

TRANSFORMACIÓN ISOTÉRMICA EN ACEROS

Isothermic transformation in steel

RESUMEN

En esta investigación se evaluó el comportamiento microestructural que presenta el acero AISI –SAE 4140 al ser sometido a un austempering a 450°C. Se muestra la influencia del tiempo de sostenimiento a la temperatura de transformación sobre el cambio en el mecanismo de nucleación de la ferrita bainítica. Se observó el paso de un comportamiento metaestable (martensita y bainita) a uno estable (ferrita y carburos)

PALABRAS CLAVES: bainita, cementita, austempering

ABSTRACT

In this research you evaluate the behavior microestructural that presents the steel AISI - SAE 4140 to the subjected being to an austempering at 450°C. The influence is shown from the time of maintenance to the transformation temperature about the change in the mechanism of nucleación of the ferrite bainítica. One observes the step of a behavior metaestable (martensita and bainita) to one stable (ferrite and carbides).

KEYWORDS: bainite, cementita, austempering.

OSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS

Ingeniero Metalúrgico, M.Sc.
Profesor Auxiliar
Facultad de Ingeniería Mecánica
Universidad Tecnológica de Pereira
osfahico@utp.edu.co

JOSE LUIS TRISTANCHO REYES

Ingeniero Metalúrgico, M.Sc.
Profesor Auxiliar
Facultad de Ingeniería Mecánica
Universidad Tecnológica de Pereira
josestris@utp.edu.co

LUIS CARLOS FLOREZ GARCIA

Ingeniero Mecánico, M.Sc.
Profesor Auxiliar
Facultad de Ingeniería Mecánica
Universidad Tecnológica de Pereira
luiscar@utp.edu.co

Grupo de Investigaciones en Materiales
Avanzados (GIMAV-UTP)
Universidad Tecnológica de Pereira

1. INTRODUCCIÓN

La bainita es una microestructura resultante de la descomposición de la austenita en los aceros a temperaturas superiores a la temperatura de transformación martensítica y por debajo de la reacción perlítica. La transformación bainítica puede ocurrir isotérmicamente, o durante un enfriamiento continuo.

La característica común de las diferentes estructuras bainíticas es que todas contienen ferrita rica en dislocaciones lo cual frecuentemente tiene mas o menos morfología acicular. La ferrita en estructura bainítica es mas dura que la ferrita normal debido a su alto contenido de dislocaciones con densidades de dislocaciones que van aproximadamente de 10^{15} - 10^{14} m⁻² cuando la temperatura de transformación varia entre 400 y 700°C. La microdureza de la bainita varía entre 300 y 500HV. Se acepta ahora que la transformación de la bainita ocurre sin la redistribución de elementos sustitucionales, las condiciones de equilibrio en la interfase corresponde a cualquiera de estos dos modos: paraequilibrio (PE) o el equilibrio local no particionado (NPLE). [1,2]

Desde el punto de vista cinético, la transformación bainítica no es tan rápida como la transformación

martensítica. La velocidad de nucleación y crecimiento son controlados por la difusión del carbono. En el rango de temperatura de transformación, el crecimiento de la bainita solo puede ocurrir en una interfase móvil no coherente y no en una interfase que es semicoherente con la austenita y es unida en zonas con alta densidad de dislocaciones.

La microestructura bainítica se caracteriza por la formación de placas o listones de ferrita supersaturada con carbono; este elemento, dependiendo de la temperatura de transformación, se difunde hacia la austenita residual promoviendo la precipitación de carburos (bainita superior) o precipita como carburos dentro de la placa de ferrita (bainita inferior). [10,11, 12]

La temperatura de transición entre la bainita superior e inferior en los aceros fue investigada por Pickering, quien planteó que variaba con el porcentaje de carbono. Por otro lado, algunos autores definieron un valor fijo para esta temperatura de 350°C, según el tipo de carburo precipitado por encima y por debajo de esta temperatura. [10,12]

En la bainita superior el único carburo observado es la cementita; mientras que en la inferior, previa a la formación de ésta, se ha encontrado el carburo ϵ , similar

al proceso de revenido de la martensita. La microestructura de la bainita consiste en paquetes (unidades microestructurales) de listones o placas nucleados en los límites de grano austenítico, al igual que en las transformaciones de fase difusivas. El paquete bainítico está conformado por listones o placas (subunidades microestructurales) paralelas como se observa en la Figura 1.

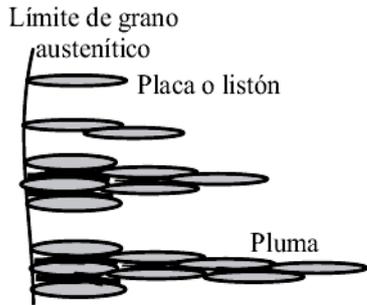


Figura 1. Evolución de una pluma bainítica en función del tiempo. [8]

La forma de los listones o las placas está dada por la variación de las tasas de crecimiento de sus intercaras con la temperatura de transformación. Por otro lado, la menor temperatura de reacción lleva a una disminución en la difusión del carbono, resultando en subunidades de menor tamaño. [7,8]

En este artículo se analizará el cambio microestructural del acero AISI/SAE 4140 sometido a un austempering con el fin de mostrar los cambios en los mecanismos de nucleación de fases que son influenciados por la cinética de enfriamiento.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Las probetas utilizadas para este estudio fueron construidas utilizando el acero AISI/SAE 4140, la composición es resumida en la Tabla 1.

ELEMENTO	RANGO DE COMPOSICIÓN (%w)
Carbono	0.37-0.44
Manganeso	0.65-1.1
Silicio	0.15-0.35
Cromo	0.75-1.2
Molibdeno	0.15-0.25
Fósforo	0.035 max.
Azufre	0.040 max.

Tabla 1. Rango de composición acero AISI/SAE 4140.

Este estudio se realizó mediante un austempering de alta temperatura con el fin de analizar la transformación isotérmica de la bainita a 450°C. En este método las probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico de normalizado con el fin de estandarizar la microestructura

antes de ser sometida al tratamiento térmico de temple. El normalizado se realizó de la siguiente forma, se calentaron las probetas a 870°C y se mantuvieron a esta temperatura por media hora y se enfriaron al aire.

Posteriormente se procedió a austenizar nuevamente el material hasta 870°C y se mantuvo a esta temperatura por media hora, luego se procedió a realizar el temple en agua por 5 segundos y se introdujeron las probetas en un horno a 450°C manteniendo a esta temperatura por diferentes periodos de tiempo que oscilan entre 2 y 15 minutos, con el fin de evaluar la transformación de bainita superior en el acero. Este procedimiento se resume en la Figura 24. [9, 14]

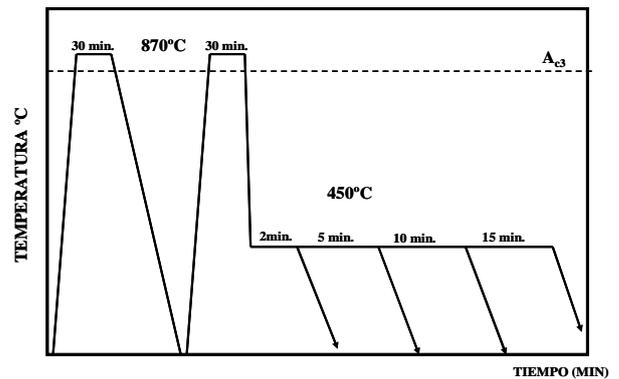


Figura 2. Ciclo de tratamientos térmicos utilizados en este estudio.

Posteriormente se procedió a la preparación metalográfica de cada probeta según la norma ASTM E3-01 y E407-99 con el fin de analizar la variación microestructural del acero a diferentes tiempos de sostenimiento. Para el ataque químico se utilizó nital al 2%. [15,16]

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Este estudio se desarrolló mediante el austempering a 450°C del acero AISI / SAE 4140 previamente normalizado a 870°C. En la Figura 3 se resume el tratamiento térmico aplicado al acero en estudio.

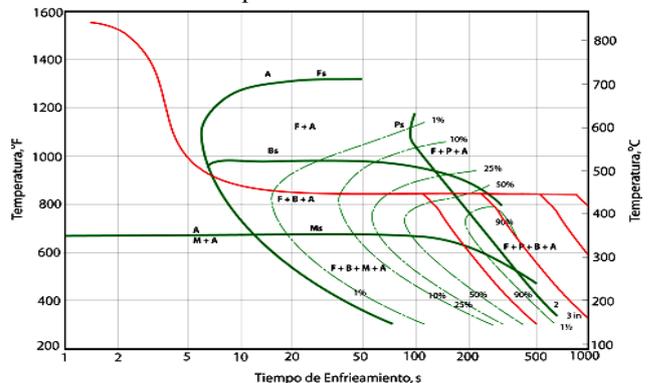


Figura 3. Diagrama TTT del acero AISI / SAE 4140 sometido a un austempering a 450°C con diferentes tiempos de sostenimiento. [3,13]

Se realizó el austempering a 450°C variando el tiempo de sostenimiento, se mantuvieron las probetas 2, 5, 10 y 15 minutos, posteriormente se realizó el enfriamiento al aire.

La bainita se forma a partir de la austenita en los aceros, en un intervalo de tempera por debajo del que se forma la perlita y por encima de la temperatura de transformación martensítica. En aleaciones puras de Fe-C, y en aceros ordinarios al carbono, los intervalos perlítico y bainítico se solapan; esto hace muy difícil la interpretación de la microestructura y de la cinética de la reacción. Debido a esto se escogió para este estudio un acero como el AISI/SAE 4140 que presenta un comportamiento muy definido durante su transformación en el enfriamiento. (Ver Figura 3) [6]

La bainita es el producto de un modo de descomposición eutectoide no laminar no cooperativo. De esta manera la precipitación de carburos es una característica esencial de la bainita así definida. Por tanto, la ferrita proeutectoide es reemplazada por bainita cuando, al disminuir la temperatura de reacción, la precipitación de carburos bainíticos, en asocio con la ferrita proeutectoide, es suficientemente generalizada en el sistema en estudio. Según esta definición, las fases producto pueden tener cualquier morfología y disposición relativas entre sí, mientras se cumpla que: 1) Las dos fases producto no crezcan continuamente en cooperación difusional, como es el caso de las laminas de perlita, y 2) La nucleación de la fase que se nuclea repetitivamente, el carburo durante el crecimiento continuo de la otra fase (ferrita), ocurre en asocio con esta última y no totalmente dentro de la fase madre (austenita). [5]

La reacción bainítica empieza siempre por la nucleación de la ferrita. Se trata de nucleación simpática, es decir, que la transformación de una partícula provoca la nucleación de otras que estén cerca. La ferrita proeutectoide sufre una serie de cambios morfológicos a medida que se reduce la temperatura de reacción; a temperaturas elevadas predominan los alotriomorfos de límite de grano y, al disminuir la temperatura, las placas laterales se desarrollan progresivamente. [4,6]

La ferrita de la bainita superior tiene un contenido de carbono mucho menor que el de la austenita original (< 0.003%); por consiguiente, cuando los listones de bainita crecen, la austenita remanente se enriquece en carbono. Ésta es una característica esencial de la bainita superior que se forma en el intervalo 550-400°C, y ocurre cuando la difusividad del carbono es todavía lo suficientemente elevada como para permitir la partición de la ferrita y la austenita. Como resultado de ello, la precipitación de los carburos no ocurre dentro de los listones sino en los límites de ellos, cuando se alcanza una concentración límite de carbono. El modo de crecimiento de la bainita superior es similar al de la ferrita Widmanstätten.

En la Figura 4 se muestra la microfotografía del acero 4140 sometido a un austempering por 2 minutos. Según la Figura 3 se produce una transformación bainita aproximadamente del 30%, 10% cementita y un 60 % de martensita, esto es coherente con lo observado en la Figura 4 donde se ve claramente el comportamiento acicular de la matriz martensítica y se nota la presencia de zonas blancas de ferrita bainítica con alguna precipitación de cementita (laminas oscuras).

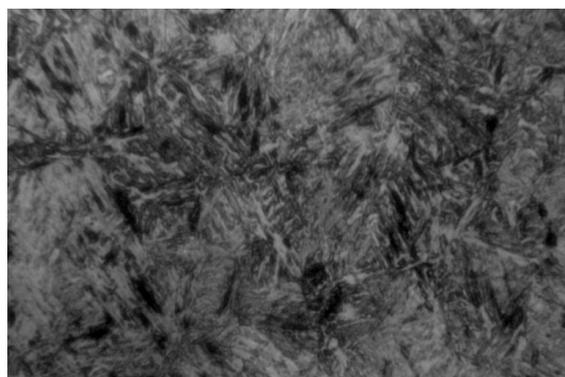


Figura 4. Microfotografías del acero AISI / SAE 4140 sometido a un Austempering a 450°C por 2 minutos, Ataque: nital al 5%, aumentos 400X.

En la Figura 5 se muestra la microfotografía del acero 4140 sometido a un austempering por 5 minutos. Se observa mayor presencia de ferrita bainítica (zonas blancas) y por ende una mayor presencia de cementita (laminas oscuras) ya que su transformación se produce por nucleación simpática. Esto es coherente con lo observado en la Figura 3 donde se muestra que a los 5 minutos de tratamiento isotérmico se produce una transformación de austenita a bainita del 60%, 30% de cementita y un 10% de martensita.

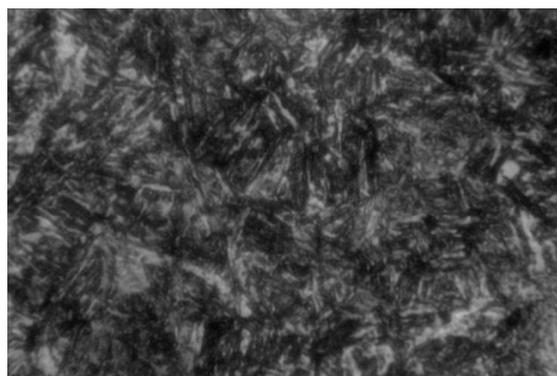


Figura 5. Microfotografías del acero AISI / SAE 4140 sometido a un Austempering a 450°C por 5 minutos, Ataque: nital al 5%, aumentos 400X.

En la Figura 6 se muestra la microfotografía del acero 4140 sometido a un austempering por 10 minutos. Se observa gran cantidad de ferrita bainítica (zonas blancas) y un mas baja proporción de cementita (laminas oscuras)

no se observa la presencia de martensita. Esto es coherente con lo observado en la Figura 3 donde se muestra que a los 10 minutos de tratamiento isotérmico se produce una transformación de austenita a ferrita bainítica del 80% y un 20% de cementita. Se observa una morfología muy particular de la ferrita del tipo bainita nodular o se podría decir que la presencia de ferrita proeutectoide enmascara la fase bainítica producto de la transformación isotérmica.

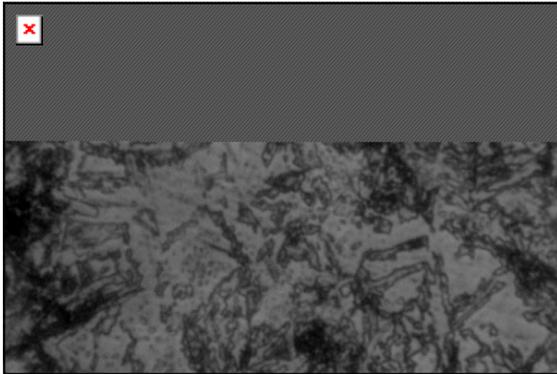


Figura 6. Microfotografías del acero AISI / SAE 4140 sometido a un Austempering a 450°C por 10 minutos, Ataque: nital al 5%, aumentos 400X.

En la Figura 7 se muestra la microfotografía del acero 4140 sometido a un austempering por 15 minutos. Se observa una delimitación del límite de grano de la austenita por parte de los carburos estables (cementita). Debido al tiempo de sostenimiento a 450°C se tiende a obtener un comportamiento eutectoide. La morfología de la ferrita proeutectoide es facetada debido al tipo de enfriamiento donde se induce difusión a partir del tratamiento isotérmico. No se alcanza el comportamiento eutectoide en su totalidad debido a que el tiempo de sostenimiento no fue suficientemente largo para la transformación perlítica a esta temperatura. [10]

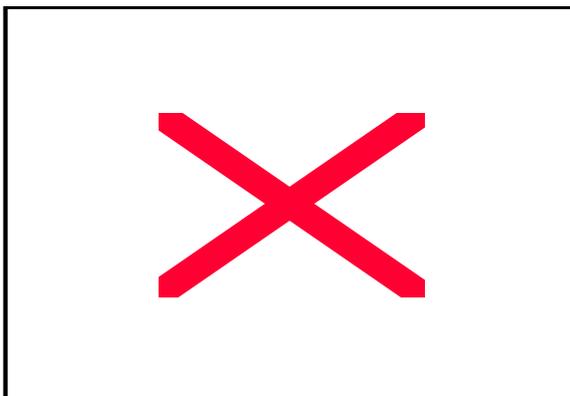


Figura 7. Microfotografías del acero AISI / SAE 4140 sometido a un Austempering a 450°C por 15 minutos, Ataque: nital al 5%, aumentos 400X.

También se podría afirmar que se presenta la formación de bainita inversa con una precipitación de carburos en el límite de grano de la austenita, aunque, este comportamiento es más común en aceros al carbono hipereutectoides se puede presentar en aceros aleados hipoeutectoides con elementos de aleación formadores de carburos.

4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

- Se observaron las variaciones microestructurales ocurridas a lo largo de la probeta de acero AISI –SAE 4140 al ser sometido a un tratamiento térmico isotérmico.
- Se observó como a medida que aumenta el tiempo de sostenimiento a 450°C, se presentan variaciones significativas en la morfología de la fase bainítica debido a la inducción de procesos difusivos. En el Austempering por 2 minutos se obtuvieron martensita, bainita superior, bainita inferior y carburos. Este comportamiento fue cambiando a medida que aumentaba el tiempo de sostenimiento obteniéndose al final (15 minutos) un comportamiento casi eutectoide.
- En el austempering a 10 minutos se observa una zona de transición entre el comportamiento metaestable y el estable. Se observa un cambio muy marcado en la morfología de la ferrita pasando de facetada a no facetada.

5. BIBLIOGRAFÍA

Referencias de publicaciones periódicas:

- [1] R.P. Garrett , S. Xub, J. Lin , T.A. Dean. "A model for predicting austenite to bainite phase transformation in producing dual phase steels". International Journal of Machine Tools & Manufacture 44 (2004) 831–837.
- [2] C. Gupta , G.K. Dey , J.K. Chakravarty , D. Srivastav , S. Banerjee "A study of bainite transformation in a new CrMoV steel under continuous cooling conditions" Scripta Materialia 53 (2005) 559–564
- [3] K.O. Lee, J.M. Kim, M.H. Chin, S.S. Kang. "A study on the mechanical properties for developing a computer simulation model for heat treatment process". Journal of Materials Processing Technology 182 (2007) 65–72
- [4] Zhi-Gang Yang *, Hong-Sheng Fang. "An overview on bainite formation in steels". Current Opinion in Solid State and Materials Science 9 (2005) 277–286.
- [5] Lambert-Perlade, A.F. Gourgues, A. Pineau. "Austenite to bainite phase transformation in the

heat-affected zone of a high strength low alloy steel". *Acta Materialia* 52 (2004) 2337–2348

- [6] N.V. Luzginova, L. Zhao, J. Sietsma. "Bainite formation kinetics in high carbon alloyed steel" *Materials Science and Engineering A* (2007).
- [7] K. Hase, C. Garcia-Mateo, H.K.D.H. Bhadeshia. "Bimodal size-distribution of bainite plates" *Materials Science and Engineering A* 438–440 (2006) 145–148
- [8] C. Garcia-Mateo, H.K.D.H. Bhadeshia "Nucleation theory for high-carbon bainite" *Materials Science and Engineering A* 378 (2004) 289–292
- [9] D.V. Edmondsa, K. He F.C. Rizzo, B.C. De Cooman, D.K. Matlock, J.G. Speer "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment" *Materials Science and Engineering A* 438–440 (2006) 25–34
- [10] Manabu Takahashi. Recent progress: kinetics of the bainite transformation in steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 8 (2004) 213–217

Referencias de libros:

- [11] Valencia, Tecnología del tratamiento térmico de los metales, 2nd ed., Editorial Universidad de Antioquia, 1992, p.62 Y 123.
- [12] Valencia, Transformaciones de fase en metalurgia, 2nd ed., Editorial Universidad de Antioquia, 1998, p.69 Y 136.
- [13] ASM international, Metal Handbook, Properties and selection: irons, steel and high performance alloys. Vol. 1, 1990. p.449.
- [14] ASM international, Metal Handbook, Heat treating. Vol. 4, 1991. p.35, 67 y 207.

Normas:

- [15] E-3. Standard guide for preparation of metallographic specimens. ASTM Standard. 2001.
- [16] E407. Standard practice for microetching metals and alloys. ASTM Standard. 1999.