

ESTUDIO DE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO AISI A2 SOMETIDO A TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS DE AUSTEMPERADO Y Q&P

Jheison Andrés Tobón Aguirre ^{1*}, Claudia Patricia Serna Giraldo ², Oscar Eduardo Ríos Díez ³

1, 2, 3: GIPIMME, Ingeniería de Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad de Antioquia,
Medellín, Colombia

* E-Mail: jheison.tobon@udea.edu.co

RESUMEN

El acero AISI A2 es ampliamente utilizado en aplicaciones de deformación en frío, donde debido al contenido de elementos aleantes, después de templado y revenido presenta una microestructura martensítica rica en carburos que le confieren una muy buena resistencia al desgaste. Poder conservar esta resistencia al desgaste y al mismo tiempo mejorar la tenacidad a la fractura, es el escenario ideal para estos materiales, principalmente en aplicaciones donde la deformación en frío se genera por impacto. Con la aplicación de tratamientos isotérmicos de baja temperatura como el Austemperado y el *Quenching and Partitioning* (Q&P) se busca la obtención de microestructuras más tenaces y de igual resistencia. Para evaluar la respuesta microestructural del acero AISI A2 a estos tratamientos isotérmicos, se determinó una temperatura de austenización de 950 °C, para conservar tamaño de grano austenítico y de carburos primarios en un nivel adecuado. Posteriormente se realizaron tratamientos de austemperado a 300 °C durante 1, 2 y 3 horas y de Q&P, en los cuales se realizó enfriamiento en baño de sales hasta 170 °C y 150 °C, con sostenimiento durante 5 minutos, para luego llevarlos a 300 °C en baño de sales, durante 1, 2 y 3 horas. Se realizó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X (DRX). Se hicieron mediciones de dureza. Los resultados fueron comparados con los obtenidos en tratamiento de temple y revenido convencional.

Palabras clave: Aceros de herramienta, bainita, austemperado, *quenching & partitioning*.

STUDY OF THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF AISI A2 STEEL UNDER AUSTEMPERING AND QUENCHING AND Q&P ISOTHERMAL TREATMENTS

ABSTRACT

AISI A2 steel is widely used in cold deformation applications, due to its alloy content that after tempering gives a carbide-rich microstructure which give it high wear resistance. The ideal scenario for these steels, meanly in applications where cold deformation is generated by impact, is to maintain wear resistance and at the same time improve its tenacity. Applying low temperature isothermal treatments such as Austempering and Quenching & Partitioning (Q&P) it is possible to obtain tougher microstructures with the same wear resistance. In order to determine the microstructural response of AISI A2 steel to these isothermal treatments, an austenitizing temperature of 950 °C was defined. This is the ideal temperature to conserve austenitic grain size and primary carbides size. Subsequently austempering treatments were performed at 300 °C for 1, 2 and 3 hours. Q&P treatments were performed cooling the austenized sample until 170 °C and 150

°C holding at this temperature for 5 minutes and then heating until 300 °C for 1, 2 and 3 hours. Microstructural characterization was done by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). Hardness testing were done. Results were compared with quenched and tempered steel.

Keywords: Tool steels, bainite, austempering, quenching & partitioning.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros de herramientas para deformación en frío son aceros diseñados para condiciones de trabajo de hasta 260 °C y en su composición química tienen elementos aleantes formadores de carburos como Cr, Mo, V, W. Este tipo de aceros pertenecen a tres grupos en la clasificación AISI para aceros de herramientas: los del grupo A (aceros para temple al aire), los del grupo D (aceros altos en carbón y cromo) y los del grupo O (aceros para temple en aceite). Los aceros del grupo AISI A contienen un alto contenido de carbono y moderado contenido de aleantes, el cual es adecuado para obtener una buena templabilidad al aire y una alta cantidad de partículas de carburos, distribuidas en las microestructuras obtenidas con los diferentes tratamientos térmicos. Los carburos le confieren al material una alta resistencia al desgaste respecto a aceros con bajo contenido de aleantes [1].

La microestructura endurecida (sometida a tratamiento de temple-revenido) de los aceros de herramientas para deformación en frío es principalmente martensítica, con menores proporciones de austenita retenida y gran cantidad de carburos no disueltos en la matriz. Esta microestructura los hace ideales para aplicaciones de alto desgaste abrasivo y adhesivo, donde estos aceros tienen un desempeño superior. Aplicaciones más especializadas como aquellas donde la deformación en frío se genera por impacto entre la herramienta y la pieza a deformar, reduce en gran medida el desempeño de estos aceros. Lo anterior debido a la insuficiente tenacidad que estos aceros templados y revenidos poseen, lo que ocasiona su falla prematura por agrietamiento de la herramienta. La búsqueda de microestructuras bainíticas en aceros, con el fin de obtener mayor tenacidad a la fractura y mantener niveles de resistencia al desgaste comparables a los obtenidos en aceros templados, ha incrementado el interés en tratamientos isotérmicos de baja temperatura, aplicados a aceros de bajo y medio contenido de carbono [2]. En aceros convencionales de alto carbono, en función de la composición química del acero, se puede o no favorecer la precipitación de carburos, lo que claramente influye en el desempeño mecánico del acero, sobre todo en aplicaciones que demanden tenacidad, por la disminución en la concentración de carbono de la austenita, debido a la precipitación de carburos [3]. En el caso de los aceros de herramientas, los carburos persisten a pesar de la operación de austenización previa al ciclo isotérmico [1–7].

En los últimos años ha aumentado el número de investigaciones enfocadas a acelerar los tiempos de transformación bainítica a bajas temperaturas, mediante los tratamientos térmicos de dos pasos [8–9]. Donde adicionalmente se busca mejorar las propiedades mecánicas de los aceros bainíticos, ya sea mediante la reducción de la cantidad de austenita en bloques o promoviendo sitios de nucleación preferente. Tal es el caso del tratamiento de Q&P, donde se busca favorecer una estructura compuesta por martensita, ferrita bainítica y austenita retenida. En esta microestructura se ha observado una nucleación de ferrita bainítica sobre los límites de la martensita previamente formada, favoreciendo el aumento de los puntos de nucleación y por tanto permitiendo la reducción de tiempos de transformación bainítica [6]. A partir de esto, con el presente trabajo se busca aportar al entendimiento de los fenómenos microestructurales y cinéticos que ofrece la aplicación de

nuevas rutas de procesamiento, para la optimización del desempeño mecánico de los aceros de herramientas para aplicaciones de deformación en frío por impacto.

2. METODOLOGÍA

Para la realización del presente trabajo se utilizó el acero comercial AISI A2. Las especificaciones del material de partida se presentan en la Tabla 1. La microestructura en estado de entrega del acero A2, está compuesta por partículas de carburos esferoidizados distribuidos en una matriz ferrítico-perlítica. Esta microestructura es característica en aceros de herramientas en estado recocido, con enfriamiento lento. Con este tratamiento se busca que la austenita transforme a microestructuras dúctiles de ferrita-perlita y carburos esferoidizados en vez de martensita, con el fin de facilitar los procesos de maquinado y tratamiento térmico posteriores.

Tabla 1. Propiedades del acero AISI A2 en estado de entrega. Suministradas por el fabricante.

Análisis típico wt%	C: 1.0	Si: 0.3	Mn: 0.6	Cr: 5.3	Mo: 1.1	V: 0.2
Normas equivalentes	F 5227, AISI A2, BA2					
Estado de entrega	Recocido blando					
Dureza	Máx 215 HRB					

Con el fin de determinar la temperatura ideal de austenización, se austenizaron muestras a 950 °C y 1.050 °C, durante 45 minutos, seguido de un enfriamiento rápido en agua. Las muestras se seccionaron, montaron y pulieron utilizando técnicas estándar de metalografía, con el objetivo de determinar la morfología y distribución de los carburos. Las muestras austenizadas a 950 °C y 1.050 °C, mostraron una distribución similar de los tamaños de los carburos, mientras que en el tamaño de grano austenítico se observó un aumento considerable a 1.050 °C, por lo que se decidió austenizar a 950 °C en todos los tratamientos aplicados. En la Tabla 2, se presentan las condiciones de tratamiento térmico que serán objeto de estudio en la presente investigación. Se buscará comparar el tratamiento convencional de austemperado con dos condiciones de Q&P, en los cuales se modificará la temperatura de temple, con el fin de variar el contenido inicial de martensita, y así determinar la influencia de este parámetro en la cinética de la transformación bainítica. Para la ejecución de estos tratamientos térmicos se utilizaron probetas rectangulares de 1x1/2 pulg.

Tabla 2. Condiciones de los tratamientos isotérmicos.

Tratamiento térmico	Austenización	Temple	Temperatura isotérmico	Tiempo sostenimiento
Austemperado	950 °C, 45 min	-	300 °C	1, 2, 3 horas
Q&P-1	950 °C, 45 min	170 °C, 5 min, sales	300 °C	1, 2, 3 horas
Q&P-2	950 °C, 45 min	150 °C, 5 min, sales	300 °C	1, 2, 3 horas

Para los sostenimientos isotérmicos se emplearon baños de sales de nitrito y nitrato de potasio en proporción 50-50, para los sostenimientos isotérmicos de menor temperatura (150 °C) la proporción de las sales fue 70-30 para garantizar su fundición. Las temperaturas de sostenimiento

en el austemperado se definieron a partir del diagrama TTT del acero e información reportada en la literatura, buscando la nariz bainítica en el menor tiempo posible (300 °C). La temperatura del Q&P se definió a partir de la ecuación de Koistinen y Marburguer [10] (ver ecuación 1), la cual relaciona la temperatura del *quenching* con la proporción de martensita presente en la microestructura final.

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \cdot 10^{-2} \cdot (M_s - QT)} \quad (1)$$

Donde M_s es la temperatura de inicio de formación de martensita, QT es la temperatura del *quenching* y f_m es la fracción de martensita formada. Las temperaturas seleccionadas para los tratamientos Q&P-1 y Q&P-2 corresponden a una proporción de martensita de 28% y 42% respectivamente. La temperatura de sostenimiento final en el Q&P se mantuvo igual a la del austemperado (300 °C) para que fuesen comparativos ambos tratamientos. Además, con el fin de comparar los resultados con los obtenidos en tratamientos convencionales, se realizó un tratamiento de temple y revenido a la misma temperatura de austenización (950 °C) y de acuerdo con las recomendaciones del fabricante (temple en aire y dos revenidos a 180 °C durante 2 horas cada uno). Para la caracterización microestructural se prepararon probetas metalográficas según norma ASTM E3, las cuales fueron empleadas para el análisis MO y luego recubiertas mediante electrodeposición de oro para ser analizadas en MEB. Para DRX se cortaron piezas de 0,12 pulgadas de espesor. Las mediciones de dureza se realizaron según norma ASTM E10-08, promediando 10 mediciones en puntos distribuidos uniformemente en toda la superficie tratada.

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

El efecto de la formación de martensita, previa al ciclo de transformación bainítica, ha sido estudiado por varios autores [11–13]. Cuando se tiene una estructura de partida de fase dual, austenita/martensita, se ha reportado un incremento sobre las tasas de transformación bainítica, en comparación cuando se parte de la austenita monofásica. Se cree que el límite de estas dos fases actúa como un sitio de nucleación para la formación de la ferrita bainítica. Esto sugiere que el efecto de la martensita es dependiente de la introducción de sitios de nucleación preferente (interfaz austenita/martensita). En la Figura 1 se muestran las micrografías de los tratamientos Q&P-1 y Q&P-2. Para ambos tratamientos se observa que con una hora de sostenimiento isotérmico (Figura 1a y 1d) apenas comienzan a aparecer las primeras plumas bainíticas a partir del límite de grano austenítico y estas aumentan progresivamente en las muestras con sostenimiento de 2 y 3 horas (Figuras 1b, 1c, 1e y 1f). Otro factor importante por resaltar en estas micrografías es el tamaño de la bainita ferrítica formada, siendo mucho más fina aquella formada en las muestras de Q&P-1. El grosor de las placas de bainita está influenciado por el contenido de carbono en la austenita madre y como las muestras sometidas a menor temperatura de *quenching* (Q&P-2) alcanzan un mayor grado de partición de carbono entre la martensita y la austenita, esta última fase alcanza un mayor contenido de carbono permitiendo el crecimiento de unas placas bainíticas más gruesas.

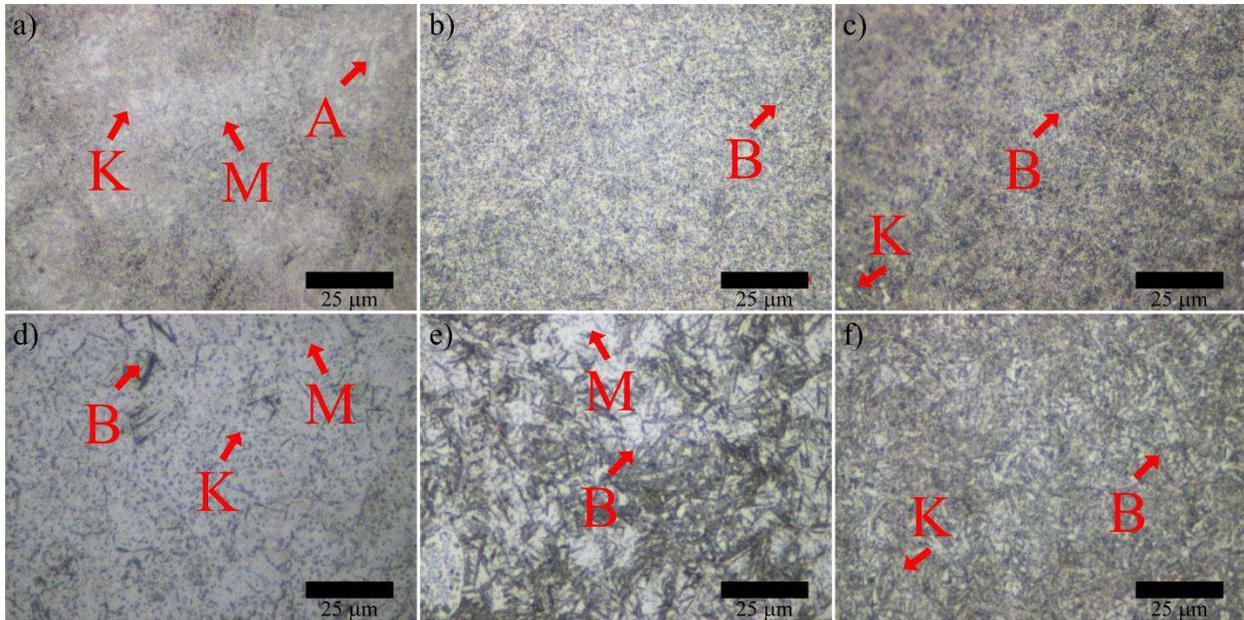


Figura 1. Micrografías ópticas de muestras Q&P-1(a, b, c) y Q&P-2 (d, e, f). Tiempos de sostenimiento isotérmico: (a) y (d) 1 hora; (b) y (e) 2 horas; (c) y (f) 3 horas. Muestras atacadas con Nital 5%.

En la Figura 2 se muestra la microestructura obtenida para la condición Q&P-2 2h. La Figura 2a corresponde a una imagen tomada en el microscopio electrónico de barrido, mientras que la Figura 2b corresponde a una imagen de microscopía óptica atacada con metabisulfito de sodio. En la Figura 2a es posible observar una tendencia de la bainita a distribuirse en los límites de grano austeníticos y alrededor de placas martensíticas. Lo que no es posible determinar es qué proporción de estas placas martensíticas fueron formadas previamente durante el *quenching* y posteriormente cuando termina el isotérmico. Para tener certeza de esto es necesario otro tipo de análisis cinéticos como la dilatometría. En la Figura 2b se puede evidenciar mejor la distribución entre martensita y ferrita, allí se observa gran homogeneidad en la distribución de las fases en el material. Otro aspecto que resaltar en esta micrografía es la disposición de la austenita retenida entre las placas de ferrita bainítica, lo cual podría ser muy beneficioso para la tenacidad al impacto [6].

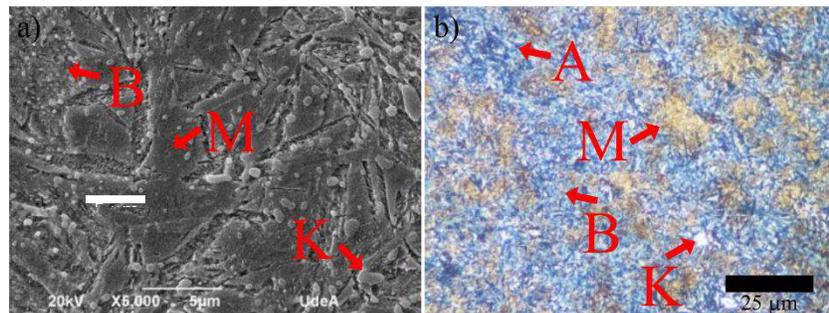


Figura 2. (a) Micrografía electrónica tomada en SEM de la muestra Q&P-2 2h. (b) Micrografía óptica de la muestra Q&P-2 2h atacada con metabisulfito de sodio al 2%.

En la Tabla 3 se enlistan las durezas obtenidas con cada uno de los tratamientos. Los resultados de dureza muestran coherencia de acuerdo con las microestructuras observadas en cada condición aplicada. Esto es, las muestras de menor tiempo de sostenimiento isotérmico evidencian mayores

durezas, como es de esperarse. Al formarse menos fase bainítica, habrá más austenita sin transformar, la cual transformará a martensita al enfriarse la muestra hasta temperatura ambiente. De igual manera se esperaba que a menor temperatura de *quenching*, mayor proporción de fase martensítica se formará. De allí que la dureza de las muestras Q&P-2 sea mayor a la de las muestras Q&P-1 y estas a su vez tienen mayor dureza que las austemperadas, para los mismos tiempos de sostenimiento isotérmico.

Tabla 3. Dureza superficial promediada de cada muestra.

Temple y rev	Austem 1h	Austem 2h	Austem 3h	Q&P-1 1h	Q&P-1 2h	Q&P-1 3h	Q&P-2 1h	Q&P-2 2h	Q&P-2 3h
60 HRC	54 HRC	51 HRC	50 HRC	55 HRC	53 HRC	50 HRC	58 HRC	54 HRC	52 HRC

En la Tabla 4 se muestran los resultados del análisis DRX. Este análisis permite determinar la cantidad de austenita retenida presente en las muestras. Se realizó análisis para las muestras con mayor tiempo de sostenimiento isotérmico, donde se espera una mayor proporción de bainita.

Tabla 4. Porcentaje de austenita retenida calculados a partir de los análisis DRX de las muestras Austemperadas y Q&P con sostenimiento a 3 horas.

Muestra	% Austenita retenida
Austem 3h	22,66
Q&P-1 3h	17,99
Q&P-2 3h	23,95

4. CONCLUSIONES

La austenita retenida en las muestras sometidas a Q&P se muestra homogéneamente distribuida entre las placas bainíticas, esto podría deberse al alto contenido de carbono que puede ser retirado de la matriz durante la precipitación de carburos secundarios, lo que podría ocasionar estabilización de austenita solo en pequeñas zonas que aún permanecen ricas en carbono. De cualquier manera, esta disposición de la austenita retenida debería tener un efecto positivo sobre la tenacidad a la fractura.

Las microestructuras de los materiales sometidos a Q&P muestran que la bainita no solo se forma a partir de los límites de grano austeníticos, sino que quedan rodeando la martensita. El interrogante por resolver es, que proporción de esta martensita se formó durante el *quenching* y que martensita se formó posteriormente cuando se enfría el material luego del sostenimiento isotérmico.

5. REFERENCIAS

- [1] Roberts G, Krauss G, and Kennedy R. Tool Steels 5th edition. ASM Handbook. ASM International. 1998; 121.
- [2] Gao, G., Zhang, H., Gui, X., et al., “Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn – Si – Cr – C steel : The great potential of ultrafine filmy retained austenite”, Acta Materialia, 76, 425–433, 2014.
- [3] Krauss G. *Steels: Processing, structure and performance*, ASM International, 2005.
- [4] Vatauvuk, J., Totten, G. E., Nucci, J. E., et al., “Comparative Impact Behavior of High-C Steel

After Conventional Quenching, Tempering, and Austempering”, *Materials Performance and Characterization*, 5(1), 2016.

[5] Santigopal S., Pinaki B., Sushil G., et al., “Formation of Bainite Below the M_s Temperature: Kinetics and Crystallography”, *Acta Materialia* 105. P 390-403, 2016.

[6] Speer J.G. “Phase Transformation in quenched and partitioning steels” in: *Phase transformation in steels* vol 2. Cap 9 . Woodhead Publishing Limited, p 247-270, 2012.

[7] Mattavelli D., Cislighi L., Rosso M., et al., “Austempering effect on structure properties and performance of hot-work tool steel”, *Journal of microstructure and material properties* Vol 3, 2008.

[8] Celada-Casero C., Kwakernaak C., Sietsma J., et al., “The influence of the austenite grain size on the microstructural development during quenching and partitioning processing of a low-carbon steel”, *Materials and Design* 178, 2019.

[9] Chen S., Wang G., Liu C., et al., “Correlation of Isothermal Bainite Transformation and Austenite Stability in Q&P Steels”, *Journal of Iron and Steel Research* 24, 2017.

[10] Koistinen D.P, Marburger R.E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*. 1959, 7, 59–60.

[11] Smanio, V., Sourmail, T. “Effect of partial martensite transformation on bainite reaction kinetics in different 1% steels”. *Solid State Phenom.*, vol. 172–174, pp. 821–826, 2011.

[12] Van Bohemen, S.; Santofimia, M.; Sietsma, J. “Experimental evidence for bainite formation below M_s in Fe-0.66C”. *Scr. Mater.*, vol. 58, pp. 488–491, 2008.

[13] Samanta, S.; Biswas, P.; Giri, S.; Brat, S.; Kundu, S. “Formation of bainite below the M_s temperature: Kinetics and crystallography. *Acta Mater.*, vol. 105, pp. 390–403, 2016.