

Study of the improvement of mechanical properties in a low carbon steel ASTM 615a grade 60 due to the formation of tempered martensite

Estudio del mejoramiento de las propiedades mecánicas en un acero de bajo contenido de carbono ASTM 615a grado 60 por efecto de la formación de martensita revenida

Hugo Anchapuri, Mg¹, Jonathan Almirón, Dr¹, Jose Mamani-Quispe, Mg¹, Rossibel Churata, Mg¹, Jeniffer Torres-Almirón, Mg¹, y Danny Tupayachy-Quispe, Dr²

¹Universidad Nacional de San Agustín de Arequipa, Perú, hanchapuri@unsa.edu.pe, jalmiron@unsa.edu.pe, josmamaniqui@unsa.edu.pe, rchurataa@unsa.edu.pe

²Universidad Católica de Santa María, Perú, jeniffer.torres@ucsm.edu.pe, dtupayachy@ucsm.edu.pe

Abstract—This research work consists of studying the improvement of mechanical properties through heat treatments, especially hardness and impact resistance in ASTM 615a grade 60 corrugated steel. 12 samples were prepared, one without treatment and the others with quenching and tempering heat treatments, different parameters such as austenitization temperature, tempering temperature and tempering time were evaluated. After evaluating the hardness and toughness, it was possible to improve the hardness in the 11 samples and the toughness was maintained at values close to the sample without treatment. In addition, a metallographic analysis and a microstructural analysis were made, where the presence of martensite could be observed, which is a metastable phase of steels, the presence of martensite may be the cause of the increase in the hardness of the material. The quality of the steel obtained could be used as grinding balls in mineral concentrator machines due to its hardness.

Keywords: Tempered martensite, steel, hardness, impact

Resumen—Este trabajo de investigación consiste en estudiar la mejora de las propiedades mecánicas mediante tratamientos térmicos, especialmente la dureza y resistencia al impacto en acero corrugado ASTM 615a grado 60. Se prepararon 12 muestras, una sin tratamiento y las otras con tratamientos térmicos de temple y revenido, se evaluaron diferentes parámetros como temperatura de austenización, temperatura de revenido y tiempo de revenido. Después de evaluar la dureza y la tenacidad, se logró mejorar la dureza en las 11 muestras y la tenacidad se mantuvo en valores cercanos a la muestra sin tratamiento. Además se realizó un análisis metalográfico y un análisis microestructural, donde se pudo observar la presencia de martensita que es una fase metaestable de los aceros, la presencia de martensita puede ser la causa del aumento de la dureza del material.

Digital Object Identifier: (only for full papers, inserted by LACCEI).
ISSN, ISBN: (to be inserted by LACCEI).
DO NOT REMOVE

La calidad del acero obtenido podría ser utilizado como bolas de molienda en máquinas concentradoras de minerales debido a su dureza.

Palabras clave: martensita templada, acero, dureza, impacto

I. INTRODUCCION

El mejoramiento de las propiedades mecánicas de los aceros de bajo contenido de carbono hace posible ampliar la variedad de usos en la industria y la minería. El refinamiento del tamaño de grano puede representar mejores propiedades mecánicas [1].

También añadir elementos aleantes mejoran las propiedades mecánicas, por ejemplo, el manganeso y el molibdeno sirven para mejorar la formación de la microestructura acicular lo que es conocido como martensita [2].

Una de las formas de conseguir endurecer al acero, es mediante la formación de microestructuras martensíticas; lo cual se consigue sometiendo al mismo a un tratamiento térmico denominado temple. Debido a que la martensita es una estructura extremadamente dura y tensionada internamente, no es posible usar piezas o productos conteniendo esta microestructura; es por esto, que se hace necesario aplicar seguidamente una transformación térmica.

Mediante el revenido de la martensita, se logra obtener microestructuras en forma de agujas, que; en cantidades diferentes de sus constituyentes, ofrecen una gama de propiedades ante solicitudes mecánicas, como dureza, tenacidad, resistencia a la tracción, etc.

En la actualidad, la producción y el uso de productos a partir de aceros de alta resistencia y baja aleación con tratamiento térmico de temple y revenido cuyo proceso se basa en la norma de la Sociedad Estadounidense para Pruebas y Materiales (ASTM) con código ASTM A 678/A678M-92 (Placas de acero estructural al carbono templado y revenido de alta resistencia y baja aleación), en los que por su bajo contenido de carbono aseguran una buena soldabilidad, esta característica no es muy difundida en nuestro medio.

El acero ASTM A615 Grado 60 se utiliza mucho en el sector de la construcción debido a sus excelentes propiedades mecánicas. Considerando que el contenido de carbono y manganeso en su composición favorecen a la formación de martensita de bajo carbono y que seguido de un tratamiento de revenido a bajas temperaturas hace posible conseguir martensita revenida; un microconstituyente capaz de soportar esfuerzos de impacto y desgaste. Así mismo la temperatura produce un efecto positivo en las propiedades mecánicas ya que mejoran el refinamiento del grano [3].

La finalidad de realizar investigaciones científicas en esta especialidad es poder encontrar nuevas aplicaciones, específicamente en la actividad minera donde es imprescindible la utilización de elementos molturantes durante el proceso de conminación.

El objetivo de este trabajo de investigación es estudiar el efecto positivo que tiene la formación de martensita revenida sobre las propiedades de estos aceros, y presentar como alternativa su aplicación para la producción de elementos molturantes destinados al procesamiento de minerales.

II. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

A. Característica del material

En la experimentación se utilizó una barra corrugada de diámetro 5/8 pulgadas, el tipo de acero utilizado fue A615a Grado 60, este acero es utilizado en la construcción de edificaciones de concreto armado de todo tipo como viviendas, edificios, puentes, obras industriales, etc.

La composición química nominal del material se muestra en la TABLA I, esta corresponde a la indicada por el fabricante.

TABLA I
COMPOSICIÓN QUÍMICA NOMINAL

Tipo de Acero	C [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]
A615a Grado 60	0,42	1,10	0,050 máx	0,060 máx

El acero ASTM A615a Grado 60 presenta una resistencia mínima a la fluencia de 42,2 Kg/mm²; resistencia mínima a la tensión de 63,3 kg/mm² y una elongación de 9%.

B. Proceso experimental

En el Fig. 1 se presenta el proceso llevado a cabo en cada etapa de la investigación.

B.1 Tratamientos Térmicos

Para el proceso térmico se utilizó una mufla de marca Veb Elektro Bad Frankenhausen. El proceso de temple se llevó a

cabo a temperatura de austenización en el rango de 850 y 900°C y con un tiempo de permanencia en el interior del horno de 30, 45 y 60 minutos, luego del cual se enfrió en agua a 18°C. Para el proceso de revenido se trabajó en el rango de 100 y 300°C, con un tiempo constante de permanencia en el horno de 45 min, seguido de un enfriamiento a temperatura ambiente. Las muestras evaluadas fueron sometidos a diferentes parámetros como se muestra en la TABLA II.

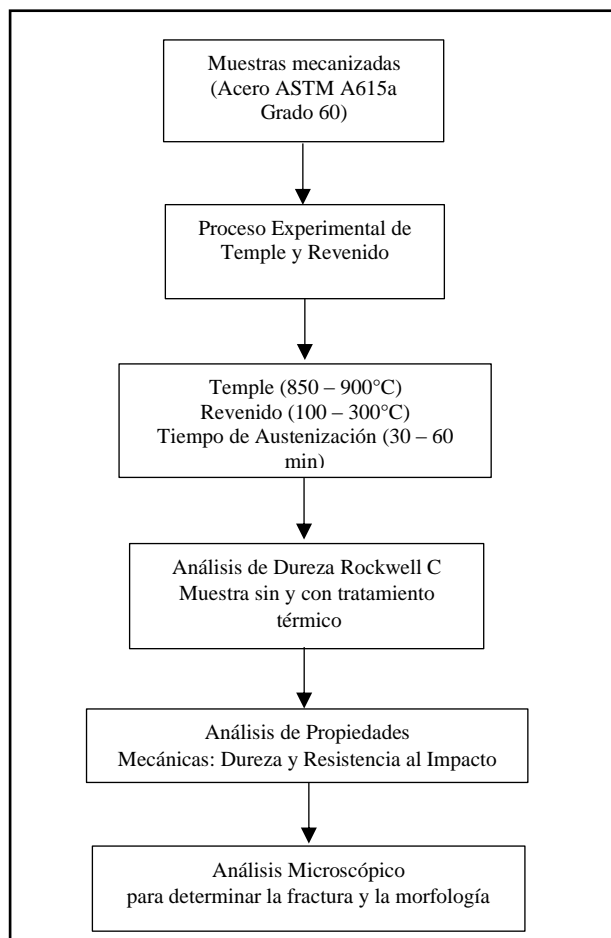


Fig 1. Proceso del desarrollo experimental

TABLA II
PARÁMETROS EMPLEADOS EN LOS ENSAYOS

Código	Temperatura de Austenización (°C)	Tiempo de Austenización (min)	Temperatura de Revenido (°C)
T1	850	30	100
T2	900	30	100
T3	850	60	100
T4	900	60	100
T5	850	30	300
T6	900	30	300
T7	850	60	300
T8	900	60	300
T9	875	45	200
T10	875	45	200
T11	875	45	200
T12	Sin Tratamiento (ST)		

B.2 Ensayo de Dureza

Este ensayo fue realizado en un durómetro digital INDENTEC. Se eligió la escala de dureza Rockwell C con aplicación de una carga de 150 kg-f y el microindentador utilizado fue de diamante, este ensayo fue llevado a cabo mediante el empleo de la norma ASTM E-18.

Se realizaron mediciones de dureza sobre la superficie de cada muestra, para tal propósito se tuvo cuidado en limpiar la cascarilla superficial producto de la descarburación del acero durante el tratamiento térmico a fin de evitar en lo mínimo lecturas erróneas. Se aplicaron factores de corrección para determinar la dureza real considerando que las muestras ensayadas presentan forma cilíndrica.

B.3 Ensayo Charpy

Se utilizó la máquina de ensayo Charpy Veb Werkstoffprüfmaschinen Leipzig para determinar la energía al impacto para las diferentes muestras tratadas.

Se mecanizaron probetas de acuerdo con la norma ASTM-E23 que fueron sometidas a tratamiento térmico de temple y revenido y luego se ensayaron para determinar su resistencia al impacto.

B.4 Microscopía Óptica y Electrónica

Se utilizó un microscopio metalográfico METALAB de luz reflejada, para revelar los microconstituyentes formados se utilizó Nital al 3% (5 cm³ HNO₃ + 95 cm³ alcohol etílico), el procedimiento para realizar el ataque químico fue primero atacar con Nital la muestra, luego se lavó con agua, posteriormente se lavó con alcohol y finalmente se secó la muestra.

Para la observación de los detalles microestructurales se vio por conveniente utilizar el Microscopio Electrónico de Barrido SEM Marca Phillips XL 20.

III. RESULTADOS Y DISCUSION

De acuerdo con el análisis químico nominal proporcionado por el fabricante, el material inicial presenta contenidos importantes de carbono y manganeso. No presenta elementos microaleantes como V, Nb, Ti; que facilitarían la formación de estructuras martensíticas.

C.1 Análisis de dureza

A diferentes condiciones de tratamiento térmico, el comportamiento de la dureza muestra variaciones sustanciales. La TABLA III, muestra los valores de dureza obtenidos.

El efecto de la temperatura de austenización para las muestras T1 y T2 presentó un incremento de la dureza de 58.08 a 59.79 HRC, mientras que de T3 y T4, la dureza muestra un descenso dando valores de 56.95 y 55.38 HRC. Así mismo es evidente un incremento en la dureza de 52.18 a 52.63 HRC de la muestra T5 y T6 y la dureza decrece de 51.61 a 48.59 HRC en la muestra T7 y T8.

Código	HRC	Corrección	Dureza HRC	Incremento HRC
T1	56.45	1.625	58.08	37.25
T2	58.35	1.435	59.79	38.96
T3	55.20	1.750	56.95	36.12
T4	53.45	1.925	55.38	34.55
T5	49.90	2.275	52.18	31.35
T6	50.40	2.230	52.63	31.8
T7	49.30	2.310	51.61	30.78
T8	46.10	2.488	48.59	27.76
T9	55.90	1.680	57.58	36.75
T10	56.10	1.660	57.76	36.93
T11	52.65	2.005	54.66	33.83
T12	20.83		20.83	

Cuando se produce la austenización a altas temperaturas y se enfría rápidamente, la austenita sufre un cambio de fase a austenita-martensita. La formación de la martensita es influenciada por la temperatura y tiempo de austenización, además de las condiciones de enfriamiento. La austenización a alta temperatura forma una martensita de agujas gruesas como consecuencia de la falta de agentes y lo mismo ocurre si el tiempo de austenización es largo. Por otro lado, es notorio el efecto del ablandamiento por efecto de la temperatura de revenido; a bajas temperaturas existe un cambio de estructura cristalina de tetragonal a cúbica, causado por el movimiento atómico de carbono.

El efecto del tiempo de austenización para las muestras T1 y T3 ocasiona que la dureza disminuye (1.13 HRC) de 58.08 a 56.95 HRC, mientras se aprecia una disminución (4.41 HRC) de 59.79 a 55.38 HRC de la muestra T2 y T4. Es evidente una disminución (0.57 HRC) en la dureza de 52.18 a 51.61 HRC de T5 y T7 y de T6 y T8, la dureza se reduce en 4.04 HRC de 52.63 a 48.59 HRC.

El tiempo de austenización (calentamiento), es necesario para una buena disolución de los constituyentes y un austenizado completo. Al incrementarse el tamaño de grano debido al tiempo prolongado de austenización se forma martensita de agujas gruesas lo que disminuye las propiedades mecánicas. En la práctica es usual austenizar controlando temperatura y tiempo de austenización a fin de obtener un tamaño de grano fino.

El efecto de la temperatura de revenido para las muestras T1 y T5 la dureza disminuye (5.90 HRC) de 58.08 a 52.18 HRC y la dureza disminuye (5.34 HRC) de 56.95 a 51.61 HRC de T3 y T7. Así mismo para las muestras T2 y T6 es evidente una disminución mayor (7.16 HRC) de 59.79 a 52.63 HRC mientras se observa una disminución (6.79 HRC) de 55.38 a 48.59 HRC de T4 y T8.

El revenido puede darse en varias etapas en dependencia de la temperatura, a bajas temperaturas de revenido hay una redistribución de átomos de carbono lo que alivia los esfuerzos residuales y se elimina la tendencia al agrietamiento. A esta temperatura de revenido se puede incrementar la ductilidad con poca o ninguna pérdida de resistencia. A altas temperaturas de revenido se inicia la precipitación de carburos en forma de barras o placas dentro de los listones de martensita.

TABLA III

VALORES DE DUREZA A DIFERENTES CONDICIONES DE TRATAMIENTO

Una de las conclusiones de la investigación de transformación austenita-martensita para herramientas aleado con niobio indica que el endurecimiento provocado por los carburos de niobio y vanadio precipitados durante las etapas de austenización y posterior enfriamiento ha obtenido valores de dureza los suficientemente altos [4], comprobando este estudio en su austenización y posterior enfriamiento. Otro estudio de caracterización microestructural y mecánica de aceros de fase dual indica que existe un comportamiento acorde al de un acero de fase dual constituido por una microestructura de ferrita-martensita en función a los tratamientos térmicos [5], mejorando su dureza, lo que también comprueba este estudio.

C.2 Análisis de la tenacidad

La capacidad de adsorber impacto fue medida en probetas Charpy tratadas térmicamente a diferentes condiciones de prueba. La TABLA IV, presenta la energía al impacto adsorbida por las muestras ensayadas.

TABLA IV
ENERGÍA ADSORBIDA

Código	Fuerza de impacto (kgm)	Energía (J)
T1	1.0	9.8
T2	4.0	39.2
T3	3.0	29.4
T4	5.0	49.0
T5	4.0	39.2
T6	6.0	58.8
T7	5.0	49.0
T8	6.0	58.8
T9	4.0	39.2
T10	4.0	39.2
T11	4.5	44.1
T12	3.8	37.2

El efecto de la temperatura de austenización para las muestras T1 y T2 ocasiona que la tenacidad aumenta (29.4 J) de 9.8 a 39.2 J mientras que para las muestras T3 y T4, la tenacidad se incrementa (19.6 J) de 29.4 a 49.0 J. Así mismo es evidente que las muestras T5 y T6 la tenacidad se incrementa (19.6 J) de 39.2 a 58.08 J y la tenacidad se incrementa (9.8 J) de 49.0 a 58.8 J en la muestra T7 y T8.

La tenacidad en función de la temperatura de revenido es mayor. A mayor temperatura de revenido la formación de martensita revenida se incrementa lo que facilita la absorción de energía de impacto antes de llegar a la rotura.

El efecto del tiempo de austenización para las muestras T1 y T3 ocasiona que la tenacidad se incremente (19.6 J) de 9.8 a 29.4 J mientras se observa un aumento en la tenacidad (9.8 J) de 39.2 a 49.0 J de T2 y T4. También para las muestras de T5 y T7 se aprecia un aumento (9.8 J) en la tenacidad de 39.2 a 49.0 J mientras para T6 y T8, la tenacidad permanece constante en un valor de 58.8 J.

La tenacidad se ve influenciado por la temperatura y tiempo de revenido. A temperaturas altas temperaturas de revenido la mezcla de microestructuras formadas se acercará a aquella relación óptima que permita obtener buena resistencia y ductilidad por efecto de formación de martensita revenida.

El efecto de la temperatura de revenido para las muestras de T1 y T2 ocasiona que la tenacidad aumenta (29.4 J) de 9.8 a 39.2 J mientras se observa un incremento (19.6 J) de 39.2 a 58.8 J de T5 y T6. También para las muestras de T3 y T4 la tenacidad se ve incrementada (19.6 J) de 29.4 a 49.0 J mientras la tenacidad aumenta (9.8 J) de 49.0 a 58.8 J de T7 a T8.

El estudio de aceros de fase dual indica en una de sus conclusiones que el material sometido al tratamiento térmico tiene mayor capacidad de absorber energía al impacto [5], lo que comprueba este estudio. El estudio de un nuevo acero para herramientas aleadas en una de sus conclusiones indica que la mayor solubilidad de vanadio y niobio se produce a 900 °C que a 860°C, lo cual no influye en la estabilidad dimensional del acero, lo que no altera su resistencia al impacto [4].

C.3 Metalografía

C.3.1 Análisis Microestructural

El comportamiento mecánico está relacionado con las microestructuras formadas por la transformación de la austenita a martensita y posterior revenido.

En la Fig. 2 se aprecia las muestras tratadas a diferentes condiciones de ensayo.

En la muestra T1 se observa la mezcla de carburos aciculares, en la muestra T2 la precipitación de carburos en forma acicular, en la muestra T3 carburos aciculares, en la muestra T4 se aprecia mezcla de carburos acicular y de placa, y granos de ferrita, en la muestra T5 la presencia de carburos granulares, en la muestra T6 la mezcla de carburos aciculares y granulares, en la muestra T7 la mezcla de carburos en placas y agregados granulares, en la muestra T8 carburos granulares y en las muestras T9, T10 y T11 la formación de carburos aciculares [6][7][8].

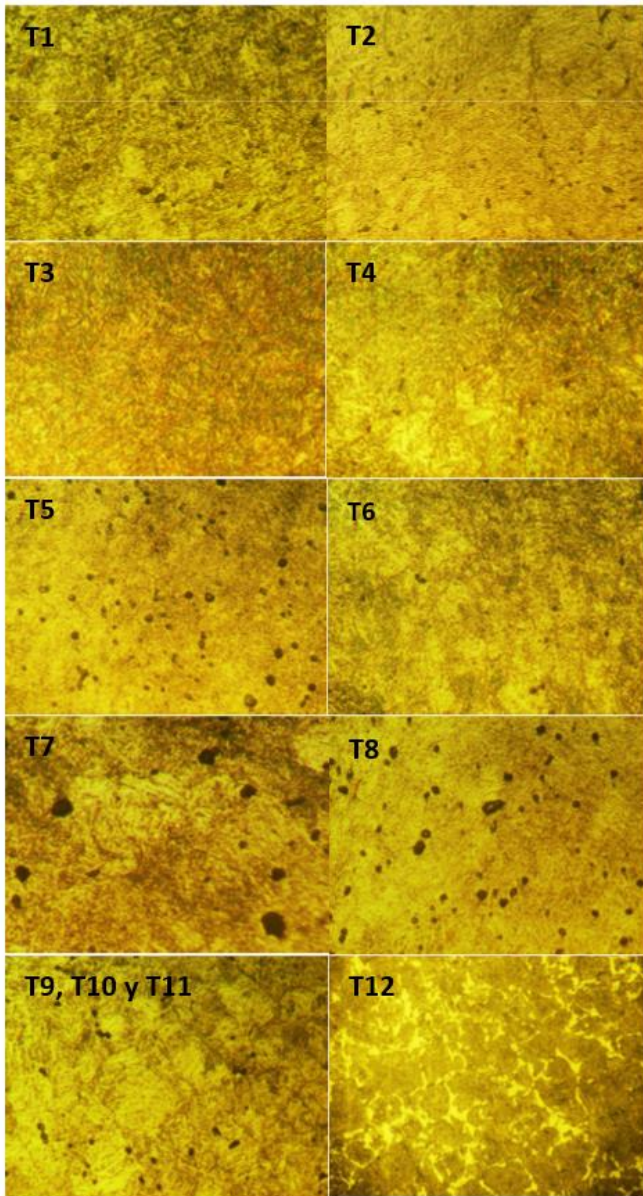


Fig. 2: Muestra evaluadas en el microscopio óptico (1000x)

precipitación de carburos aciculares y granulares, en la muestra T7 se observa paso de carburos aciculares a carburos granulares con presencia de ferrita, en la muestra T8 se observa carburos granulares formados bien definidos y no se observa formación de fase ferrítica, en las muestras T9, T10 y T11 se presenta formación de agregados de carburos granulares a expensas de los carburos aciculares [6][7][8].

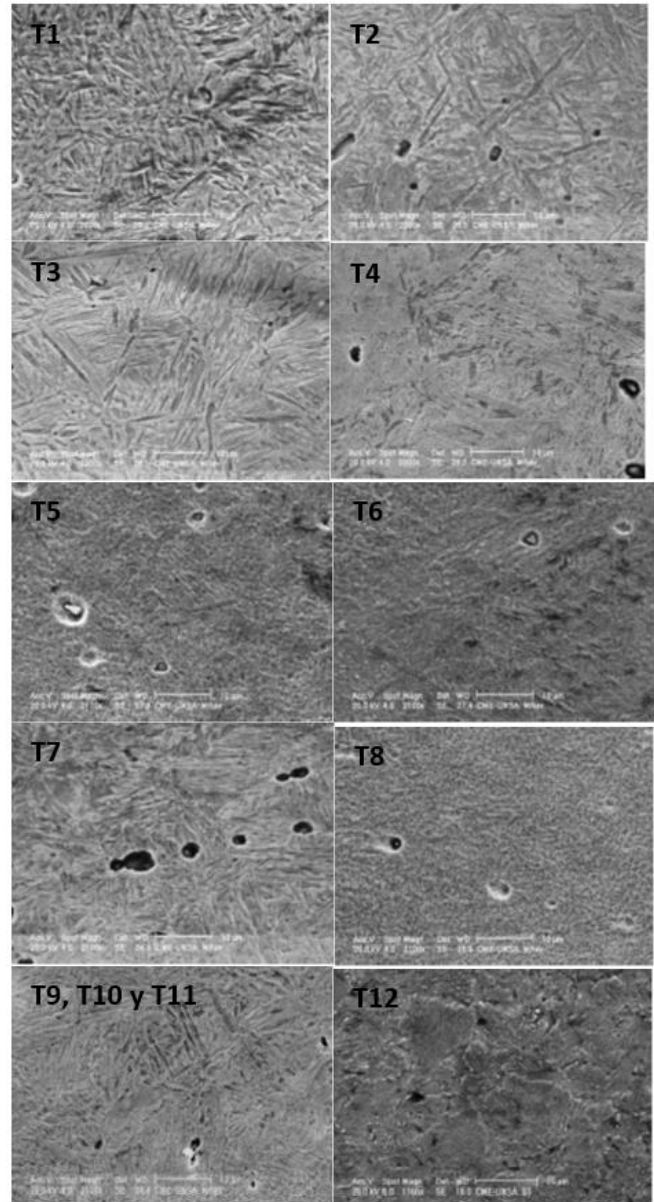


Fig. 3 Muestra evaluadas en el microscopio electrónico

C.3.2 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

Las muestras fueron observadas mediante el microscopio electrónico de barrido a fin de apreciar detalles microestructurales.

La Fig. 3, corresponde a la muestra tratadas en el microscopio electrónico.

En la muestra T12 se presenta perlita laminar en borde de grano, en la muestra T1 se presenta carburos del tipo listón (acicular), en la muestra T2 se evidencia la precipitación de carburos en forma de placas, en la muestra T3 se observa precipitación de carburos en forma acicular y placa con formaciones de ferrita, en la muestra T4 se presenta disolución de carburos aciculares, formaciones de carburos granulares y ferrita, en la muestra T5 existen carburos granulares y ausencia de carburos de forma acicular, en la muestra T6 se observa

En el tratamiento térmico de revenido a las temperaturas consideradas en este estudio, promueven un cambio microestructural de ferrita y perlita a carburos aciculares, placa y granulares.

En el estudio de acero de fase dual [5], concluye que el material tiene la posibilidad de una recuperación microestructural, homogenizando el tamaño de grano y eliminación de heterogeneidades producidas de la fabricación,

esto permite contar con un acero que para la fase posterior de temple se encuentre mejor acondicionado para la transformación estructural, así como este estudio hizo una mejor transformación estructural mediante los tratamientos térmicos.

En el estudio de nuevo acero para herramientas aleadas [4], concluye que la temperatura de austenización de 860°C y 900°C son adecuados para obtener la transformación martensítica, lo que es comprobado con este estudio que utiliza temperaturas de 850°C a 900°C.

IV CONCLUSIONES

Las propiedades mecánicas se ven mejoradas cuando se realiza el temple en el rango de temperaturas entre 850°C y 900°C y se reviene a 100°C y 300°C, esto debido a la formación de martensita de bajo contenido de carbono. Con temperaturas bajas de revenido sólo se da una redistribución de átomos de carbono lo que alivia los esfuerzos residuales. A estas temperaturas es posible incrementar la dureza con poca o ninguna pérdida de resistencia al impacto.

En todas las muestras tratadas analizadas, se presenta una fractura intergranular de aspecto facetado con zonas dúctiles caracterizado por la presencia de pequeñas cavidades, que son la resultante de la coalescencia de microcavidades.

Bajo las condiciones de prueba empleadas y a nivel de laboratorio es posible mejorar las propiedades mecánicas de dureza y tenacidad del acero estructural A 615a Grado 60 mediante temple y revenido por formación de martensita y su posterior transformación a martensita revenida.

REFERENCIAS

- [1]. Santos D.B. Bruzsek R.K., Rodrigues P.C.M., Pereloma E.V. Formation of ultra-fine ferrite microstructure in warm rolled and annealed C-Mn steel. Mater Sci Eng A., volumen 346, 2003:189-195.
- [2]. Junhua K., Lin Z., Bin G., Pinghe L., Aihua W., Changsheng X. Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel. Materials and Design, volumen 25, 2004: 723-8.
- [3]. Armentani E., Esposito R., Sepe R. The influence of thermal properties and preheating on residual stresses in welding. International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering, volumen 1, 2007: 146-162.
- [4]. Conejero G., Candela, N., Pichel, M., Barea Del Cerro, R., Carsí, M. (2014) "Influencia de la transformación austenita-martensita en la estabilidad dimensional de un nuevo acero para herramientas aleado con niobio (0,08%) y vanadio (0,12%)". Rev. Metal. 50(3): e018. doi: <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.01>
- [5]. David C.G., Irma A.M., Rodolfo R.B. Caracterización microestructural y mecánica de acero de fase dual. Revista Chilena de Ingeniería, vol. 26 N° 3, 2018, pp. 430-439.
- [6]. D. A. Porter, K.E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Second Edition, Chapman & Hall, 1991.
- [7]. Robert E. Reed-Hill, Principios de Metalurgia Física, Segunda Edición, Editorial Continental, México, 1986.
- [8]. Miguel Ipohorski y R. J. Acuña, Fractografía. Aplicaciones al Análisis de Fallas, Comisión Nacional de Energía Atómica, Buenos aires, 1996.