



FORO
DOCENTE
DEL AREA
MECANICA
DE LAS
INGENIERIAS

FoDAMI



II CAIM 2010
Segundo Congreso Argentino
de Ingeniería Mecánica
San Juan - Noviembre
2010

EFECTO DEL REVENIDO Y TEMPLE LOCALIZADO SOBRE LA MICROESTRUCTURA, DUREZA Y TENACIDAD DEL ACERO PARA HERRAMIENTAS AISI S1

Dr. Víctor M. Alcántara Alza ⁽¹⁾, Dr. Pablo Aguilar Marín ⁽²⁾

Universidad Nacional de Trujillo
Instituto de Ciencia de los Materiales Ë Escuela de Post Grado
Av. Juan Pablo II S/N; Ciudad Universitaria. Trujillo - Perú - América del Sur.
Teléfonos: (+51 44) 205448 - 232528 · Fax: 256629

(1) alcantaravictor@hotmail.com (2) pabloagma@hotmail.com

RESUMEN

La presente investigación tuvo como propósito evaluar los efectos del tratamiento térmico de temple-revenido en comparación con el tratamiento térmico denominado temple localizado sobre la microestructura, perfil de dureza y tenacidad del acero para herramientas AISI S1. Para el temple-revenido, se usaron discos de 12.7 mm de diámetro y 5 mm de espesor los que fueron austenitizados a 920 °C durante 30 minutos, enfriados en aceite y revenidos durante 1 hora a las temperaturas de: 200, 225, 250, 275, 300, 325, 350, 375, 400, 425 y 450 °C. Se determinó la dureza del acero como función de la temperatura de revenido y mediante microscopía óptica, se reveló la microestructura. Bajo las mismas condiciones de austenitización, en el tratamiento de temple localizado, barras del mismo diámetro con 120 mm de longitud, fueron enfriadas sumergiendo en aceite uno de los extremos y el otro enfriado al aire, hasta conseguir 10, 20, 30, 40 y 50 mm de profundidad de inmersión. Se determinó el perfil de dureza a lo largo de la barras y se reveló mediante microscopía óptica la microestructura de las muestras templadas localmente. En el temple-revenido no hubo precipitación de carburos. Los carburos que se observan en las microestructuras corresponden a aquellos que no se disolvieron durante la austenitización del acero. El rango de dureza obtenido con el temple-revenido corresponde a una posición hasta 30 mm en el perfil de dureza del temple localizado. Los resultados de los ensayos de tenacidad corresponden a un acero para herramientas resistentes al impacto, todo lo que indica que en los aceros para herramientas de corte el temple localizado puede suprimir eficientemente al revenido.

Palabras clave: *acero AISI S1, temple y revenido de aceros, temple localizado, precipitación de carburos, microestructura de aceros.*

1. INTRODUCCIÓN

Un acero con alto contenido de carburos presenta alta dureza y resistencia al desgaste. En los aceros aleados el Cr forma carburos del tipo $Cr_{23}C_6$ y Cr_7C_3 en dependencia del contenido de Cr. Estos carburos se disuelven durante el calentamiento por encima de 900 °C; a 1100 °C se asegura su total disolución [1]. En los aceros para herramientas el Cr mejora el rendimiento del corte debido a la formación de carburos resistentes al desgaste [2]. El tungsteno (W) promueve la formación de carburos del tipo $(Fe, Mo, W)_6C$ o abreviadamente, M_6C donde M puede ser, W, Fe ó Mo. Estos carburos se disuelven cuando se calienta el acero hasta temperaturas del orden de ~1150 °C pero, en la práctica, no se disuelven completamente ya que en los tratamientos térmicos de los aceros para herramientas la temperatura se mantiene por debajo de 1150 °C. El efecto del W es similar al del Cr [3].

El vanadio (V) forma carburos muy duros y termodinámicamente estables del tipo MC o M_4C_3 que mejoran la resistencia al desgaste abrasivo y proporcionan un buen rendimiento en el corte [1, 2,3].

El silicio (Si) eleva la solubilidad del carbono en la matriz del acero y promueve la formación de carburos del tipo M_6C [3]. Durante la producción del acero se agrega hasta 0.2 % Si como desoxidante. Adiciones de Si hasta aproximadamente 1% proporciona dureza pero reduce la ductilidad.

Los carburos contribuyen al endurecimiento de los aceros porque son significativamente más duros que la matriz del acero y así proporciona resistencia al desgaste abrasivo especialmente cuando están uniformemente distribuidos [4]. También contribuyen a incrementar la tensión de fluencia del acero al impedir la movilidad de las dislocaciones [5].

Cuando a un acero se le endurece mediante tratamiento térmico el resultado es influenciado por varios factores. La etapa inicial de calentamiento hasta la temperatura de austenitización tiene el propósito principal de disolver los carburos hasta un grado tal que la matriz del acero adquiera un contenido de elementos aleantes que proporcione el efecto endurecedor requerido. Durante la austenitización los carburos se descomponen liberando los elementos aleantes que se disuelven sustitucionalmente en la austenita mientras que el carbono se disuelve intersticialmente. En la siguiente etapa el acero aleado es enfriado rápidamente (templado) transformándose la austenita en *martensita* (Igual que para los aceros al carbono). Pero en el templado no toda la austenita se convierte en martensita. En aceros al carbono con contenido de carbono menores que 0.5% la cantidad de austenita retenida es frecuentemente menor que 2% elevándose a 6% para 0.8% C y por encima de 30% para 1.25 %C [6]. La cantidad de *austenita retenida* aumenta con el contenido de elementos aleantes, altas temperaturas y largos tiempos de austenitización [7].

Los *aceros para herramientas* son sistemas Fe-C de alto contenido de carbono, de baja o de alta aleación, tratables térmicamente y exhiben alta resistencia mecánica, alta dureza y alta resistencia al desgaste. Estos aceros son normalmente suministrados en la condición de recocido blando [8] con la finalidad de facilitar su maquinado y para proporcionar una microestructura apropiada para el tratamiento térmico. La microestructura consiste de una matriz blanda (ferrita) en la que están embebidas partículas de carburo. En la condición de *recocido blando* la mayoría de los elementos aleantes del acero para herramientas están ligados con carbono en las partículas de carburo.

Wu, Sahajwalla y Krauklis estudiaron el efecto del austenitizado sobre el proceso de endurecimiento en los aceros para herramientas aleados con Cr-Mo-Mn encontrando que en muestras con temple al aire la dureza obtenida dependía de la cantidad de carburos no disueltos presentes en la austenita. El Austenitizado es así una etapa crítica y concierne a la correcta elección de la temperatura de austenitizado junto a un adecuado tiempo de permanencia para controlar la disolución de carburos [9].

Para una dureza dada, la resistencia al desgaste abrasivo de los aceros para herramientas que trabajan en frío depende de la cantidad, tamaño y distribución de los carburos no disueltos y de los tipos de carburos que resultan después del austenitizado [10, 11, 12,13]. Aparte de esto, la resistencia al desgaste puede ser influenciada por el tamaño y espaciamiento de los carburos [12, 13, 14,15]

Willmes y Kientopf, trabajando con nueve grados de aceros para herramientas comerciales, midieron el contenido y tipos de carburos luego de austenitizarlos a temperaturas comprendidas entre 900 °C - 1200 °C; llegaron a la conclusión de que la resistencia al desgaste de los aceros de alta aleación para trabajos en frío, depende esencialmente, de la cantidad y tipos de carburos no disueltos presentes luego de ser endurecidos. Además, solamente el contenido de carburos no disueltos después del tratamiento térmico es lo más importante para la resistencia al desgaste. [16]

Karaaslan y Akca estudiaron la influencia de la distribución de carburos en el acero para herramientas AISI 2367. Encontraron que un enfriamiento gradual llevado a cabo antes del revenido permitió obtener carburos más finos para incrementar la tenacidad en el trabajado a bajas temperaturas. [17]

Bayern y col. sostienen que los aceros para herramientas del grupo AISI 5+ exigen una relativa alta temperatura de austenitizado para obtener la dureza óptima. Los carburos no disueltos si bien influyen sobre la dureza no son un factor determinante en el control de la templabilidad. [18]

Después del templado la microestructura del acero consiste de martensita, carburos no disueltos y austenita retenida; esta es una microestructura que contiene tensiones internas que fácilmente pueden causar fisuras. Para reducir las tensiones internas y evitar el riesgo de fisuración, inmediatamente después del templado se procede al revenido del acero.

El tratamiento térmico, denominado temple localizado o diferencial es un proceso de temple en el que una porción del metal se sumerge en el medio de temple líquido (agua o aceite) y la otra parte se mantiene en el aire. De esta manera, cada una de las dos partes de la muestra se enfría con distinta severidad. Si la muestra de acero tiene la forma de barras se obtendrá un perfil de dureza a lo largo de la barra con los mayores valores en el extremo sumergido en el medio líquido. El temple localizado es apropiado cuando el requerimiento de alta dureza no es necesario en todo el volumen del metal sino solamente en la zona de trabajo que, por ejemplo, en una herramienta de corte, está en la superficie de contacto. El temple localizado puede resultar en un tratamiento térmico eficiente y económico porque evita el subsecuente tratamiento de revenido en el temple tradicional de los aceros para herramientas.

El acero para herramientas AISI S1 se identifica como un acero de baja aleación al cromo y tungsteno; se utiliza para la fabricación de herramientas resistentes al impacto, herramientas de corte, choque y forja. Tradicionalmente, este acero es sometido a un tratamiento térmico de temple + revenido y pueden alcanzar durezas comprendidas entre 55-60 HRC [19].

II. Materiales y Métodos

II.1. Material de estudio

El material estudiado fue el acero AISI S1 suministrado en forma de barras de diámetro 12,7 mm. Su composición química, se describe en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del Acero AISI S1.

C %	Cr %	V %	W %	Si %
0.47	1.0	0.2	2.0	0.9

En las figura 1, se presenta el diagrama de transformación por enfriamiento continuo.

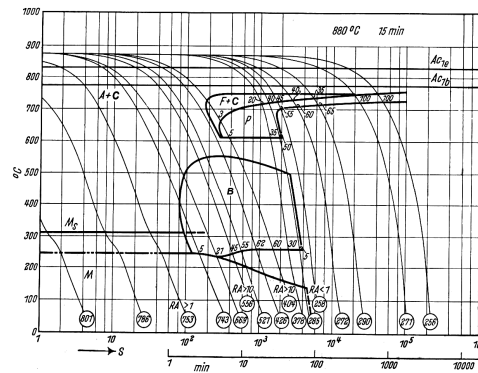


Fig. 1. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo del acero AISI S1
(Associated Swedish Steels A B, 1968). [20]

II.2. Metodología.-

Se usó un horno eléctrico de mufla para el tratamiento térmico, Durómetro universal, Hecker. Microscopio, Leica DMILM, 50X . 1000X, para análisis metalográfico, Aceite Shell grado 30

Para el tratamiento térmico, varillas de acero de 12.7 mm de diámetro (condición de suministro), fue cortada en forma de discos de 5 mm de espesor para el temple-revenido y en barras de 120 - 320 mm de longitud para el temple localizado. Para las mediciones de dureza a lo largo de las barras (perfil de dureza), se maquinaron longitudinalmente dos superficies planas en lados diametralmente opuestas.

Para el temple revenido se calentaron las probetas hasta la temperatura de austenitización de 920 °C y después de 30 minutos a esta temperatura, se las templó en aceite grado SAE 30. A continuación, fueron revenidas a las temperaturas de: 200, 225, 250, 275, 300, 325, 350, 375, 400, 425 y 450 °C con un tiempo de permanencia de 1 hr. seguido de un enfriamiento al aire.

Para el Temple localizado las probetas fueron austenitizadas a 920 °C durante 30 min y rápidamente sumergidos en aceite una porción de sus extremos. De esta manera, una parte de la probeta se templó en aceite y la parte restante, se enfrió lentamente en el aire. Las profundidades de inmersión en aceite fueron de 10, 20, 30, 40 y 50 mm.

Para el revelado de la microestructura de las muestras, se procedió al encapsulado de las probetas (temple-revenido) con resina poliéster, desbastado, pulido y ataque químico de las superficie pulida.

Para las probetas con temple localizado se siguió el siguiente procedimiento:

Se cortó muestras del extremo sumergido, parte media y extremo al aire de cada probeta representativa. Se encapsularon todas las muestras en moldes metálicos para así lograr una superficie plana en el desbaste y pulido. Se desbastó con lijas desde grado 220 hasta 1000, con abundante agua. Se pulió en paño de pana con alúmina desde grado 5 μ , 3 μ , 1 μ , hasta 0.3 μ y agua, por 30 seg. Se sobre atacó con reactivo Nital por 60 seg., para luego volver a pulir en paño, con la finalidad de eliminar la capa deformada debido al desbaste. Se atacó con reactivo Villela, por 25 seg. Las estructuras más blandas, por 30seg, las medias y hasta 45 seg, las estructuras más duras. Se observó en el microscopio, buscando la mejor zona y se definió las microestructuras par luego proceder al tomado de microfotografías.

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

III.1 Dureza y microestructura: temple - revenido

Los datos de dureza de las probetas templadas y revenidas del acero AISI S1, para las diferentes temperaturas de revenido (200 °C, 225 °C, 250 °C, 275 °C, 300 °C, 325 °C, 350 °C, 375 °C, 400 °C, 425 °C y 450 °C), se han graficado en la Fig. 2.

Se puede comparar los datos del revenido del acero AISI S1 del presente estudio con los datos presentados en ASM Metals Handbook, 1991 y se corresponden con los del acero AISI S1 tipo 6 [21]

Los carburos contribuyen al endurecimiento de los aceros porque son significativamente más duros que la matriz del acero y así proporcionan resistencia al desgaste abrasivo especialmente cuando están uniformemente distribuidos[4].

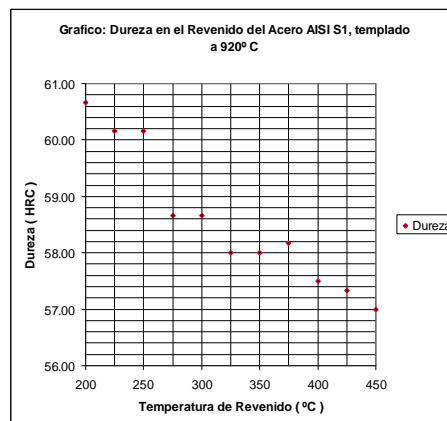


Fig. 2. Datos de dureza del acero AISI S1 como función de la temperatura de revenido.

Se espera que los carburos del acero se disuelvan completamente cuando se lo calienta hasta temperaturas del orden de 1150 °C. Al haberse seleccionado una temperatura de austenización de 920°C, estos no se disolvieron completamente.

La microestructura de las probetas templadas y revenidas a 200, 325 y 450 °C, se muestran en las figuras 4, 5, 6 y 7.

En los aceros aleados que contienen Cr, durante el revenido y/o recocido pueden formar carburos de los tipos: $Cr_{23}C_6$ ó Cr_7C_3 dependiendo del contenido de cromo. Estos carburos se disuelven a temperaturas que exceden $\sim 900^\circ C$ y se disuelven totalmente a $\sim 1100^\circ C$ [1].

El tungsteno fomenta la formación de los tipos de carburos M_6C (M es o W, Fe y Mo o una combinación) comúnmente denominada como $(Fe,Mo,W)_6C$ o carburo- η . Estos carburos se disuelven en la matriz de austenita a temperaturas de aprox. $1150^\circ C$. Por otro lado, en los aceros para herramientas, el vanadio forma carburos muy duros y térmicamente estables del tipo MC [3].

De acuerdo a los antecedentes arriba expuestos, las partículas de carburo que se observan en las microestructuras revenidas serían carburos no disueltos del tipo M_6C o carburo de vanadio del tipo V_4C_3 o VC.

Según Bhadeshia, en el revenido de los aceros martensíticos la precipitación de carburos se explica mediante el fenómeno de la difusión resumida en el gráfico adjunto en la Fig. 3. Donde se muestra la distancia de difusión calculados en ferrita para un tiempo de revenido de 1 h. Es evidente que la precipitación de los carburos de aleación es imposible por debajo de los $500^\circ C$ durante un tiempo de revenido típico de 1 h, pues la distancia de difusión es entonces extremadamente pequeña (alrededor de 10 nm). Los carburos de aleación requieren la difusión de largo alcance de los átomos de sustitución y solo pueden precipitar cuando la combinación de tiempo y la temperatura es la suficiente para permitir que esta difusión proceda. [22]

Durante el revenido, las temperaturas consideradas en el presente estudio (desde 200 hasta $450^\circ C$), al ser menores que $500^\circ C$, no permitieron la precipitación de carburos aleados.

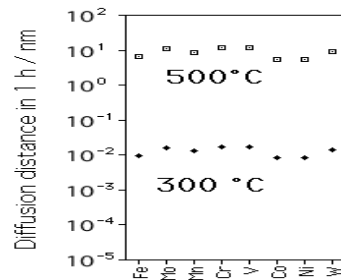


Fig 3. Distancia de difusión en ferrita con relación al tipo de carburo.

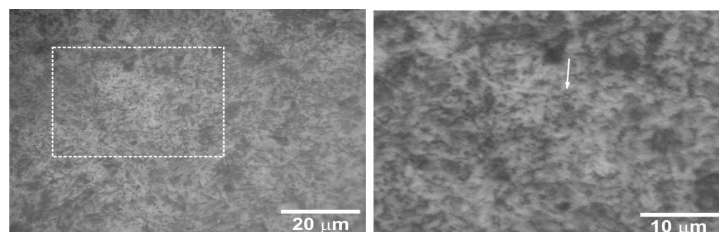


Fig. 4. Microestructura del acero AISI S1, austenizado a $920^\circ C$ y templado en aceite. Matriz martensítica conteniendo diminutas partículas de carburo (de de color blanco) no disueltos durante la austenización. Los carburos probablemente son M_6C VC. Dureza: 61.2 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

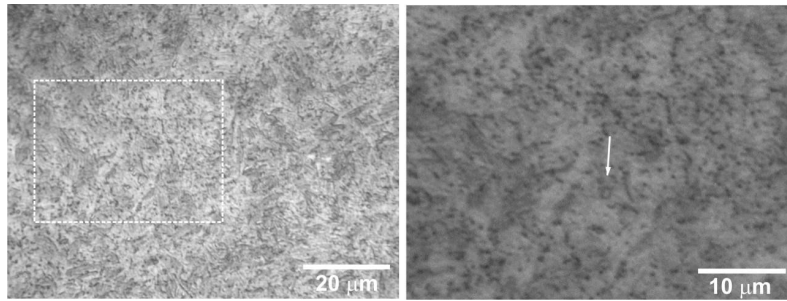


Fig.5. Microestructura del acero AISI S1, austenizado a 920°C, templado en aceite y revenido a 200°C. Matriz de martensita revenida. Se observa (indicado por la flecha) carburos no disueltos durante la austenización que corresponderían a los carburos M_6C y VC. Dureza 60.7 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

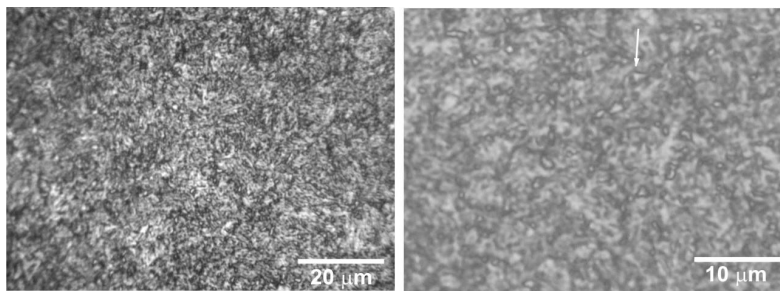


Fig. 6. Microestructura del Acero AISI S1, austenizado a 920°C, templado en aceite y revenido a 325°C. Matriz de martensita revenida. A esta temperatura de revenido se observa la precipitación de partículas de cementita (señalado por la flecha), además de los mucho más pequeños carburos no disueltos durante la austenización, probablemente M_6C y VC, . Dureza: 58 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

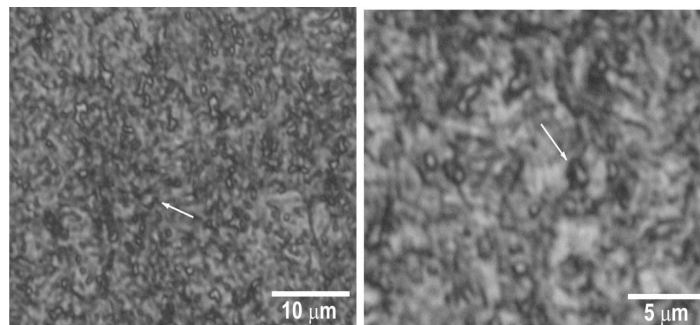


Fig. 7. Microestructura del acero AISI S1 austenizado a 920°C, templado en aceite y revenido a 450°C. Matriz de martensita revenida. A esta temperatura de revenido se observa un mayor número de partículas de cementita con mayor tamaño además de carburos no disueltos durante la austenización que corresponderían a los carburos M_6C y VC. Dureza 57 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

III.2. Perfil de dureza y microestructura: temple localizado

En la Figura 8 se ha graficado el perfil de dureza de las barras de acero de 120 mm de longitud con diferentes tramos sumergidos en aceite (10, 20, 30, 40 y 50 mm).

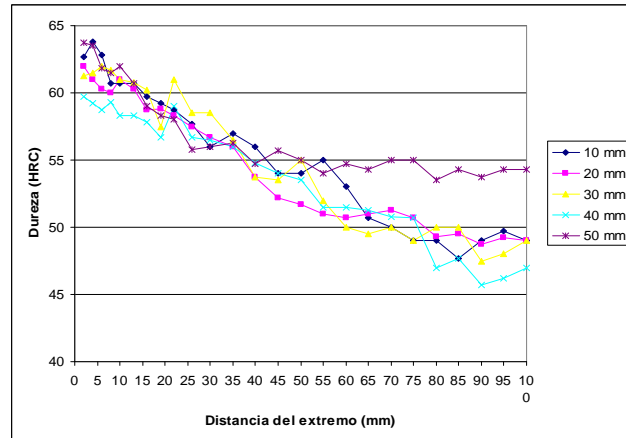


Fig. 8. Perfil de dureza de las probetas con temple localizado del acero AISI S1 con longitud total de 120 mm y con tramos sumergidos en aceite de: 10, 20, 30, 40 y 50 mm.

En el extremo sumergido de los probetas (Fig. 8, posición 0), que correspondería al filo de una herramienta de corte, para todas las longitudes de inmersión, la dureza oscila entre 59.7 HRC para la longitud de 40 mm. y 63.7 HRC para 50 mm. En la parte media de las probetas la dureza bajó alrededor de 8 unidades.

En el extremo no sumergido (posición 100 mm) la probeta que alcanzó la mayor dureza (54.5 HRC) fue aquella con la mayor longitud (50 mm) sumergida en aceite durante el templado, que fue la que también alcanzó mayor dureza en el extremo sumergido (63.9 HRC, posición 0). La dureza más baja fue de 47 HRC valor muy apropiada para el final de servicio de un elemento de corte y que ayuda sustancialmente en su resistencia a impacto.

La disminución continua de la dureza de un extremo a otro de la probeta reduce el riesgo de la fragilización y de la formación de fisuras debido al templado. El tratamiento de temple localizado cumple una función similar al temple . revenido. Por lo tanto, con el tratamiento térmico de temple localizado es posible suprimir el revenido.

Como una ilustración de las microestructuras obtenidas, en las figuras 9, 10, 11, 12 , 13, 14, se muestran las microestructuras a diferentes posiciones a lo largo de las barras de acero.

La estructuras obtenidas en la parte de los extremos sumergidos (templadas en aceite) mostradas en las figuras 9, 11 y 13, tienen durezas de 61.7, 61.5 y 59.7 HRC que están en concordancia con lo indicado en las curvas de enfriamiento de la Fig.1, donde para la dureza promedio de 61.5 HRC (750 HV); la curva de enfriamiento cae en zonas totalmente martensíticas; por eso se observa mayormente martensita gruesa con poca cantidad de austenita retenida y carburos metálicos no disueltos, distribuidos homogéneamente lo que le da la dureza suficiente para trabajar en corte.

La martensita gruesa se forma en los aceros para herramientas resistentes al choque, con bajo contenido de C y casi todo el C está disuelto en la austenita. Hay poca cantidad de austenita retenida por ser un acero de alta templeabilidad con una velocidad baja de transformación de la austenita a estructuras perlíticas, permitiéndole llegar a zonas martensíticas antes que a otras y alcanzando un buen porcentaje de ella. Los carburos no disueltos son de Cr. y W, porque son elementos fuertemente formadores de carburos y además, son no solubles en el hierro [23]. Esto se debe a que en el sistema periódico se encuentran a la

izquierda del hierro y son elementos que corresponden al grupo de transición : Ti, V, Cr, Mn, Zr, Ni, Mo, Hf, Ta, W. [24, 25].

Las estructuras obtenidas en la parte media de las barras (templadas al aire) se discuten de la siguiente forma: En la microestructura de la Fig.10 se tiene una dureza de 54 HRC (600HV), que según el grafico de la fig. 1 correspondería a un 15% de Bainita acicular y el resto martensita y carburos no disueltos. Para la Fig. 12 que tiene una dureza de 55HRC (610HV) corresponde a 14% de Bainita aprox., martensita y carburos. Para la Fig. 14 con una dureza de 53.5 HRC (590HV) corresponde a un 16% de bainita acicular. El descenso de dureza en el orden que se indica lo hace más tenaz por la presencia de bainita, fase que está compuesta de ferrita y carburo de hierro a escala fina. Además, la presencia del Cr, aparte de ser un elemento formador de carburos, acelera la formación de la bainita en el rango de 400 . 300 °C [26].

Las estructuras obtenidas en el extremo final al aire no se muestran en este articulo pero se encontró un descenso de dureza con estructuras formadas de bainita superior, además de martensita y carburos no disueltos.

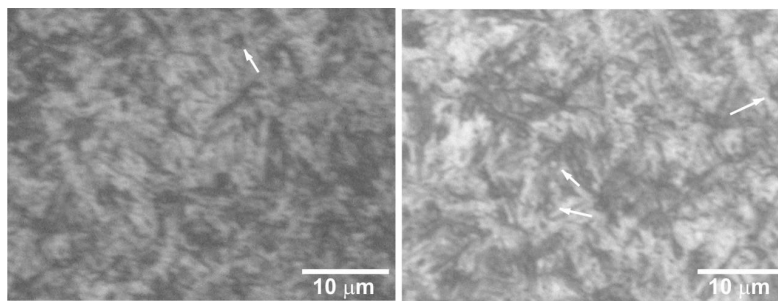


Fig. 9. Microestructura a 6 mm del extremo sumergido (10 mm) durante el templado de la barra de acero AISI S1. Matriz martensítica con agujas gruesas . Se observa carburos no disueltos (indicados por flechas) probablemente M_6C y VC. Dureza 61.7 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

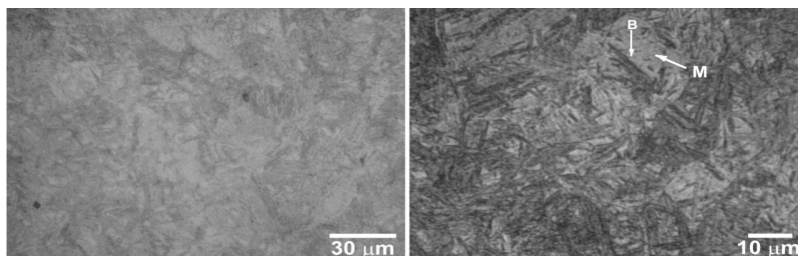


Fig. 10. Microestructura de la misma probeta a 50 mm del extremo del tramo sumergido (10 mm). Microestructura compuesta de bainita acicular (regiones oscuras) y martensita (regiones claras) con presencia de carburos que corresponderían a M_6C y VC. B: bainita, M: martensita. Dureza 54 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

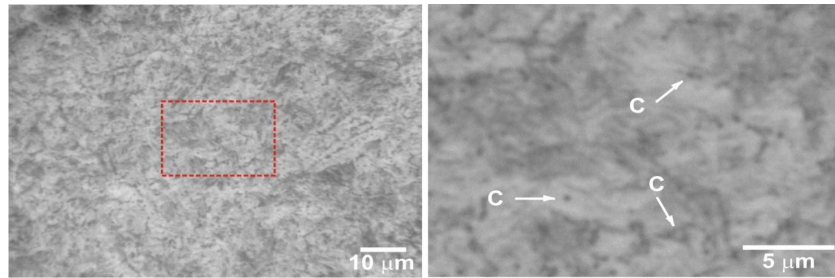


Fig. 11. Microestructura a 4 mm del extremo del tramo sumergido (30 mm) durante el templado de la barra de acero AISI S1 tal. Matriz martensítica con agujas gruesas de martensita. Se observa carburos no disueltos (indicados por flechas) probablemente M_6C y VC. Dureza 61.5 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

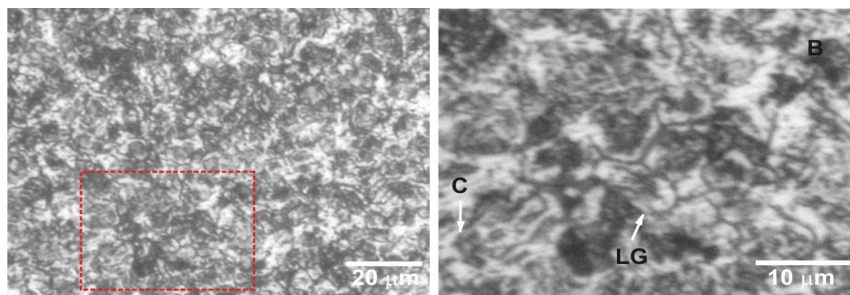


Fig- 12. Microestructura de la misma probeta a 50 mm del extremo sumergido. Microestructura compuesta de bainita, martensita (áreas claras) y perlita no resuelta (áreas redondeadas oscuras) con presencia de carburos que corresponderían a M_6C y VC. LG: límite de grano. Dureza 55 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

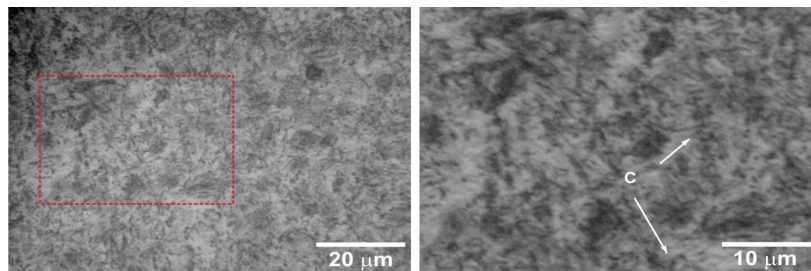


Fig. 13. Microestructura a 2 mm del tramo sumergido (40 mm) de la barra de acero AISI S1 de 120 mm de longitud total. Matriz martensítica. Se observa carburos no disueltos (indicados por flechas) probablemente M_6C y VC. Dureza 59.7 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

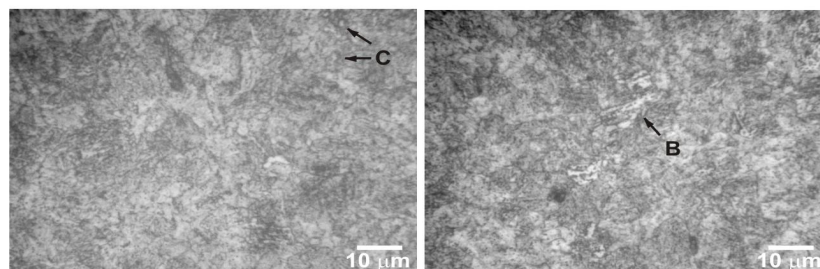


Fig. 14. Microestructura de la misma probeta a 50 mm del extremo sumergido. Se observa un microestructura compuesta de martensita, bainita y carburos que correspondería M_6C y VC. B: bainita, y C: carburos. Dureza 53.5 HRC. Ataque: reactivo Vilella.

III.3. Ensayo de Tenacidad.

La tenacidad se midió mediante el ensayo de resistencia al impacto, de todas las barras de acero AISI S1 de 120 mm de longitud, sometidas previamente al tratamiento de temple localizado. Como se indicó en la metodología, se prepararon las probetas según la norma ASTM E23-93 A para 5 niveles de extremo sumergido: 10, 20, 30, 40 y 50 mm. Los resultados se muestran en la tabla 15.

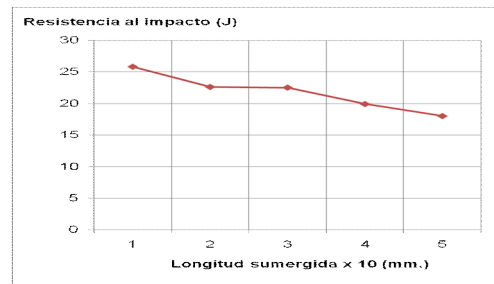


Fig.15. Gráfico de resistencia al impacto para barras de acero AISI S1 sometidos a temple localizado con diferentes profundidades de inmersión.

Los resultados de tenacidad de la Fig. 15 lo podemos comparar con los resultados encontrados por Aguilar y Sandoval (2009) en un estudio sobre temple y revenido para el acero AISI 1060 donde se encontró que la máxima tenacidad encontrada fue de 22,3 J en barras de acero templadas a una temperatura de austenizado de 800°C y revenidas a 500°C. [27].

En nuestro acero se encontró como valor máximo 25,8J, valor que se encuentra en perfecta concordancia con otros ensayos, pues este valor más alto se explica por tratarse de un acero aleado que debe tener una mejor tenacidad respecto a los aceros al carbono comerciales. Por otro lado este resultado justifica el estudio de aplicar el temple localizado para los aceros resistentes al choque, donde se ha demostrado que para determinadas condiciones, se puede eliminar el revenido posterior si aplicamos el temple enfriando en aceite solo el borde cortante y dejando enfriar al aire el resto del cuerpo.

IV. CONCLUSIONES

1. En el tratamiento térmico de temple-revenido del acero AISI S1, no hubo precipitación de carburos debido a que el rango de temperaturas de este tratamiento fue 200-450°C que se encuentran por debajo de la temperatura mínima de precipitación de carburos para aceros aleados. Por lo tanto, los carburos que se observan en las microestructuras de la martensita revenida corresponden a aquellos que no se disolvieron durante la austenitización.
2. En el temple localizado la dureza decrece a lo largo de la longitud de las barras de acero tanto en el tramo enfriado en aceite como en el tramo enfriado al aire. La máxima dureza en la posición del extremo enfriado al aire se obtuvo en la probeta que se enfrió en aceite el 50% de su longitud total.
3. El rango de dureza obtenido con el temple-revenido corresponde, en el perfil de dureza del temple localizado, a una longitud de 30 mm desde el origen del perfil de dureza. Esto implica que el temple

localizado, que es un tratamiento de un solo proceso, puede suprimir la etapa del revenido en el tratamiento tradicional de endurecimiento (temple + revenido) de las herramientas de corte, reduciendo costos.

4. En el tratamiento térmico de temple localizado se reduce el riesgo de fragilización del acero y la formación de fisuras.

V. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] G. HOYLE. *High Speed steels*, Buterworths, 1998
- [2] C.VOGEL.et all. *Metallurgi for Ingeniorer*. 6ta edit. 1993
- [3] E. PIPPELS, et all. *Microestructure and Nanochemistry of carbide Precipitates in High-Speed Steel S 6-5- 2-5*, Materials Characterization 43:41-55, 1999
- [4] P.MOLLER, *Avanceret Teknologi*. Teknisk Forlag, 1998
- [5] D.HULL, et al, *Introduction to dislocations* 3ª edit, Butterworth./H.,1984
- [6] CH. ZHU, *Tempering of Engineering Steels*, Oxford Materials, University of Oxford, 2005
- [7] G.F.VANDER, (w.w.w.IndustrialHeating.com, consultado el 20-07-2009.
- [8] K.E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, 2nd ed.Butterworths.London. p.14, 1984
- [9] C. WU, V. SAHAJWALLA and P.KRAUKLIS *The Effect on Austenizing Process on the Harneding Behavior of Cr-Mo-Mn-C Air- Hardening Cast tool Steels*. ISIJ.International,Vol 36. Nº 3 pp 347-353, 1996
- [10] A.SCHINDLER, H.LENGER AND K.LEBAN *Weerkzeugstähle in ihrer innovativen Vielfalt.Berg-und. Hüttenmännische Monatshefte* 143. pp 169-174.(1998)
- [11] H.BERNS, *in Werstoffkunde der gebräuchlichen Stähle*,Teil 2. Hrsg : Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, pp. 205-213.1997.
- [12] H.BERNS, *Verschleibviderstand, in Hartlegierungen und Verbundwerkstoffe*, Springer Verlag Berlin/Heidelberg 1998, Hrgb. H. Berns, pp. 89-123, 1998.
- [13] W.TROJAN, Diss. Ruhr- Universität Bochum.1985.
- [14] S. WILMES, *Pulvermetallurgische Werkzeugstähle*, Herstellung- Eigenschaften-Anwendung. Stahl und Eisen, Heft 11 . pp. 93-103. 1990.
- [15] S. WILMES, S., H. BECKER, R. KRUMPHOLZ and W. VERDERBER. *Werkzeugstähle,I in: Werkstoffkunde*. Stahl, Bd. 2, Springer Verlag Berlin un Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf , pp. 305-377, 1995.
- [16] S. WILMES, G.KIENTOPF, *Carbide Dissolution Rate and Carbide Contents in Usual High Allowed Tool Steels*, Karlstad, Sweden, September, 10-13, ISBN 91-89422-81-3, 2002.
- [17] A. KARAASLAN, and C. AKCA . *The Influence of carbide dissolution on the Properties of Hot- Work Tool Steels*, Metal 2009, 19.-21.5.2009, Hradec and Moravici, 2009.
- [18] M.BAYERN, T.VASCO, R.WALTON. *Wrought Tool Steels*. Latrobe Steel Company. 1989.
- [19] A.VALENCIA, *Tecnología del tratamiento térmico de los Metales*. Ed. Universidad de Antioquia. pp 493-494, 1986.
- [20] ASSOCIATED SWEDISH STEELS HANDBOOK. *heat treatment*, Estocolmo.1968.

- [21] ASM METALS HANDBOOK., Vol 4, *heat treatment*,1991.
- [22] H. BHADSHIA, (<http://www.msm.cam.ac.uk/phasetrans/2004/Tempered.Martensite>)
- [23] R. HONEYCOMBE, *Steels, Microstructure and properties* .Edit. Edward Arnold. 1981.
- [24] J.H. WOOHED, and A.G.QUARREL, *The Role of carbides in low alloy steels*. Climax Moly Co. Document 15M65. London. 1969.
- [25] M. GOLDSMITH, M. *Interstitial Alloys*. Plenum Press, N.Y.1976.
- [26] A.P.GULIAEV, *Metalografía, Tomo II*. Editorial Mir. Moscu. 1983
- [27] AGUILAR Y SANDOVAL, *Efecto de la temperatura de austenización y temperatura de revenido sobre la resistencia al impacto y la dureza del acero AISI 1060*. Tesis presentada en la Escuela de Ing. Metalúrgica de la Universidad Nacional de Trujillo-Perú, 2009

