

## Influence of conditions of heat treatment on the mechanical properties of steel 5160H

Willfrand Pérez<sup>1</sup>, Jhon J. Olaya<sup>1\*</sup>, Jesús A. Arenas<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica, Universidad Nacional de Colombia, Bogotá D.C. Colombia. <sup>2</sup>Instituto de Física, Universidad Nacional Autónoma de México, UNAM, México D.F. México. \*jjolayaf@unal.edu.co

### Abstract

In this work, the influence of quenching and tempering heat treatments conditions on the mechanical properties of hardness, toughness and mechanical strength of steel 5160H was investigated. To achieve this aim, chemical composition, the austenitizing temperature, hold time and tempering temperature were varied. The evaluation of mechanical properties was made by hardness Rockwell C, Knoop microhardness and mechanical strength using a universal machine and the toughness by Charpy impact test. The chemical composition was studied using optical emission spectroscopy (OES), the microstructure by scanning electron microscopy (SEM) and the precipitates by transmission electron microscopy (TEM). The best mechanical properties were achieved in alloy having low microalloying element combined with the higher austenitizing temperature of 1000°C and greater hold time of 30 minutes during the quenching process. This information will be useful to the automotive industry due to use of this material in the manufacture of springs.

**Keywords:** 5160H steel, heat treatments, mechanical properties, TEM.

## Influencia de las condiciones del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas del acero 5160H

### Resumen

El propósito de este trabajo es investigar la influencia de las condiciones del tratamiento térmico de temple y revenido sobre las propiedades mecánicas de dureza, tenacidad y resistencia mecánica del acero 5160H. Para tal fin, se variaron la composición química, la temperatura de austenización, el tiempo de sostenimiento y la temperatura de revenido. La evaluación de las propiedades mecánicas se realizó con dureza Rockwell C, microdureza Knoop, la resistencia mecánica mediante una maquina universal y la tenacidad mediante el ensayo de Charpy. La composición química se estudió usando espectroscopia de emisión óptica (OES), la microestructura por medio de microscopía electrónica de barrido (SEM) y los precipitados mediante microscopía electrónica de transmisión (TEM). Las mejores propiedades mecánicas se lograron en la aleación que tiene bajo contenido de elementos microaleantes combinado con la mayor temperatura de austenización de 1000°C y el mayor tiempo de sostenimiento de 30 minutos durante el proceso de temple. Esta información será útil para la industria automotriz debido al amplio uso de este material en la fabricación de resortes.

**Palabras clave:** acero 5160H, tratamientos térmicos, propiedades mecánicas, TEM.

## 1. Introducción

El acero de alto carbono y baja aleación 5160H es utilizado en la industria automotriz principalmente para la fabricación de resortes ballesta [1]. El proceso de manufactura de este material normalmente se realiza a partir de chatarra refundida en hornos eléctricos de arco. Esta técnica introduce elementos de impureza tales como P, S y Sn los cuales se asocian a los fenómenos de fragilización que presenta este acero [2]. En la práctica comercial de la fabricación de los resortes el material se somete al proceso de tratamiento térmico de temple y revenido donde presentan agrietamiento. La presencia de estas grietas reduce el tiempo de vida útil de los resortes y puede relacionarse con la falla prematura que presentan los elementos fabricados con este acero [3]. Este inconveniente se ha asociado al fenómeno de fragilización por temple el cual presentan los aceros de alto contenido de carbono durante el tratamiento térmico de temple y durante el revenido a bajas temperaturas [4-9].

En trabajos de investigación previos [4, 5, 10-12] se han obtenido evidencias experimentales sobre la fragilización de este material por medio de los efectos de las condiciones del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas del acero 5160H en estado de temple y revenido. Entre otros temas que se han tratado están: el efecto del revenido y el contenido de elementos residuales sobre las propiedades mecánicas [10], el efecto de los elementos residuales sobre la evolución de los carburos y las propiedades de fatiga [4], la fractura intergranular debido a la cementita y el fósforo en los aceros aleados y al carbono templados [11] y la fragilización por temple como función de la temperatura de austenización [5, 12]. Estos trabajos han aportado algunos resultados experimentales sobre el detrimento de las propiedades mecánicas del acero 5160H en estado de temple y su relación con el fenómeno de fragilización por temple.

El objetivo de este trabajo es estudiar la influencia de las condiciones del tratamiento térmico de temple y revenido sobre las propiedades mecánicas del acero 5160H debido a su amplio uso en la industria automotriz. Para tal fin se realizaron diferentes tratamientos térmicos de temple y revenido para evaluar las características

microestructurales y las propiedades mecánicas. Finalmente se relaciona la formación de los carburos y precipitados de borde de grano con las propiedades mecánicas. Estos resultados permiten aportar evidencias experimentales para incrementar el conocimiento acerca de la relación entre el fenómeno de fragilización por temple y las propiedades mecánicas del acero 5160H.

## 2. Parte experimental

En esta investigación se utilizó el acero AISI 5160H que se clasifica como de alto carbono y baja aleación, con valores de dureza en el rango entre 25-27 HRC. Los suministros del material proceden de cuatro proveedores diferentes, por eso se toma una muestra de cada proveedor para tener diferencias en la composición química. En la Tabla 1 se observa los resultados del análisis químico en porcentaje de peso (% peso) y se incluyen todos los elementos que se obtuvieron en el análisis, tanto los elementos aleantes C, Cr, Mn y Si como los elementos residuales P, S, Ni, Co, V, Mo, W, Cu, Sn, Al, Nb, B y Pb. Se debe destacar que los niveles de C están por debajo de lo establecido por las normas [13], debido a la decarburación que se presenta en la superficie del material. Se puede observar que no hay diferencias significativas entre los cuatro proveedores en los niveles de los elementos aleantes como si existen con relación a algunos de los elementos residuales. Este análisis se realizó en un espectrómetro de emisión óptica (OES) marca BAIRD ESPECTROVAC.

La Tabla 2 resume las variables utilizadas en el tratamiento térmico de temple. Posteriormente se realizó el proceso de revenido con las siguientes condiciones experimentales: temperaturas de calentamiento 100°C, 200°C, 300°C, 400°C y 500°C, tiempo de calentamiento de 1 hora para todas las temperaturas y el medio de enfriamiento fue el aire. Todos los procedimientos de calentamiento anteriores se ejecutaron en hornos tipo mufla.

Las medidas de dureza se realizaron en un durómetro ALBERT GNEHM modelo G 100, para obtener los valores superficiales en unidades de la escala Rockwell C (HRC) con una carga de 150 Kg. Como resultados complementarios se realizaron medidas de microdureza en un equipo

Tabla 1  
Análisis químico obtenido por OES de las muestras de acero 5160H para los cuatro proveedores. Porcentaje en peso (% peso)

Proveedor	Fe	C	Cr	Mn	Si	P	S	Ni	Co
5160H-1	97,4325	0,4495	0,8038	0,8875	0,2075	0,0088	0,0124	0,0588	0,0088
5160H-2	97,6125	0,3888	0,7583	0,8435	0,2100	0,0088	0,0037	0,0400	0,0200
5160H-3	97,6441	0,4580	0,7652	0,8186	0,1936	0,0094	0,0102	0,0300	0,0100
5160H-4	97,2050	0,4946	0,8250	0,8503	0,2563	0,0035	0,0133	0,0700	0,0190

Proveedor	V	Mo	W	Cu	Sn	Al	Nb	B	Pb
5160H-1	0,0000	0,0375	0,0000	0,0788	0,0000	0,0095	0,0000	0,0002	0,0002
5160H-2	0,0100	0,0100	0,0000	0,0890	0,0100	0,0090	0,0000	0,0000	0,0002
5160H-3	0,0000	0,0100	0,0013	0,0100	0,0000	0,0352	0,0000	0,0002	0,0002
5160H-4	0,0000	0,0255	0,0000	0,2053	0,0100	0,0090	0,0186	0,0001	0,0002

Tabla 2  
Condiciones experimentales utilizadas en el tratamiento térmico de temple

Tratamiento	Condiciones del tratamiento		
	Temperatura de austenización (°C)	Tiempo de sostenimiento (min)	Medio de temple
Temple	850	5, 10, 15, 20, 25 y 30	
	930	5, 10, 15, 20, 25 y 30	Aceite
	1000	5, 10, 15, 20, 25 y 30	

LECO M-400-G2 en escala Knopp con una carga de 500 g.

Las dimensiones de las probetas para los ensayos de tensión se calcularon con base en la norma ASTM E-8. La longitud de la probeta coincide con la dirección de laminado de las platinas. Estos ensayos se ejecutaron a una velocidad de 5 mm/min en una máquina universal de ensayos marca SHIMADZU UH 500KNI. Las pruebas de impacto se realizaron en una máquina de péndulo para ensayo de impacto marca WPM, con radio de 825 mm y masa de 18,75 Kg. Todas las pruebas se desarrollaron a temperatura ambiente. Se utilizaron probetas de ensayo Charpy con entalla V cuya ubicación fue perpendicular a la dirección de laminado. La geometría y dimensiones de las

probetas para los ensayos de tenacidad se calcularon de acuerdo a la norma ASTM E-23.

Para obtener imágenes de la microestructura del acero después del temple se empleó un microscopio SEM marca FEI QUANTA 200 utilizando técnicas metalográficas estándar con una solución de nital al 2%. Las fractografías se obtuvieron por medio de un microscopio SEM marca JEOL JSM 5600 LSV. Para el análisis de los precipitados de borde de grano en el acero en estado de temple, se utilizó el equipo TEM marca JEOL JEM 2010F de emisión de campo que opera a 200 kV. Las probetas se prepararon por medio de la técnica de electropolido, el electrolito que se utilizó contenía 10% de ácido perclórico y 90% de etanol.

### 3. Resultados y discusión

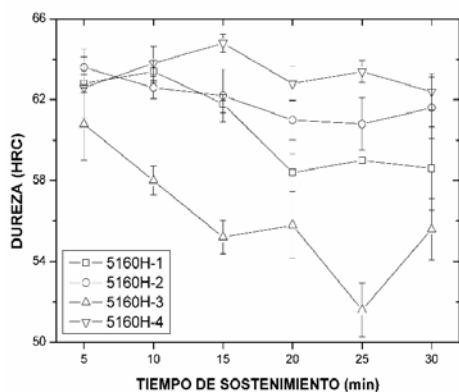
#### 3.1. Microestructura y dureza

En general el acero 5160H después del proceso de temple se caracterizó por presentar una microestructura de martensita (agujas y cintas) y cantidades muy pequeñas de austenita retenida. Ahora bien, la dureza en función del tiempo de sostenimiento se presenta en la Figura 1a, cuyos datos pertenecen a las probetas austenizadas a 930°C y posteriormente templadas. Se puede observar que el valor de la dureza es diferente posiblemente debido a los pequeños cambios de la composición química en las cuatro muestras. El comportamiento de esta propiedad mecánica fue similar para las otras condiciones de este tratamiento térmico.

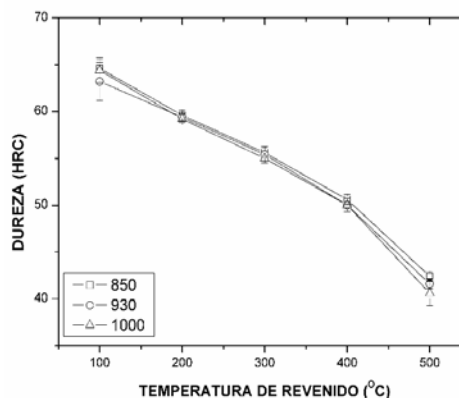
Se puede observar, al igual que para todas las condiciones del tratamiento térmico de temple, que los valores de la dureza presentan resultados aleatorios en el rango de 49-66 HRC y no se aprecia una tendencia significativa en el comportamiento de los datos. De acuerdo a las prácticas de tratamiento térmico establecidas para esta aleación, este valor debe estar en el rango de 58-63 HRC [13]. Por eso se debe mencionar que algunos de los resultados obtenidos en este trabajo, relacionados con las medidas de esta propiedad mecánica en el acero 5160H templado, no están dentro de este rango. Sin embargo, después de hacer mediciones de microdureza Knoop, se encontraron valores dentro del rango

establecido, esto es 690-846 HK. Además, se confirma que la tendencia observada en los datos no se debe a las condiciones del tratamiento térmico y los valores se ubican de manera aleatoria dentro del rango mencionado. Por lo tanto se concluye que las diferencias obtenidas en las medidas de dureza superficial de las probetas de acero 5160H templadas se deben a condiciones superficiales muy locales por el efecto de decarburación durante la austenización y el temple.

En la Figura 1b se exhiben los resultados de dureza obtenidos de las probetas de la muestra 5160H-3 que se sometieron al tratamiento térmico de temple y revenido. Durante el proceso de temple se varió la temperatura de austenización pero se mantuvo constante el tiempo de sostenimiento a 20 minutos y posteriormente se reviniaron a cada una de las temperaturas de revenido. Se puede observar que la temperatura de austenización no tiene influencia significativa sobre la dureza de las probetas de acero 5160H después de someterlas al tratamiento térmico de temple y revenido. No obstante, se observó que la dureza presentó una tendencia: la dureza de las probetas austenizadas a 850°C es un poco mayor (aprox. 1 HRC) que la dureza de las probetas austenizadas a 930°C y esta misma relación entre las durezas de esta última temperatura de austenización con respecto a la dureza de las probetas austenizadas a 1000°C. Para efectos prácticos, esta tendencia es apenas considerable y está relacionada con al aumento del tamaño de grano debido



(a)



(b)

Figura 1. Valores de dureza (a) en función del tiempo de sostenimiento para las probetas de cada muestra austenizadas a 930°C y posteriormente templadas y (b) en función de la temperatura de revenido de las probetas de la muestra 5160H-3.

al aumento de la temperatura de austenización [5]. Este comportamiento de la dureza con respecto a la temperatura de austenización y a la temperatura de revenido presentó tendencias muy similares en las otras tres muestras. Además, estos resultados están en concordancia con lo reportado por B. A. James *et al*, A. Reguly *et al* y Merlano *et al* [4, 5, 10] quienes utilizaron condiciones de tratamiento térmico cercanas.

### 3.2. Tenacidad

En la Figura 2 se puede observar el efecto de la temperatura de austenización y la composición química sobre la tenacidad de las probetas de acero 5160H templadas en aceite austenizadas durante 30 minutos. Se puede apreciar que no hay cambios significativos entre los valores de esta propiedad para cada una de las condiciones de las condiciones del tratamiento térmico utilizado. Esto indica que para las probetas de impacto Charpy de acero 5160H templadas, la influencia de la temperatura de austenización, el tiempo de sostenimiento y la composición química no es significativa. Todos los valores obtenidos son bajos, es decir, las probetas presentan un alto grado de fragilidad. En la Figura 3 se presenta la morfología de la superficie de fractura mediante SEM de las cuatro muestras. Se puede observar algu-

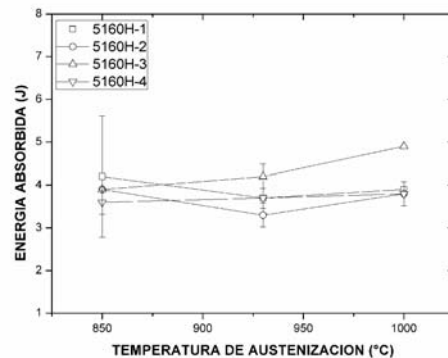
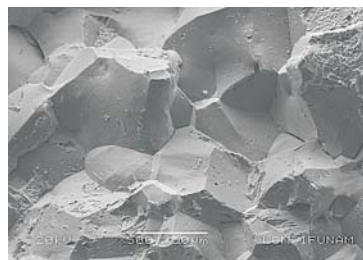
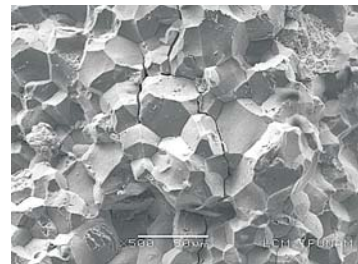


Figura 2. Tenacidad de las probetas de acero 5160H templadas como función de la temperatura de austenización. Tiempo de sostenimiento 30 minutos.

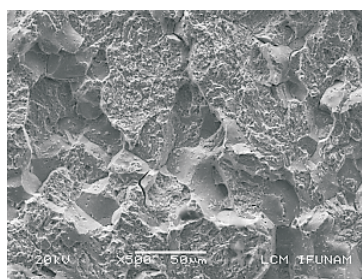
nas regiones de fractura transgranular (fractura dúctil) y otras con mayor presencia de fractura intergranular, esto es, el tipo de fractura que exhibieron estas probetas es fractura frágil. El tiempo de sostenimiento y la temperatura de austenización no tuvieron efecto sobre el tipo de fractura que presentan las probetas en estado de temple, excepto la muestra 5160H-3 austenizadas a 1000°C durante 30 minutos. El efecto de la temperatura de revenido sobre la tenacidad se ilustra en la Figura 4, donde se grafican los valores de las probetas austenizadas a 1000°C du-



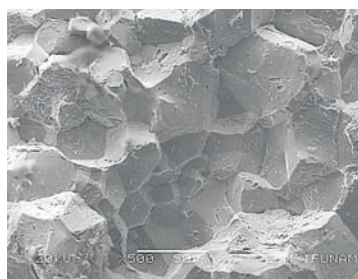
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 3. Fractografías SEM de las probetas de impacto Charpy de acero 5160H templadas. Austenización a 1000°C durante 30 minutos. (a) 5160H-1, (b) 5160H-2, (c) 5160H-3, (d) 5160H-4.

rante 30 minutos de las cuatro muestras. La tenacidad de todas las probetas revenidas en el rango de 100-200°C es baja, presentando un valor menor a 5 joules. Alrededor de 300°C se evidencia un descenso en la tenacidad del material, producido por efecto del fenómeno de fragilización de martensita revenida [12, 14]. La tenacidad presenta una tendencia creciente cuando la temperatura de revenido se incrementa después de 300°C hasta 500°C. Esta tendencia también se observó en los trabajos de A. Reguly *et al* y Merlano *et al* [5, 10]. Con respecto al efecto de la composición química sobre la tenacidad, la muestra 5160H-3 presentó el mayor valor de tenacidad. A una temperatura de revenido de 500°C, esta muestra presentó un valor de tenacidad de casi el doble respecto de las otras tres muestras. Las diferencias en la composición química respecto del contenido de elementos residuales como los microaleantes (Ti, V y Nb), los elementos que se segregan a los bordes de grano (Ni, Cu, Mo) y el contenido de Al que presenta la muestra 5160H-3 posiblemente explican estos resultados.

### 3.3. Tensión

Después de los ensayos de tensión, las probetas de acero 5160H templadas no presentaron deformación plástica y no presentaron estricción, es decir, la ruptura de la probeta se obtuvo sin presentar la formación de cuello. Debido a estas características en cada ensayo de tensión se identificó únicamente el esfuerzo máximo. En la Figura 5a se puede apreciar el efecto del tiempo de austenización sobre el esfuerzo máximo de las probetas de acero 5160H templadas. A excepción de la muestra 5160H-3, las diferencias entre el esfuerzo máximo de las probetas austenizadas durante los tiempos de sostenimiento mínimo y máximo no supera el 6%, lo que en términos prácticos no es considerable. En la muestra 5160H-3 se observa una disminución considerable con el aumento del tiempo de sostenimiento, lo cual está de acuerdo con los resultados obtenidos en las medidas de tenacidad y con el tipo de fractura observados en las probetas de impacto sometidas las mismas condiciones del tratamiento térmico de temple. Este comportamiento mecánico es típico en los aceros al carbono, ya que cuando se obtiene mayor tenacidad el mate-

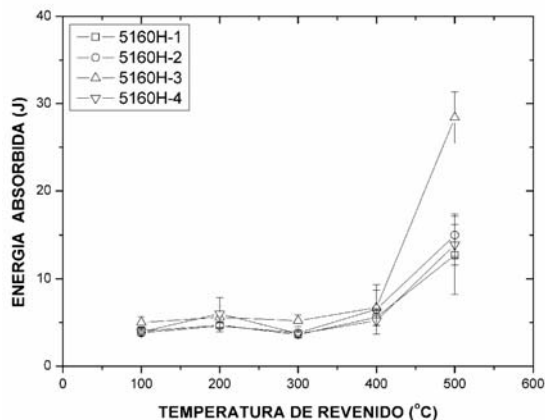


Figura 4. Tenacidad de las probetas de acero 5160H en función de la temperatura de revenido para las cuatro muestras. Temperatura de austenización 1000°C.

rial presenta menor resistencia mecánica [15]. Este resultado seguramente se debe a las diferencias en el contenido de los elementos residuales que presenta este proveedor con respecto a los otros como se mencionó anteriormente. La temperatura de austenización tiene el efecto de disminuir el esfuerzo máximo de las probetas de tensión de acero 5160H templadas cuando esta se incrementa. Este efecto está directamente relacionado con el aumento del tamaño de grano debido al incremento de la temperatura de austenización.

El efecto de la temperatura de revenido sobre el esfuerzo máximo del acero 5160H se observa en la Figura 5b. Estos resultados pertenecen a la muestra 5160H-3 que se austenizó a 1000°C durante 30 minutos, se templaron en aceite y finalmente se revinieron durante 1 hora. En el rango de temperaturas de 100-200°C el esfuerzo máximo aumentó y alrededor de 300°C desciende. A 400°C el valor de esfuerzo máximo presenta su mínimo valor. Finalmente a 500°C se consigue el esfuerzo máximo. Estos resultados evidencian una relación directa con las etapas características del revenido en el acero, al igual que con la dureza y la tenacidad. La temperatura de austenización no tiene un efecto significativo sobre el esfuerzo máximo de las probetas de acero 5160H templadas y revenidas. La diferencia entre los esfuerzos máximos de cada temperatura de austenización está en el rango de 25-30 MPa, lo que en términos prácticos no es significativo.

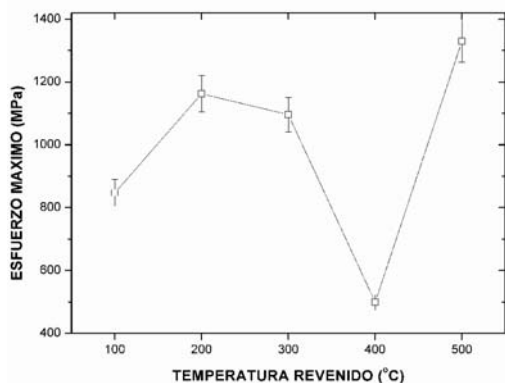
### 3.4. Estudio nanoestructural

El análisis por medio de TEM de las probetas de los cuatro proveedores en estado de temple permitió identificar los precipitados de borde de grano:  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ , MC,  $\text{M}_3\text{C}$  M(C,N) y  $(\text{M}_1, \text{M}_2)(\text{C}, \text{N})$ . Se debe aclarar que M(C,N) y  $(\text{M}_1, \text{M}_2)(\text{C}, \text{N})$  representan a los precipitados complejos donde M,  $\text{M}_1$ ,  $\text{M}_2$  son elementos microaleantes (Ti, V y Nb).

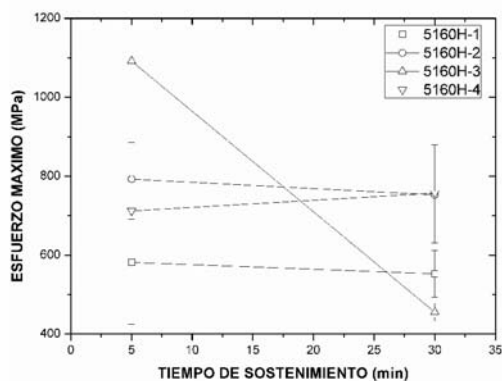
Para los cuatro proveedores austenizados a  $850^\circ\text{C}$  durante los tiempos de sostenimiento extremos (5 y 30 min.), el contenido y las dimensiones de los precipitados de borde de grano no se modifican de manera significativa. Las fases presentes en estas condiciones son principalmente

$\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ , MC o  $\text{M}_3\text{C}$ . En la Figura 6a se observa la imagen TEM de campo claro de un aglomerado de cuatro (precipitados de borde de grano que pueden ser  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ , MC o  $\text{M}_3\text{C}$ ). Esta imagen se obtuvo de una probeta 5160H-3 austenizada a  $850^\circ\text{C}$  durante 5 minutos y templada en aceite.

Ahora bien, las probetas austenizadas a  $1000^\circ\text{C}$  presentan resultados diferentes a los mencionados anteriormente. En la muestra 5160H-3 no se observaron precipitados de borde de grano (ver Figura 6b), mientras que en las otras se observaron precipitados complejos de borde de grano con tamaños entre  $< 10$  nm hasta 100 nm. Esto indica que la cantidad, las

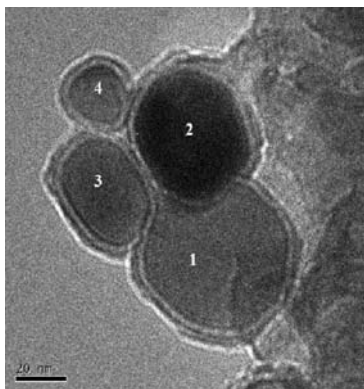


(a)

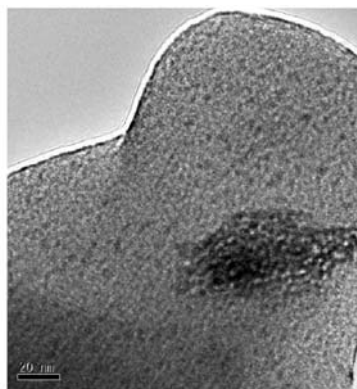


(b)

Figura 5. Esfuerzo máximo como (a) función del tiempo de sostenimiento para cada muestra de acero 5160H austenizadas a  $1000^\circ\text{C}$  y templadas y (b) como función de la temperatura de revenido. Muestra 5160H-3, austenización a  $1000^\circ\text{C}$  durante 30 minutos, temple en aceite y revenido durante 1 hora para cada temperatura.



(a)



(b)

Figura 6. Imágenes TEM de campo de la muestra 5160H-3, (a) temperatura de austenización  $850^\circ\text{C}$  durante 5 minutos y (b) temperatura de austenización  $1000^\circ\text{C}$  durante 30 minutos.

dimensiones de los precipitados y las fases que se precipitan se modifican dependiendo de las condiciones de temperatura de austenización, tiempo de sostenimiento y composición química, mencionadas en la Tabla 2. Debido a que la aleación 5160H-3 no contiene elementos microaleantes, tiene un contenido mayor de Al y tiene un contenido menor de Cr, Ni, Mn y Cu, se propicia la formación de precipitados de borde de grano que se disuelven alrededor de los 1000°C. Las otras tres aleaciones contienen elementos microaleantes Ti, Nb, V además de contenidos mayores de Cu, Cr y Mn que son condiciones que propician la formación de precipitados de borde de grano complejos los cuales comienzan a precipitarse desde 930°C y se mantienen a temperaturas de austenización incluso por encima de 1100°C.

#### 4. Conclusiones

Se logró estudiar el efecto de las condiciones de los tratamientos térmicos de temple y revenido sobre las propiedades mecánicas del acero 5160H. Las diferentes condiciones del tratamiento térmico de temple no tuvieron una influencia significativa sobre las propiedades de dureza, tenacidad y resistencia a la tensión obtenidas en las probetas de acero 5160H en estado de temple con temperaturas de austenización entre 850°C y 930°C. Sin embargo, para la temperatura de 1000°C se encontraron diferencias en la tenacidad y la resistencia a la tensión de las probetas en estado de temple entre las cuatro probetas. El comportamiento de estas propiedades mecánicas frente a las diferentes condiciones del proceso revenido estuvo de acuerdo al de los aceros al carbono. Las diferencias en el estado de precipitación que se presentaron en la austenización a 1000°C durante 30 minutos, produjeron en las probetas 5160H-3 en estado de temple y revenido las mejores propiedades mecánicas. Esta información es un aporte relevante para la industria automotriz debido al amplio uso de este material en la fabricación de resortes.

#### Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo suministrado por la empresa Industrias Metálicas Asociadas – IMAL S. A, a Colciencias por la beca de doc-

torado a W. Pérez y a Roberto Hernández por su colaboración en la obtención de las imágenes TEM en el Laboratorio Central de Microscopia del Instituto de Física – UNAM.

#### Referencias bibliográficas

1. James BA. Interactive effects of phosphorus and tin on carbide evolution and fatigue and fracture properties in 5160 steel, Tesis Ph.D. Golden (EE.UU.): Colorado School of Mines, 1994.
2. Merlano N. Effect of tempering conditions on the fatigue and toughness of 5160H steel, Tesis M.Sc. Golden (EE.UU.): Colorado School of Mines, 1989.
3. Fuentes JJ, Aguilar HJ, Rodríguez JA, Herrera EJ. Eng. Fail. Anal.; Vol. 16, No. 2 (2009) 648-655.
4. James BA, Matlock DK, Krauss G, "Interactive Effects of Phosphorus and Tin on Carbide Evolution and Fatigue Properties of 5160 Steel". En: Proceedings del 38th Mechanical Working and Steel Processing Conference 1997. Warrendale (EE.UU.): Iron and Steel Society, 1997, p. 579-590.
5. Reguly A, Strohaecker TR, Krauss G, Matlock DK. Metall. Mater. Trans. A. 2004; 35A (1): 153-162.
6. Krauss G. Steels: Processing, Structure, and Performance, 3a. Ed. Materials Park (EE. UU.): ASM International, 2005, Cap. 19.
7. Wise JP, Krauss G, "A Thermodynamic Approach to Eliminating Quench Embrittlement". En Proceedings del 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference 1999. Warrendale (EE.UU.): Iron and Steel Society, 1999, p. 377-385.
8. Krauss G. Metall. Mater. Trans. A.; Vol. 32, No. 4 (2001): 861-877.
9. Wong JD, Matlock DK, Krauss G. "Effects of Induction Tempering on Microstructure, Properties and Fracture of Hardened Carbon Steels". En Proceedings del 43rd Mechanical Working and Steel Processing Conference 2001. Warrendale (EE.UU.): Iron and Steel Society, 2001, p. 21-36.
10. Merlano N, James BA, Matlock DK, Krauss G. "Effects of Tempering and Residual Ele-



- ment Content on Mechanical Properties of 5160H Steel". En Proceedings del Gilbert R. Speich Symposium 1992. Montreal (Canada): Iron and Steel Society, 1992, p. 101-109.
11. Hyde RS, Matlock DK, Krauss G. "Quench Embrittlement: Intergranular Fracture Due to Cementite and Phosphorus in Quenched Carbon and Alloy". En Proceedings del 40th Mechanical Working and Steel Processing Conference 1998. Warrendale (EE.UU.): Iron and Steel Society, 1998, p. 921-928.
  12. Reguly A. Alloying and Processing Approaches to Minimize Quench Embrittlement, Tesis Ph.D. Porto Alegre (Brasil): Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1999.
  13. Heat Treater's Guide: Standard Practices and Procedures for Steel, 1st Ed. Materials Park (EE.UU.): ASM International, 1982, p. 198-201.
  14. Materkowski JP, Krauss G. Metall. Trans. A. 1979; 10A (11): 1643-1651.
  15. Smallman RE, Bishop RJ. Modern Physical Metallurgy & Materials Engineering, 6ta Ed. Oxford (Inglaterra): Butherworth Heinemann, 1999, Cap. 8.

Recibido el 21 de Mayo de 2012

En forma revisada el 21 de Enero de 2013