longitudinal, a aproximadamente $\pm 45^\circ$ de la dirección de deformación, para las dos temperaturas de deformación más bajas, 400 y 300 °C, en las se han observado las contracciones por dilatometría

Finalmente, el análisis de rayos X ha revelado una disminución de la fracción de ferrita bainítica según la temperatura de deformación va disminuyendo, ver Tabla 1, lo que implica que hay un cierto grado de estabilización mecánica.

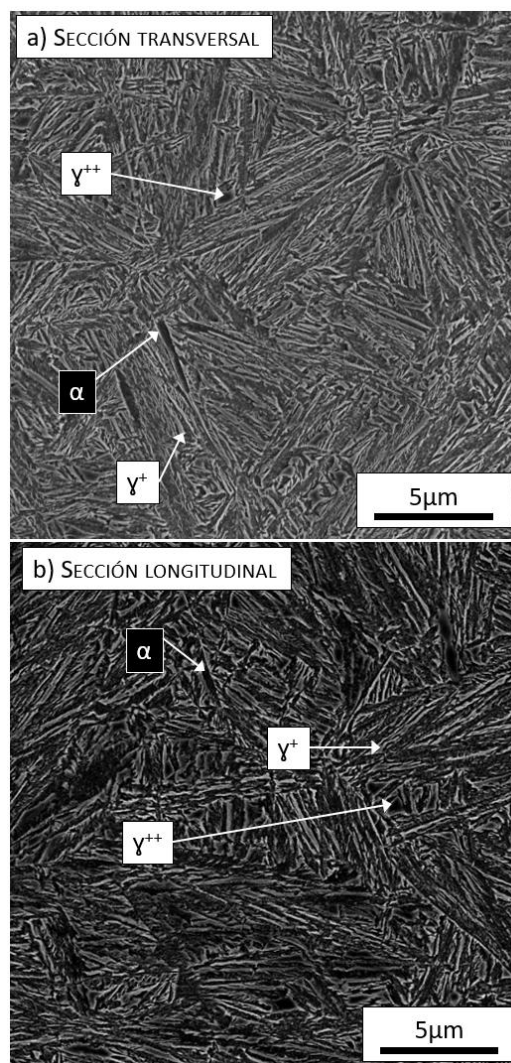


Figura 3. Microestructuras obtenidas después del tratamiento isotérmico a 300 °C, compuesta de ferrita bainítica (α) y austenita en bloques ($\gamma+$) o láminas ($\gamma++$). Cada micrografía corresponde con una sección diferente, a) transversal y b) longitudinal.

4.- CONCLUSIONES.

La isotropía de la transformación bainítica puede ser alterada mediante la deformación plástica de la austenita antes de que la transformación tenga lugar.

El nivel de anisotropía aumenta a medida que la temperatura de deformación disminuye.

Además, como era esperado, se ha detectado una disminución de la fracción de ferrita bainítica, relacionada con un fenómeno de estabilización mecánica de la austenita.

5.- RECONOCIMIENTOS.

Los autores agradecen el apoyo del Fondo Europeo de Investigación del Carbón y del Acero en el contrato RFCS-2015-709607, así como a los laboratorios de Transformaciones de fase, Metalografía y Difracción de Rayos X pertenecientes al CENIM/CSIC.

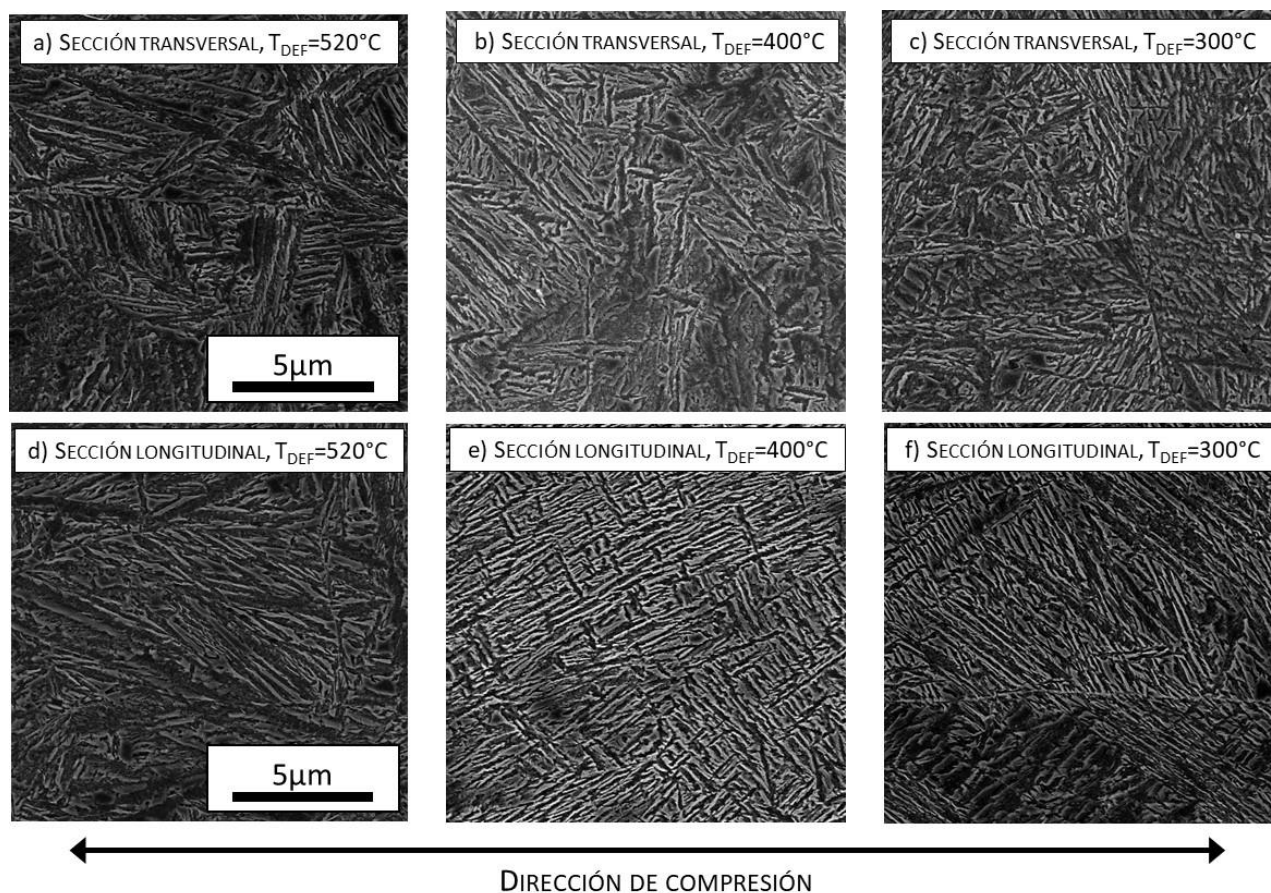


Figura 4. Microestructuras obtenidas después de los tratamientos de ausforming, donde T_{DEF} es la temperatura de deformación correspondiente. Asimismo, a), b) y c) corresponden a las secciones transversales, mientras que d), e) y f) corresponden con las longitudinal.

6.- REFERENCIAS

- [1] T. Sourmail, V. Smanio, C. Ziegler, V. Heuer, M. Kuntz, F.G. Caballero, C. Garcia-Mateo, J. Cornide, R. Elvira, A. Leiro, E. Vuorinen, T. Teeri, Novel nanostructured bainitic steel grades to answer the need for high-performance steel components (Nanobain).RFSR-CT-2008-00022, European Commission, Luxembourg, 2013, p. 129.
- [2] H.K.D.H. Bhadeshia, *Bainite in Steels: Theory and Practice*, Maney Publishing, 2015, p. 616.
- [3] M. Nikravesh, M. Naderi, G. Akbari, *Materials Science and Engineering: A* 540 (2012) 24-29.
- [4] T.S. Wang, M. Zhang, Y.H. Wang, J. Yang, F.C. Zhang, *Scripta Materialia* 68 (2013) 162-165.
- [5] J. Vivas, C. Capdevila, J.A. Jimenez, M. Benito-Alfonso, D. San-Martin, *Metals* 7 (2017) 236.
- [6] J. Cornide, C. Garcia-Mateo, C. Capdevila, F.G. Caballero, *Journal of Alloys and Compounds* 577 (2013) S43-S47.
- [7] S.B. Singh, H.K.D.H. Bhadeshia, *Materials Science and Engineering A* 245 (1998) 72-79.
- [8] C. Garcia-Mateo, RFCS-2015-709607: "TIANOBAIN: Towards industrial applicability of (medium C) nanostructured bainitic steels", in: L. Duprez, Paul, G., Somani, M. (Ed.) 2016-2020.
- [9] B. He, W. Xu, M. Huang, *Philosophical Magazine* 95 (2015) 1150-1163.
- [10] W. Gong, Y. Tomota, M.S. Koo, Y. Adachi, *Scripta Materialia* 63 (2010) 819-822.
- [11] J.G. He, A.M. Zhao, H. Yao, C. Zhi, F.Q. Zhao, Effect of ausforming temperature on bainite transformation of high carbon low alloy steel, in: Y. Han, Y. Wu, X. Liu (Eds.), *Materials Science Forum*, vol 817, Trans Tech Publications Ltd, 2015, pp. 454-459.
- [12] S. Chatterjee, H.S. Wang, J.R. Yang, H.K.D.H. Bhadeshia, *Materials Science and Technology* 22 (2006) 641-644.
- [13] M. Maalekian, E. Kozeschnik, S. Chatterjee, H.K.D.H. Bhadeshia, *Materials Science and Technology* 23 (2007) 610-612.
- [14] A. Shirzadi, H. Abreu, L. Pocock, D. Klobčuar, P. Withers, H. Bhadeshia, *International Journal of Materials Research* 100 (2009) 40-45.
- [15] A. Eres-Castellanos, L. Morales-Rivas, A. Latz, F.G. Caballero, C. Garcia-Mateo, *Materials Characterization* (2018).
- [16] C.N. Hulme-Smith, I. Lonardelli, A.C. Dippel, H.K.D.H. Bhadeshia, *Scripta Materialia* 69 (2013) 409-412.
- [17] A. Matsuzaki, H.K.D.H. Bhadeshia, H. Harada, *Acta Metallurgica Et Materialia* 42 (1994) 1081-1090.
- [18] J.R. Yang, L.C. Chang, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing* 223 (1997) 158-167.
- [19] S. Babu, H. Bhadeshia, *Materials Science and Engineering: A* 156 (1992) 1-9.