

TRANSFORMACIONES DE FASES EN ACEROS DE BAJO CARBONO

VÍCTOR YSAVA¹, NEY LUIGGI¹

¹ Grupo Física de Metales, Departamento de Física, Núcleo de Sucre, Universidad de Oriente,
Cumaná, 6101, Venezuela, e-mail: vrysava3@hotmail.com, nluiggi51@gmail.com

Recibido: enero de 2011

Recibido en forma final revisado: diciembre de 2011

RESUMEN

Mediante la aplicación de las técnicas de Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC), Resistividad Eléctrica (ρ) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), se realizó un estudio de la transformación de fases en dos tipos de aceros microaleados de bajo contenido en carbono. La cinética de transformación no isotérmica fue estudiada en estado normalizado y en muestras sometidas a un tratamiento de austenización a 1100 °C durante 30, 60 y 120 minutos, seguida de un temple en agua a 20 °C. Las curvas de DSC para los aceros normalizados y para los tratados y templados muestran comportamientos diferentes evidenciando su sensibilidad al cambio microestructural. En ambos casos se reportan tres transformaciones endotérmicas y tres exotérmicas, correspondiente las exotérmicas a la precipitación de fases ricas en carbono en diferentes proporciones respecto a la matriz de hierro, mientras que la primera endotérmica se asocia con la disolución de cementita en el caso normalizado y de martensita en el caso templado, y las otras dos muy puntuales las cuales se asocian con la transición de ferrita magnética a ferrita amagnética y a la transformación alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$, respectivamente. La determinación de la entalpía relacionada con los picos puntuales de transformación, permitió calcular la fracción transformada asociada y evaluar su respectiva energía de activación. La resistividad en función del tiempo de austenización, presentó un comportamiento descendente hasta un plateau, indicativo de la fracción de átomos de carbono retenida durante la austenización y por ende asociadas con la fracción de martensita formada. La técnica de microscopía electrónica de barrido, evidenció para muestras en estado normalizado una microestructura ferrítico-perlítica y las templadas una microestructura martensítica.

Palabras clave: Aceros microaleados, Transformaciones de fase, DSC, Resistividad eléctrica, MEB.

PHASE TRANSFORMATIONS IN LOW CARBON STEEL

ABSTRACT

By applying the techniques of Differential Scanning Calorimetry (DSC), Electrical resistivity (ρ) and scanning electron microscopy (SEM) was carried out a study of phase transformation in two types of microalloyed low carbon steels. The non isothermal transformation kinetics was studied on normalized samples and on austenitized samples at 1100 °C for 30, 60 and 120 minutes followed by quenching in water at 20 °C. DSC curves for normalized and quenched steels show different behaviors demonstrating its sensitivity to microstructural change. In both cases was reported three endothermic and three exothermic transformations, corresponding the exothermic peaks to the precipitation of carbon-rich phases in different proportions with respect to the iron matrix, while the first endothermic peak is associated to the dissolution of cementite in the normalized samples and to the martensite in the quenched samples, and the two very specific peaks was associated with the transition from ferrite magnetic to ferrite non-magnetic and $\alpha \rightarrow \gamma$, allotropic transformation, respectively. The good definition of the endothermic peaks permitted to calculate the fraction transformed and evaluates their respective activation energy. The resistivity as a function of austenitizing time present a downward trend to a plateau, indicative of the fraction of carbon atoms trapped in solid solution and thus associated with the fraction of martensite formed. Micrographs obtained by Scanning electron microscopy showed a ferritic-pearlitic microstructure in the normalized samples and a martensitic microstructure on quenching samples.

Keywords: Microalloyed Steel, Phase Transformations, DSC, Electrical Resistivity, SEM.

INTRODUCCIÓN

Los aceros son las aleaciones metálicas más importantes

y más utilizadas en el ámbito industrial por presentar propiedades tan diversas como su gran plasticidad y maleabilidad a elevadas temperaturas y su alta resistencia

al desgaste, entre otras. Wójcik *et al.* (2007) reportaron que por medio de tratamientos térmicos los aceros pueden lograr excelentes y atractivas propiedades mecánicas. Sin embargo, la implementación de nuevas tecnologías y nuevos materiales está presionando por la sustitución de este tipo de aleación y, en consecuencia, la industria del acero para mantener su nivel de competitividad viene desarrollando aceros de elevada resistencia, con sólo añadir pequeñas cantidades de elementos de aleación, “HSLA” (High Strength Low Alloy Steels) conocidos como aceros microaleados, por cuanto su utilización supondría un ahorro económico, ya que estos nuevos aceros no necesitan tratamiento térmico después del conformado. Los aceros microaleados son aceros de bajo contenido de carbono que contienen elementos como níquel, cobre, niobio, vanadio, cromo, molibdeno, titanio, calcio, entre otros; adicionados con el propósito de darle las propiedades deseadas y cuyo contenido de estos elementos en forma individual es inferior a 0,5% y en conjunto no superan el 1% y reportado así por Meyer *et al.* (1985). Estos aceros adquieren su resistencia mecánica por endurecimiento de la solución sólida y por precipitación de carburos, nitruros o carbonitruros complejos de los elementos aleantes. De acuerdo a Mesa & Zapata (2005), las transformaciones de fase para formar precipitados a partir de una solución sólida sobresaturada y la formación de capas duras de martensita en aceros nitrurados o carbonitrurados a altas temperaturas (>1000°), son procesos que se están trabajando con excelentes resultados a nivel ingenieril. La precipitación puede producirse durante la austenización, durante el cambio alotrópico austenita → ferrita, o directamente en la fase ferrítica. Adicionalmente los microaleantes ayudan a controlar el tamaño de grano mediante su precipitación parcial en el estado austenítico y pueden influir notablemente en los procesos de deformación plástica, como la recuperación y la recristalización, involucrados en el proceso de conformado, aspectos desarrollados extensamente por Pickering (1975). En este trabajo se tiene por objetivo estudiar la cinética no isotérmica de la precipitación de fases en dos tipos de aceros microaleados con contenidos de carbono de 0,22 y 0,27% respectivamente mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC) para determinar la energía de activación como parámetro cinético del proceso de transformación de fase, complementada con la medición de la resistividad eléctrica y la aplicación de la técnica de microscopía electrónica de barrido.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

ACERO UTILIZADO

Se utilizaron dos tipos de aceros microaleados de bajo contenido en carbono (API-5CT Grado N-80AT), producidos

en hornos eléctricos de arco, de 150t de capacidad, pertenecientes a la Acería Eléctrica de Palanquillas de la CVG Siderúrgica del Orinoco y reportados por González (2005). En la Tabla 1 se presenta la composición química del acero fabricado.

Tabla 1. Composición química de los dos tipos de Acero (% en peso)

Muestra	% C	% Mn	% Cr	% Ni	% V	% Nb	% Si	% Al
M1	0,22	1,55	0,17	0,18	0,12	0,04	0,20	0,02
M2	0,27	1,55	0,17	0,18	0,12	0,04	0,20	0,02

PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS PARA LOS ENSAYOS POR DSC

La cinética de transformación no isotérmica fue seguida en muestras en estado normalizado tal como fueron suministradas (MjN: j=1,2) y en muestras sometidas a tratamiento térmico de austenización a 1100 °C a diferentes tiempos (MjAk: las cuales corresponden a muestras Mj austenizadas un tiempo k (1: 30 minutos, 2: 60 minutos y 3: 120 minutos)) seguidas de un temple en agua a 20 °C. Para ello, se prepararon muestras en forma de placas de aproximadamente 17 mm² y masas de 31,0, 0,1 mg. Las curvas DSC se obtuvieron mediante un Sistema Controlador de Análisis Térmico (TASC), modelo 449-C Jupiter, marca NETZCSH, con calentamientos a tasa fija de 5, 10, 20 y 40 °C/min desde 25 °C hasta 1100 °C. Krielaart *et al.* (1996) analizan extensamente las transformaciones de fase en aceros usando DSC. Las curvas analizadas mediante la teoría de iso-conversión son coherentes con estudios anteriores reportados por Luiggi (2003) para procesos no isotérmicos, los cuales establecen la evaluación de la energía de activación Q a partir de la relación:

$$\ln\left(\frac{T^N}{\Phi}\right) = \frac{Q}{RT} + C \quad (1)$$

donde: Φ es la razón de calentamiento, T representa la temperatura correspondiente a cada valor de la fracción transformada, R la constante de los gases, y N es un parámetro fenomenológico cuyo ajuste garantiza una buena estimación del valor experimental de Q. Para el caso de N=2, la ecuación (1) se reduce al modelo de Kissinger (1956).

PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA MEDIR RESISTIVIDAD ELÉCTRICA

La resistividad eléctrica se mide a temperatura ambiente en muestras en forma de placas de 1 cm², con un espesor de 0,50 ± 0,03 mm. La resistividad es medida empleando la técnica reportada por Van Der Pauw (1958), la cual es una técnica de medición de cuatro puntas de contactos, en la que el espesor de la muestra es la única dimensión física que se requiere para aplicarla. La corriente I pasa a través de dos

de esos contactos resultando una diferencia de potencial V_1 que es medida en los otros dos contactos. Posteriormente la corriente se hace pasar en una combinación diferente de contactos y el voltaje V_2 se mide en los dos siguientes. La resistividad, ρ , viene dada entonces por:

$$\rho = \frac{\pi d}{\ln 2} \left[\frac{V_1 + V_2}{2I} \right] f \left(\frac{V_1}{V_2} \right) \quad (2)$$

donde: d es el espesor de la muestra y f es el factor de corrección representado por la expresión,

$$f \left(\frac{V_1}{V_2} \right) = 1 - 0.347 \left[\frac{V_1 - V_2}{V_1 + V_2} \right]^2 - 0.092 \left[\frac{V_1 - V_2}{V_1 + V_2} \right]^4 \quad (3)$$

Para realizar las medidas de resistividad se usó una unidad fuente de medida Corriente/Voltaje (SMU) Marca Keithley Modelo 228, y de forma automatizada utilizando una tarjeta de adquisición de datos USB-2527.

PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA EL ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL POR MEB

Con la finalidad de verificar la evolución microestructural de las muestras durante los diferentes tratamientos térmicos, se utilizó la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Se cortaron las muestras en formas de placas de 1 cm² y de un 1 mm de espesor aproximadamente. La preparación de la superficie se logró mediante un desbastado manual con papeles abrasivos de carburo de silicio de diferentes numeraciones. Luego se pulió la superficie utilizando un disco giratorio cubierto con un paño especial, húmedo, utilizando como abrasivo pasta de diamante de 3 μ m y 1 μ m, respectivamente. Posteriormente las superficies se atacaron con una solución de 5% de ácido nítrico concentrado y 95% metanol, (Nital al 5%). Las microfotografías se realizaron con un Microscopio Electrónico de Barrido con Emisión de Campo, Hitachi S-800-FE, con un voltaje de aceleración de 20 kV, y una magnificación de 4000X.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

CURVAS DE CALORIMETRIA (DSC)

En las Figuras 1 y 2 se muestra el flujo de calor en función de la temperatura para los aceros M1 y M2 respectivamente, sometidos a los tratamientos térmicos antes definidos. En estas curvas se aprecia una sucesión de valles y picos característicos de los procesos de transformación de fases que ocurren en cada una de las muestras. La Figura 1(a), para la muestra M1N cuya microestructura de partida contiene ferrita y perlita, para la mayor tasa de calentamiento, se muestra una amplia transformación endotérmica a 200°C asociada con la reorganización de átomos de carbono y disolución de carburos ligeros de bajas temperaturas, seguida de una transformación exotérmica, magnificada

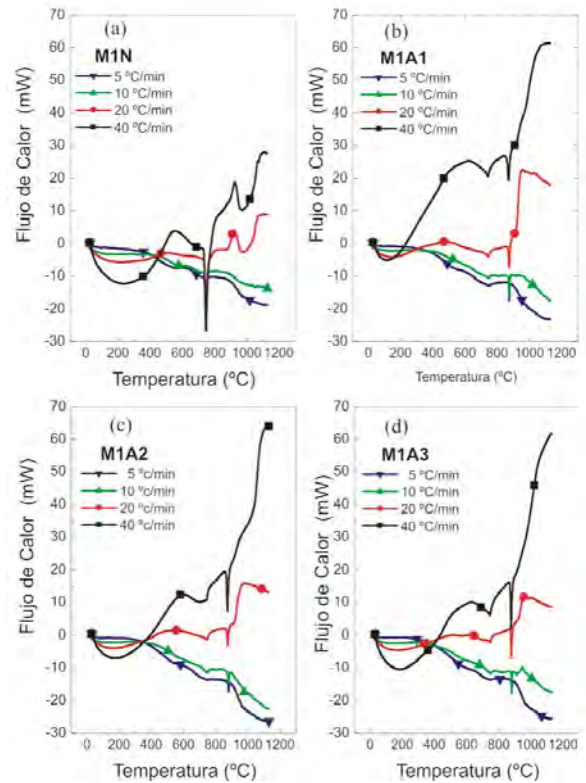


Figura 1. Resultados del análisis térmico por DSC a las muestras M1 bajo diferentes condiciones experimentales: (a) Normalizada y con tratamiento de austenización a 1100 °C durante: (b) 30 min. (c) 60 min. (d) 120 min

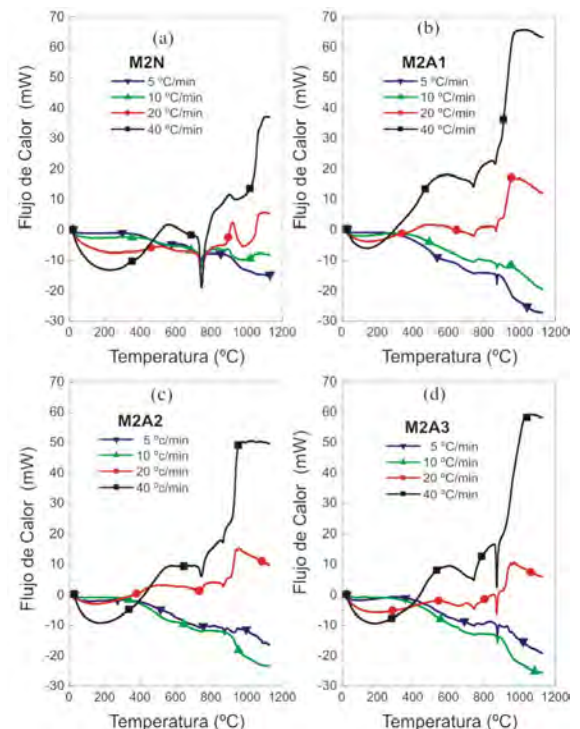


Figura 2. Resultados del análisis térmico por DSC a las muestras M2 bajo diferentes condiciones experimentales: (a) Normalizada y con tratamiento de austenización a 1100 °C durante: (b) 30 min. (c) 60 min. (d) 120 min

por el mayor impulso térmico suministrado por Φ . Esta transformación corresponde a la formación de carburos de Fe aprovechando la migración de átomos de carbono de la cementita hacia los límites de granos, así como a la aparición carburos de elementos presentes en la aleación. A 744 °C ocurre una reacción endotérmica puntual, la cual se asocia con la transición de ferrita magnética a ferrita amagnética. Esta transición se espera que ocurra a 770 °C para aceros hipoeutectoides de baja aleación; sin embargo, la presencia de elementos como el Mn y el Cr en este acero disminuyen la temperatura a la cual ocurre la transición. La transición alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$ se manifiesta en la vecindad de 800 °C, mientras que por encima de esta temperatura ocurre la nucleación y desarrollo de la austenita. En las Figuras 1(b) a 1(d) se observan las curvas DSC de las muestras M1A1 a M1A3, cuya microestructura inicial obtenida luego del temple desde la temperatura de austenización, donde permaneció durante 30, 60 y 120 minutos, es martensítica en diferentes grados, tal como lo reportó Mesa & Zapata (2005), con cierta porción de austenita residual, dependiendo ésta de la cantidad de átomos de carbono que pasan a formar parte de la fase austenítica. La primera transformación endotérmica amplia manifestada en las muestras normalizadas tiende a minimizarse, lo que indica la dificultad que la estructura martensítica impone a la difusión de aleantes presentes y ocurre a menor temperatura (cerca de 150 °C). La precipitación de carburos bajos en carbono ocurre por difusión entre 300 °C y 500 °C ya que la estructura martensítica a esa temperatura ha desaparecido para dar paso a núcleos de ferrita, de cementita y posiblemente a carbonitruros. A 740°C nuevamente se detecta la transición de ferrita magnética a ferrita amagnética, siendo este efecto menos pronunciado que en las muestras normalizadas debido a la menor cantidad de ferrita presente. Esta transformación es seguida de una incipiente transformación exotérmica, menos marcada que en el caso normalizado. Hacia 870 °C se detecta la transformación alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$, la cual en este caso se manifiesta bien localizada. Estos picos son magnificados en la curva de la Figura 1(d), debido al mayor tiempo de austenización y por lo tanto mayor cantidad de carbono que intervienen en este proceso y que son capturados luego del temple, y sobre 900 °C aparecen los núcleos de austenita y su posterior desarrollo. Se nota también que la austenización se inicia a temperaturas más bajas que en el caso precedente. Las transformaciones endotérmicas puntuales (1° pico) en la vecindad de los 744 °C se ubican cerca de la formación del eutectoide, mostrando además un leve desplazamiento de los picos hacia temperaturas menores en la medida de que aumenta con la tasa de calentamiento, comportamiento éste contrario al observado en los procesos difusivos. A diferencia de los aceros en estado normalizado, el tratamiento térmico genera en cada uno de ellos la aparición de una segunda

transformación endotérmica que al igual que la primera es puntiaguda y con un leve desplazamiento hacia la izquierda según va aumentando la tasa de calentamiento. Estas transformaciones ocurren alrededor de los 873 °C para ambos aceros, según lo muestran las curvas (b), (c) y (d) de las Figuras 1 y 2. Las diferencias leves detectadas en las Figuras 1 y 2 son producto de la mayor cantidad de carbono que contiene la muestra M2, cuyas curvas muestran similar comportamiento que las obtenidas con las muestras M1.

EVALUACIÓN DE LA ENERGÍA DE ACTIVACIÓN

En DSC el estudio cinético está asociado con la entalpia que se genera en cada transformación estructural. La fracción transformada Y, se evalúa de las curvas de flujo de calor asociando las fracciones parciales bajo la transformación seleccionada entre dos temperaturas debidamente pesada por el área total. Al inicio de la transformación, la extensión de la conversión Y será cero y al final será 1. Para aplicar este criterio, en el presente trabajo se seleccionaron los picos mejores definidos en las curvas anteriores correspondiendo a las transformaciones endotérmicas ubicadas en torno a 744 °C y 873 °C. En la Figura 3 se muestra la fracción transformada en función de la temperatura para los aceros, normalizados y tratados térmicamente a 1100 °C por 120 min, obtenida a partir de la primera transformación

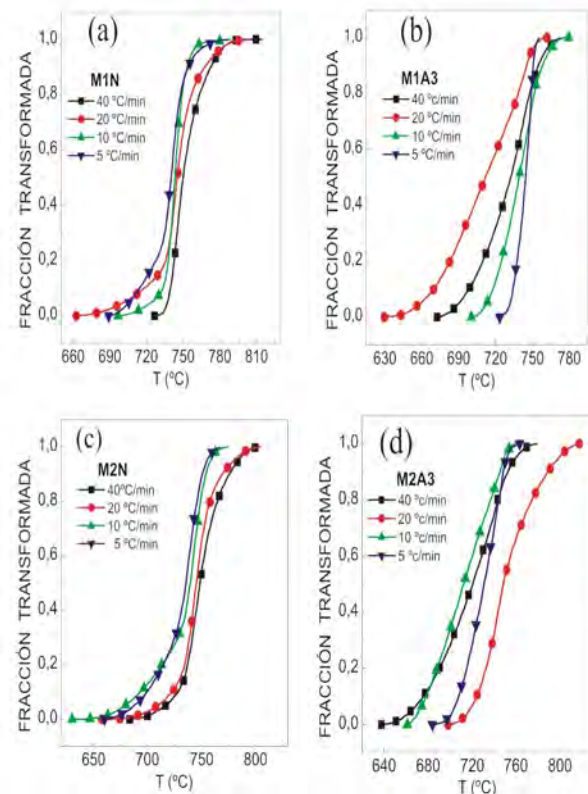


Figura 3. Fracción transformada en función de la temperatura para el acero: (a) M1 Normalizado, (b) M1 austenizado a 1100 °C por 120 min (1° pico), (c) M2 Normalizado y (d) M2 austenizado a 1100 °C por 120 min (1° pico)

endotérmica. La forma de las gráficas es de tipo sigmoïdal, propia de las cinéticas de transformación, con una secuencia irregular de solapamiento entre las curvas, alejándose así de un proceso exclusivamente difusivo. Mediante la fracción transformada asociada Y , se estima los valores de las energías de activación relacionadas con los procesos de transformaciones endotérmicas que ocurren en los aceros bajo distintas condiciones, empleando para ello, el método de iso-conversión no isotérmico con $N=2$ y el método reportado por Kissinger (1956). Tal como se muestran en las Figuras 4 (a) y 4(b) en las que se representan las energías de activación con respecto a la fracción transformada. Las gráficas muestran las energías de activación para el primer proceso endotérmico puntual e indican un crecimiento de manera no lineal con la fracción transformada, detalle que se manifiesta en todas las condiciones de los aceros sin embargo, no presenta una regularidad en el crecimiento con respecto al tiempo de tratamiento térmico. Esto es aplicable a los dos métodos, por iso-conversión no se puede asegurar que a mayor tiempo de calentamiento hay una disminución o aumento de la energía de activación, ya que ninguna de estas secuencias se da en los aceros estudiados. Igual ocurre para el método de Kissinger (1956), en donde la

mayoría de las curvas están solapadas arrojando un valor casi constante sin importar el tiempo de calentamiento. Los valores de las energías de activación de acuerdo al método de iso-conversión no isotérmico con $N=2$ están comprendidos entre 22,19 - 22,72 Kcal/mol para el primer proceso endotérmico y entre 25,73 - 26,10 Kcal/mol para el segundo proceso endotérmico, mientras que por la relación de Kissinger los valores oscilan entre 21,64 - 22,49 Kcal/mol para el primero y entre 25,75 - 26,10 Kcal/mol para el segundo proceso endotérmico, respectivamente.

MEDIDAS DE RESISTIVIDAD ELÉCTRICA

Las medidas de resistividad fueron realizadas a temperatura ambiente, en muestras mantenidas a 1100 °C durante diferentes tiempos de austenización. Esto significa que para el primer tiempo de la gráfica, es decir austenización nula, las muestras M1 y M2 corresponden a muestras normalizadas, siendo su microestructura ferrítica-perlítica mientras que para tiempos diferentes, a 1100 °C la microestructura corresponderá a martensita más austenita residual. En la Figura 5 se muestra la resistividad eléctrica en función del tiempo de austenización. En la misma se observa que la resistividad de las muestras M2 siempre es mayor que la de las muestras M1, ya que posee mayor contenido de carbono. También se puede observar la disminución de la resistividad en forma sostenida hasta los 85 minutos de austenización a partir del cual su valor se hace casi constante. Este plateau establece un límite de la solubilidad de carbono en hierro y por lo tanto indica la fracción de carbono en solución sólida responsable de la transformación martensítica. Este comportamiento explica la mayor cantidad de carbono retenida en solución sólida y en la medida que el tiempo de austenización aumenta, ya que la resistividad específica de carbono en hierro es superior en solución sólida que cuando éste forma carburos. Igualmente, se nota que la caída no es

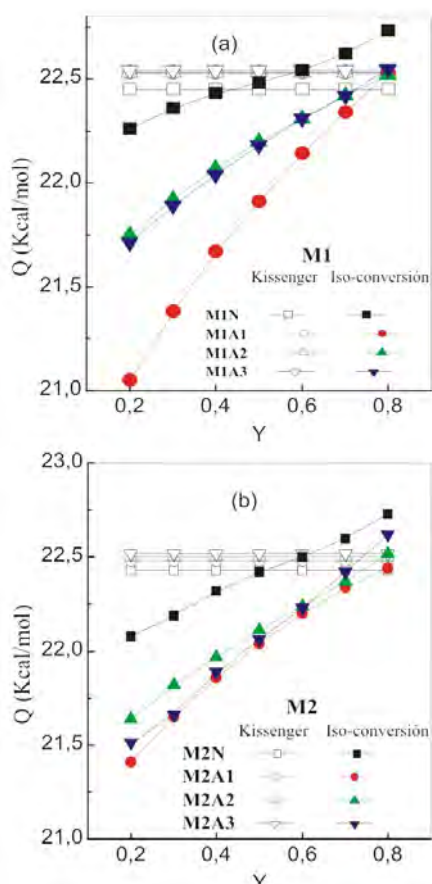


Figura 4. Energía de activación (Q) vs Fracción Transformada (Y) obtenidas por el método iso-conversión no isotérmico con $N = 2$ y la ecuación de Kissinger en función del tiempo y de la temperatura de calentamiento para el acero: (a) M1 y (b) M2

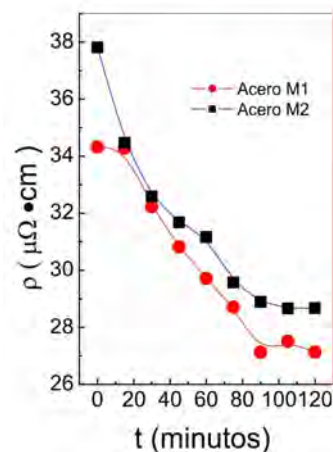


Figura 5. Resistividad eléctrica en función del tiempo de austenización de las muestras M1 y M2, medidas a 20 °C

monótona, lo cual sin duda es un reflejo de la variación del número y tipo de dispersores de electrones (Bohnenkamp *et al.* 2002) en la medida de que el proceso de austenización ocurre.

EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL OBSERVADA POR MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

La Figura 6 muestra las microfotografías de la microestructura de los aceros M1 y M2, respectivamente, obtenidas por microscopía electrónica de barrido mediante la aplicación de un voltaje de aceleración de 20 kV y una magnificación de 4000X, respectivamente, las mismas muestran las características microestructurales para las distintas condiciones. Las figuras 6(a) y 6(d) corresponden al estado normalizado de los aceros. Se trata de una microestructura de grano fino con bordes bien definidos, de composición claramente hipoeutectoide por la gran abundancia de granos equiaxiales ferríticos de características poligonal y acicular, así como también se visualiza una fase de cementita que presenta el aspecto característico en láminas alternadas, paralelas y separadas, hacia los bordes de grano

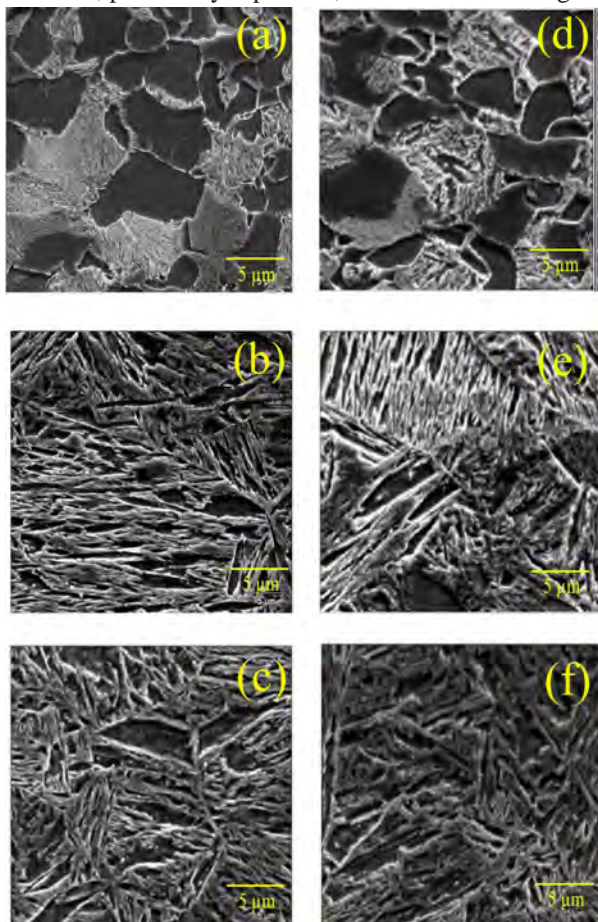


Figura 6. Microfotografías obtenida por MEB de las muestra M1 y M2 atacadas químicamente con Nital al 5%, en condiciones de: M1(a) y M2(d) normalizadas y tratadas térmicamente a 1100 °C durante: M1(b) y M2(e) 60 minutos, M1(c) y M2(f) 120 minutos

y la agrupación en colonias de pequeños glóbulos dispersos en la matriz de ferrita cuyo aspecto es característico de un agregado perlítico. Las Figuras 6(b), 6(c) y 6(e), 6(f), representan las microfotografías de la evolución de la microestructura de los aceros con el tratamiento térmico a 1100 °C por 60 y 120 minutos, respectivamente. Todas ellas muestran la fase acicular martensítica, siendo la micrografía 6 (f) correspondiente al mayor tiempo de calentamiento del acero M2, la que revela la mayor fracción de esta fase dentro de la matriz austenítica como fue reportado por la técnica EDS, la cual da una apreciación de manera semi-cuantitativa de la composición de la fase (Ysava, 2009). De manera general los aceros muestran un grano de partida diferente, siendo M2 quien manifieste en estado de normalizado el menor tamaño de grano, por tener la mayor concentración de carbono, por lo tanto su evolución también lo es, aun cuando el producto final es la formación de la misma fase pero en fracciones diferentes, tal y como lo reporta extensamente Ysava (2009).

CONCLUSIONES

En los aceros estudiados parecen coexistir diferentes mecanismos de transformación conducentes a la formación de ferrita-perlita en los aceros en estado normalizado y a la formación de martensita en los aceros tratados térmicamente. Ambos procesos ocurren por mecanismos físicos diferentes. Las curvas de DSC para los aceros en estados normalizados, presentan una variación del flujo de calor con una transformación endotérmica próxima a los 744 °C para las muestras M1 y M2, respectivamente. Mientras que los aceros tratados térmicamente a la temperatura de austenización presentan una segunda transformación endotérmica alrededor de las 873 °C. La ubicación de los picos de estas transformaciones muestra un ligero desplazamiento hacia temperaturas menores en la medida de que aumenta la razón de calentamiento. El acero M2 presenta la mayor resistividad debido a que posee más contenido de carbono, con respecto al acero M1. La resistividad se muestra sensible al tiempo de austenización, estando la misma relacionada con la fracción de átomos de carbono que pasan a formar parte de la fase austenítica y que al ser templados quedan retenidos produciendo la deformación de la red original y la producción de martensita. La Técnica de microscopía electrónica de barrido permitió seguir la evolución de la microestructura desarrollada durante los diferentes tratamientos térmicos confirmando en el caso de muestras normalizadas una microestructura ferrítica-perlítica y en el de las muestras templadas una microestructura martensítica con la presencia de austenita retenida.

REFERENCIAS

- BOHNENKAMP, U., SANDSTRÖM R., GRIMVALL G. (2002). *Electrical resistivity of steels and face-centered-cubic iron*. J. Appl. Phys. Vol. 92, No. 8, pp. 4402-4407.
- GONZÁLEZ, L. (2005). *Desarrollo de aceros de medio carbono y alta tenacidad a base de Mn-Nb-V-Ni-Mo*. Tesis Doctoral no publicada. Universidad Central de Venezuela, Caracas, Venezuela.
- KISSINGER, H. (1956). *Variation of peak temperature with heating rate in differential thermal analysis*. J. Res Natl Bur Stand, N° 57, pp. 217-222.
- KRIELAART, G., BRAKMAN, C., VAN DER ZWAAG, S. (1996). *Analysis of phase transformation in Fe-C alloys using differential scanning calorimetry*. Journal of Materials Science, vol. 3, No. 6, pp. 1501-1508.
- LUIGGI, N. J. (2003). *Comments on the analysis of experimental data in nonisothermal kinetics*. Metallurgical and Materials, Transactions A, pp. 2679-2682.
- MESA, D. H. & ZAPATA, A. (2005). *Consideraciones sobre aplicaciones tecnológicas de transformaciones de fase en aceros*. Scientia et Technica Año XI, No 27, pp. 115-120.
- MEYER, L., STRASBURGER, C., SCHNEIDER, C. (1985). *Effect and present application of the microalloying elements Nb, V, Ti, Zr and B in HSLA steels*. Proceedings of HSLA'85. Beijing, China. ASM-International. pp. 29-39.
- PICKERING, F. B. (1975). *High-Strength, low alloy steels-a decade of progress*. Proceedings of microalloying 75. Union Carbide. EUA, pp 9-31.
- VAN DER PAUW, L. J. (1958). *A method of measuring specific resistivity and hall effect of discs of arbitrary shape*. Philips Research Reports, Vol. 13, No. 58, pp.1-9-
- YSAVA, V. (2009). *Estudio de la precipitación de fases por análisis térmico en aceros microaleados al Cr.Mo*. Tesis de maestría no publicada. Universidad de Oriente, Cumaná, Venezuela.
- WÓJCIK, J., RINCON, E., DOMÍNGUEZ, A. (2007). *Relación entre la estructura en estado recocido del acero grado construcción y las propiedades mecánicas después de un tratamiento térmico final*. Ciencia Ergo Sum, 14 (1) No 02, pp. 203-207.