

# **CORRELACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA, LA DUREZA Y LA SUPERFICIE DE FRACTURA CON LA RESISTENCIA A LA FATIGA DEL ACERO SAE 1045**

**CORRELATION OF THE MICROSTRUCTURE, HARDNESS AND FRACTURE SURFACE WITH THE STRENGTH FATIGUE OF SAE 1045 STEEL**

Jonnathan Muñoz Cubillos y John Jairo Coronado Marín

---

Grupo de Investigación en Fatiga y Superficies (GIFS). Universidad del Valle

---

Recibido: Septiembre 2 de 2013

Aceptado: Octubre 14 de 2013

\*Correspondencia del autor. Universidad del Valle, Cra. 100 # 13-00, Cali – Colombia.

E-mail: jonnathan.munoz.cubillos@correounivalle.edu.co

## **RESUMEN**

Con el propósito de correlacionar la microestructura, la dureza y la superficie de fractura con la resistencia a la fatiga del acero SAE 1045 se realizó esta investigación. Para lograr este objetivo se realizaron pruebas de fatiga en flexión rotativa a probetas estandarizadas de fatiga con diferentes tratamientos térmicos. Se evaluaron tres microestructuras: martensita, martensita revenida a 300°C y martensita revenida a 600°C. Los resultados mostraron que existe una correlación entre la dureza y la resistencia a la fatiga del material entre las microestructuras revenidas a 300°C y 600°C, también se confirmó que el crecimiento de las partículas de cementita del material, cuando se reviene de 300°C a 600°C, es el factor microestructural de más importancia en la disminución de la resistencia a la fatiga del acero SAE 1045. Igualmente se observa y corrobora que con el aumento de la temperatura de revenido los mecanismos de fracturar son más dúctiles que frágiles.

**Palabras claves:** fatiga, microestructura, dureza, superficie de fractura, acero SAE 1045

## **ABSTRACT**

With the aim of to correlate the microstructure, hardness and fracture surface with the fatigue strength of SAE 1045 steel was did this investigation. To achieve this objective, fatigue tests were performed in rotating bending to standardized specimens fatigue with different heat treatments. Three microstructures were evaluated: martensite, tempered martensite at 300°C and tempered martensite at 600 °C. The results showed a correlation between hardness and fatigue strength of the material for the microstructures tempered at 300°C and 600°C, also was confirmed that the growth of the cementite particles of material, when it was tempered of 300°C to 600°C, is the most important microstructural factor in decreasing the fatigue strength of the SAE 1045 steel. It is also observed that with the increasing of the tempering temperature the fracture mechanisms are more ductile than brittle.

**Key words:** fatigue, microstructure, hardness, fracture surface, SAE 1045 steel

## INTRODUCCIÓN

El acero SAE 1045 es un acero de mediana resistencia ampliamente utilizado en muchos sectores industriales. Las aplicaciones típicas son ejes, tornillos, bielas, pasadores, pernos, engranajes, etc.; es evidente que estas partes generalmente están sujetas a cargas cíclicas. Por consiguiente, mejorar la resistencia a la fatiga del acero SAE 1045 parece ser necesaria. Por el gran uso de este material a nivel industrial, se hace importante conocer mejor su comportamiento a fatiga cuando es tratado térmicamente a fin de aumentar la resistencia mecánica del mismo. Entender cómo influye la dureza y la microestructura del acero SAE 1045 en el comportamiento a fatiga del material, e identificar una posible relación entre la superficie de fractura y su resistencia a la fatiga, puede ser de gran utilidad en el diseño y análisis de falla de elementos mecánicos y estructurales que se fabrican con este material.

Investigaciones previas han buscado correlacionar la dureza con el límite de resistencia a la fatiga de algunos aceros al carbono, encontrándose un modelo empírico que relaciona estas dos variables (1).

$$S_e = 1.6HV \pm 0.1HV \quad [1]$$

En donde  $S_e$  y  $HV$  son el límite de resistencia a la fatiga y la dureza del material expresada en Vickers ( $\text{Kg}/\text{mm}^2$ ) respectivamente. Si bien, la ecuación 1 se puede usar con una amplia gama de materiales de diferentes durezas, esta ecuación es válida solo para materiales con durezas inferiores a  $400 \text{ Kg}/\text{mm}^2$  (1).

La restricción que se presenta en la ecuación 1, se puede explicar si se analiza el comportamiento a fatiga del material desde su microestructura. Esta perspectiva puede dar una explicación más amplia del crecimiento o la disminución de la resistencia a la fatiga del acero de una forma más clara. Para abordar este punto, hay que empezar por considerar que más de un parámetro microestructural influye en el proceso de iniciación de grietas por fatiga en el material sometido a cargas cíclicas (2).

En general, la iniciación de grietas por fatiga se ve favorecida en materiales de grano grueso en comparación con materiales de grano fino, lo que conlleva a que la vida a fatiga de los materiales de grano grueso sea inferior en comparación con materiales de grano fino, suponiendo que todo lo demás es igual. También está bien documentado que la propagación de las grietas por

fatiga disminuye al disminuir el tamaño de grano de los materiales microcristalinos (3,4). Un aspecto de consideración importante en la relación de la microestructura con el límite de fatiga del material es la iniciación de grietas por fatiga, en donde se ha corroborado que microestructuras con alta resistencia tienen una mayor resistencia a la iniciación de grietas por fatiga, mientras que microestructuras con una alta ductilidad tienen una mejor resistencia al crecimiento de grietas por fatiga; pero son menos resistentes al inicio de grietas por fatiga (5-12). Esta situación totalmente contraria genera un compromiso entre que condición sería mejor, siempre y cuando se considere que la falla por fatiga se da con la fractura completa del material.

Investigaciones previas han demostrado, para el acero SAE 1045, que pequeñas partículas de cementita en la microestructura del material llevan a una menor iniciación y propagación de grietas por fatiga, conduciendo a un incremento en la resistencia a la fatiga del material. Por el contrario, partículas gruesas de cementita causan un aumento en los sitios de iniciación de grietas por fatiga y por consecuencia la resistencia a la fatiga del material disminuye (13).

En esta investigación se evaluaron los aspectos microestructurales y de dureza del material SAE 1045, por su importancia e impacto industrial, a fin de corroborar algunas hipótesis que surgen a partir de trabajos de investigación realizados anteriormente y correlacionar estos dos aspectos con la resistencia a la fatiga del material. Las superficies de fractura se inspeccionaron usando microscopía electrónica de barrido, con el propósito de encontrar algún comportamiento que permita correlacionar la resistencia a la fatiga del material con ciertas características de las superficies de fractura.

## MATERIALES Y MÉTODOS

### Cuerpos de prueba

Las probetas usadas para hacer los ensayos de fatiga fueron fabricadas en un torno CNC de acuerdo a los lineamientos de la norma ASTM E – 606 (14). En la figura 1 se muestra la forma de las probetas que se usaron para realizar los ensayos de fatiga. Las probetas fueron mecanizadas a partir de un perfil redondo calibrado de media pulgada de diámetro.

Para conocer la resistencia a la tensión del material en sus diferentes condiciones microestructurales, se realizaron ensayos de tracción de acuerdo a la norma ASTM

E – 8 (15). En la figura 2 se muestra la geometría de las probetas que se mecanizaron para hacer las pruebas. Estas probetas igualmente fueron fabricadas en un torno CNC del mismo perfil de las probetas para ensayos de fatiga.

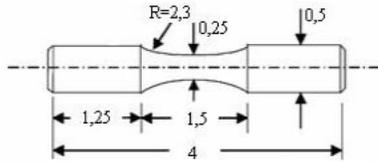


Figura 1. Geometría probetas de fatiga (pulgadas)

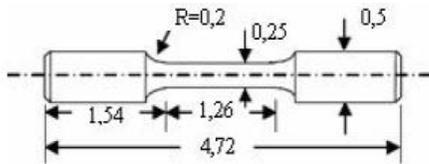


Figura 2. Geometría probetas de tensión (pulgadas)

En la tabla 1 se muestra la composición química del acero que se usó en las pruebas de fatiga y tracción.

Tabla 1. Composición química del acero SAE 1045

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)	Sn (%)
0,45	0,8	0,2	0,01	0,02	0,06	0,03	0,01	0,06	0,016

### Tratamientos térmicos

Para lograr las microestructuras objeto de estudio en este trabajo, martensita, martensita revenida a 300°C y martensita revenida a 600°C, se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido a 300°C y 600°C a las probetas de fatiga y tensión respectivamente.

El tratamiento térmico de temple, se hizo a una temperatura de austenización de 850 °C. La velocidad de calentamiento en el horno fue aproximadamente de 12 a 15 °C/min. El tiempo de sostenimiento a la temperatura de austenización en el horno fue 2 horas y el medio de enfriamiento usado para el temple fue agua a temperatura ambiente.

Los tratamientos de revenido se realizaron a 300°C y 600°C respectivamente. El tiempo de sostenimiento a la temperatura de revenido correspondiente a cada grupo de probetas fue de 1.5 horas. En la tabla 2, se muestran las propiedades mecánicas del material después de los tratamientos térmicos realizados.

### Tamaño de muestra

Para realizar las pruebas de fatiga se usaron 17 probetas con el fin de obtener la curva S-N del material. Se

Tabla 2. Propiedades mecánicas de probetas tratadas térmicamente.

Estado	Esfuerzo último (MPa)	Punto de fluencia (Mpa)	Dureza (HV)
Templado	1862 ± 260	1582 ± 220	584 ± 90
Revenido a 300°C	1139 ± 286	849 ± 214	359 ± 43
Revenido a 600°C	746 ± 168	524 ± 118	231 ± 18

seleccionaron tres niveles de esfuerzos para desarrollar las pruebas, estos fueron 60%, 70% y 80% del esfuerzo último del material. Según experiencias previas, para cada uno de estos niveles de esfuerzo los coeficientes de variación admisibles son los que se presentan en la tabla 3 (16-18).

Tabla 3. Coeficientes de variación esperados para 60%, 70% y 80% del esfuerzo último del material.

Nivel de esfuerzo aplicado (%S <sub>ult</sub> )	Coefficiente de variación esperado
60%	7%
70%	5%
80%	4%

Seleccionando un nivel de confianza del 90% con un porcentaje de error del 5% y usando una distribución estadística log-normal, se calculó que el número de especímenes necesarios para obtener la gráfica S-N del material es 17 (16-18).

### Ensayos de fatiga

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina de fatiga de flexión rotativa marca Hung Ta. La velocidad de giro del equipo fue de 3600 RPM y la relación de esfuerzo (R) fue de -1.

### Metalografías

Las metalografías se realizaron después de haberse efectuado los ensayos de fatiga en aire, las probetas usadas para realizar las metalografías fueron los lados opuestos de las probetas que se inspeccionaron en el microscopio electrónico de barrido (SEM), esto con el fin de dar soporte ante alguna inquietud que surgiera en la inspección de las superficies de fractura debido a los diferentes mecanismos de fractura que se pudieran presentar.

Las metalografías se realizaron en un microscopio marca ADVANCED OPTICAL a 400 aumentos para cada condición de tratamiento térmico. El ataque químico de

las probetas se hizo con Nital al 5%. Para las probetas revenidas a 600°C el ataque fue de 15 segundos, para las probetas revenidas a 300°C el ataque fue de 10 segundos y para las probetas templadas, el ataque fue de 35 segundos.

### Inspección de las superficies de fractura

Las superficies de fractura de las muestras ensayadas en la máquina de fatiga, fueron inspeccionadas usando la técnica de microscopía electrónica de barrido (SEM por sus siglas en inglés) también se usó un estereoscopio para caracterizar los mecanismos de fractura macroscópicos.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### Ensayos de fatiga

En la figura 3, se muestran los resultados obtenidos de las pruebas de fatiga.

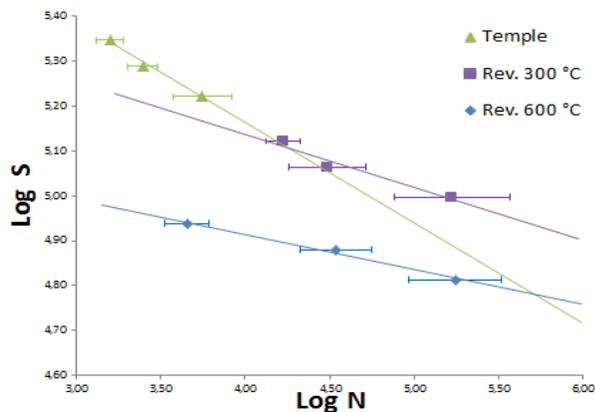


Figura 3. Curvas Esfuerzo (S) – Vida (N) para las tres condiciones de tratamiento térmico.

De la figura 3, se obtiene la resistencia a la fatiga experimental del material a 10<sup>6</sup> ciclos, para cada condición de tratamiento térmico, como se muestra en la tabla 4.

Tabla 4. Resistencia a la fatiga experimental del material, con un porcentaje de error del 5% y un nivel de confianza del 90%.

Acero SAE 1045	Templado	Revenido a 300°C	Revenido a 600°C
Resistencia a la fatiga a 10 <sup>6</sup> ciclos (MPa)	359	552	394

A partir de la tabla 4 y de la figura 3, se puede inferir que la mejor resistencia a la fatiga (a 10<sup>6</sup> ciclos) la ofrece el acero revenido a 300°C, seguido por el acero revenido a 600°C y por último, el acero templado es la condición más desfavorable de tratamiento térmico en

la que se puede tener el material para ser sometido a esfuerzos cíclicos.

### Relación entre la dureza y la resistencia a la fatiga del material

Usando la ecuación empírica 1 y las durezas obtenidas de los diferentes tratamientos térmicos, se puede obtener la figura 4, en donde se comparan la resistencia a la fatiga obtenidas por esta ecuación y la resistencia a la fatiga obtenida experimentalmente.

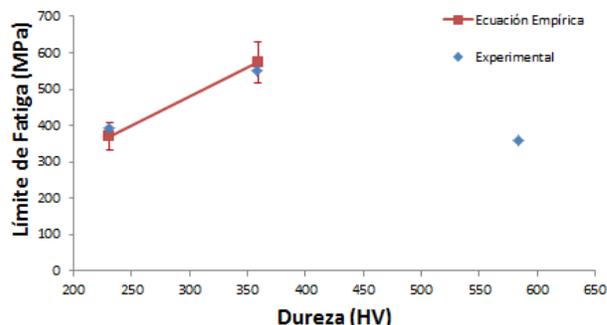


Figura 4. Dureza vs. Resistencia a la fatiga

Debido a la dureza del acero templado, superior a 400HV, la ecuación 1 no es válida para esta condición; por lo tanto, solo se pueden comparar las resistencias a la fatiga de las condiciones para el acero revenido a 300°C y 600°C. En estas dos condiciones, se aprecia que la diferencia entre los valores encontrados por la ecuación y los encontrados en las gráficas experimentales S- N, son bastante cercanos, así se muestran en la gráfica 2 y la tabla 5.

Tabla 5. Comparativo de la resistencia a la fatiga entre los resultados experimentales y la ecuación 1.

Condición Acero	Resistencia a la fatiga (MPa)	
	Experimental	Ecuación Empírica
Templado	359	No Aplica
Revenido 300°C	552	574 ± 36
Revenido 600°C	394	370 ± 23

Con base en este comportamiento encontrado, se puede sugerir que existe una relación aproximadamente lineal y directamente proporcional entre la dureza y la resistencia a la fatiga del material cuando es revenido entre 300°C y 600°C. Para el acero templado, que fue la condición más desfavorable a fatiga, este comportamiento se puede atribuir a los esfuerzos residuales de tensión que se presentan en el material después del temple, y al no tener un alivio de tensiones posterior al temple, esto termina repercutiendo en el detrimento del comportamiento a fatiga del material.

Para dar una explicación del por qué aumenta o disminuye la resistencia a la fatiga, se busca una explicación microestructural que muestre claramente este comportamiento. Si se encuentra esta explicación, también se puede encontrar algún tipo relación entre la microestructura y el comportamiento a fatiga del material.

En las figuras 5, 6 y 7, se presentan las microestructuras del acero, obtenidas después de los respectivos tratamientos térmicos.

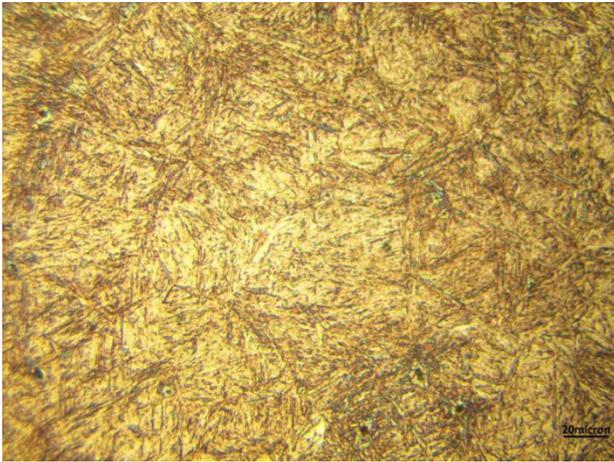


Figura 5. Microestructura acero templado.

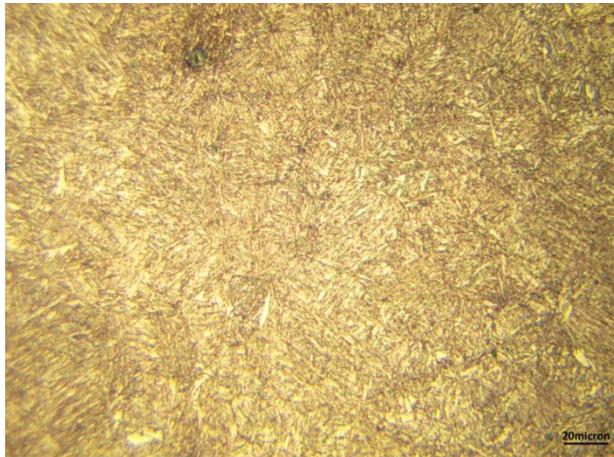


Figura 6. Microestructura acero revenido a 300°C.

### Relación entre la microestructura y la resistencia a la fatiga del material

En la micrografía que se muestra en la figura 5 se puede observar una microestructura acicular típica de aceros templados, se aprecian algunas agujas de martensita y unos puntos blancos que parecen ser ferrita proeutectoide, la microestructura que se presenta es preferencialmente martensítica.

La microestructura que se observa en la micrografía de la figura 6 es martensita revenida a 300°C, en esta

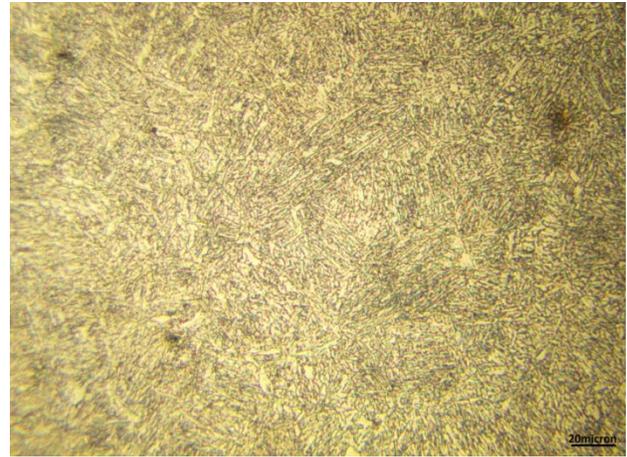


Figura 7. Microestructura acero revenido a 600°C.

microestructura se han precipitado carburos épsilon  $Fe_2,4C$  en los límites de los subgranos heredados de la austenita, los cuales se siguen manifestando en la martensita, produciendo una disminución del porcentaje de carbono en la martensita, lo cual se manifiesta con una microestructura menos acicular, como se observa en esta figura.

Con el aumento de la temperatura de revenido, se produce un crecimiento de las partículas de cementita que se precipitaron inicialmente como carburos épsilon, y que no se logran observar en la microestructura de revenido a 300°C con las micrografías que se obtuvieron para esta condición. En la microestructura de martensita revenida a 600°C que se muestra en la figura 7, se evidencian las partículas de cementita las cuales se pueden observar en una ampliación en la figura 8, estos puntos gruesos en comparación con la microestructura de martensita revenida a 300°C, son la principal diferencia microestructural que se puede evidenciar entre estas dos

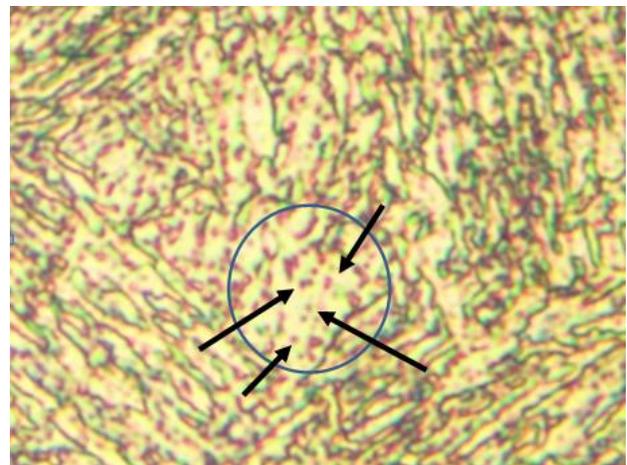


Figura 8. Microestructura acero revenido a 600°C.

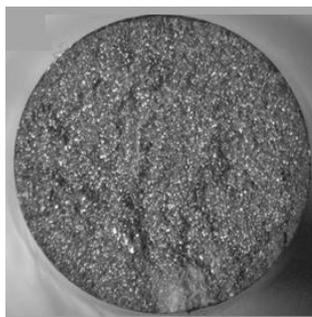
condiciones de tratamiento térmico con las micrografías obtenidas.

Los puntos negros que se aprecian en medio de la matriz blanca ferrítica de la figura 8, corresponde a las partículas gruesas de cementita; estos carburos con el aumento de la temperatura de revenido crecieron y se evidencian en esta foto metalográfica.

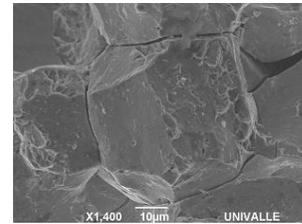
Las partículas gruesas de cementita, comparando las microestructuras revenidas a 300°C y 600°C, son las causantes de una mayor iniciación de grietas por fatiga en el material revenido a 600°C. Igual que Yazdania et al (12), esto se puede atribuir a que las pequeñas partículas de cementita, presentes en el acero revenido a 300°C, llevan a un deslizamiento homogéneo durante la aplicación de las cargas cíclicas y como resultado de esto aumenta la resistencia a la fatiga por la disminución de la iniciación de grietas. Con el revenido a 600°C, las partículas gruesas de cementita causan un deslizamiento no homogéneo o un deslizamiento localizado y por consecuencia la resistencia a la fatiga disminuye al aumentar el número de puntos de iniciación de grietas por fatiga. Esto se puede evidenciar en la inspección de las superficies de fractura del material.

### Inspección de las superficies de fractura

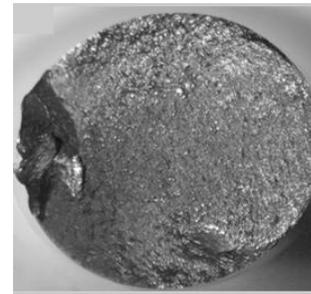
En las figuras 9 a la 16, se muestran las inspecciones realizadas a las superficies de fractura de las probetas fracturadas por fatiga de las tres condiciones de tratamiento térmico. Las fotos fueron registradas tanto en estereoscopio como en SEM.



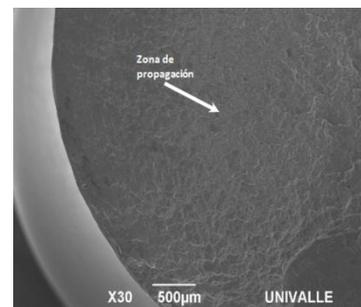
**Figura 9.** Superficie de fractura de probeta templada vista por estereoscopio



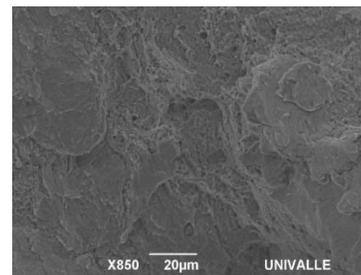
**Figura 10.** Superficie de fractura de probeta templada, vista por SEM, zona de falla final



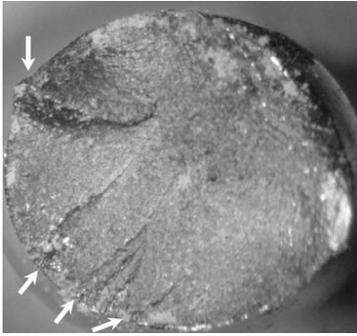
**Figura 11.** Superficie de fractura de probeta revenida a 300°C vista por estereoscopio



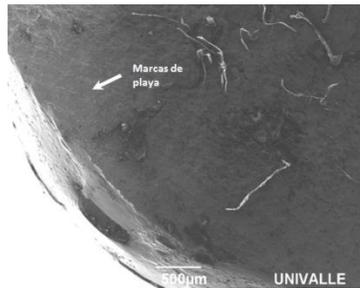
**Figura 12.** Superficie de fractura de probeta revenida a 300°C, vista por SEM, zona de propagación de grieta



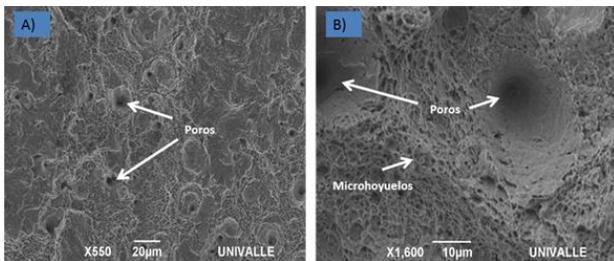
**Figura 13.** Superficie de fractura de probeta revenida a 300°C, vista por SEM, zona de falla final



**Figura 14.** Superficie de fractura de probeta revenida a 600°C vista por estereoscopia



**Figura 15.** Superficie de fractura de probeta revenida a 600°C, vista por SEM, zona de propagación de grieta



**Figura 16.** Superficie de fractura de probeta revenida a 600°C, vista por SEM, zona de falla final

En el registro fotográfico se aprecian los diferentes mecanismos de fractura presentados por el material en sus diferentes condiciones microestructurales.

En la figura 9, se observa una superficie de fractura totalmente plana y brillante, características de una fractura frágil, no se observan sitios de iniciación de grietas o zonas de propagación. La fractura fue totalmente frágil. Es de esperarse este comportamiento de la superficie de fractura del material templado ya que la martensita presenta alta dureza y fragilidad.

En la figura 10, se observa que la fractura fue intergranular para la probeta templada, es decir, la grieta se propagó por los bordes de grano del material. Esto co-

rrobora que la fractura fue totalmente frágil. La probeta inspeccionada cuya superficie de fractura se muestra en esta figura, duró sólo 5710 ciclos antes de fracturarse. Esta es una vida demasiado corta considerando que la probeta se ensayó al 60% del esfuerzo último. Con esto se puede concluir que el acero SAE 1045 templado presenta un mecanismo de fractura intergranular, totalmente frágil.

En la figura 11, se observa una superficie de fractura con algunas fases planas, pero más opacas comparándola con la condición de temple. Existen otras zonas que están más distorsionadas y parecen ser zonas de fractura dúctil, pero preferencialmente se muestran zonas más frágiles que dúctiles. Existe una zona bastante amplia de propagación de grieta y se evidencian muy pocos punto de iniciación de grietas por fatiga.

La superficie de fractura inspeccionada en el SEM y que se muestra en las figuras 12 y 13, corresponde a una probeta revenida a 300°C y ensayada al 60% del esfuerzo último del material para esta condición de tratamiento térmico. La probeta soportó 177231 ciclos antes de fracturarse.

En la figura 12, se observa la zona de propagación de grieta de la probeta y se alcanzan a evidenciar algunas marcas de playa.

En la figura 13, se observa la fractura final de la probeta revenida a 300°C, el mecanismo de fractura fue clivaje, diferente al de la probeta templada que fue intergranular. El clivaje es el mecanismo responsable de la mayoría de las fracturas transgranulares frágiles. Si bien, el mecanismo predominante que se observa en la zona de falla final es clivaje, se alcanzan a observar algunos microhoyuelos, por lo que hay facetas mixtas en menor proporción. Comparativamente este mecanismo resulta ser un poco más dúctil que frágil si lo referenciamos con la superficie de fractura de las probetas templadas, en donde no se evidencia algún tipo de mecanismo dúctil, como si sucede en este caso.

En la figura 14, se observa la superficie de fractura de la probeta revenida a 600°C, es evidente que existen más sitios de iniciación de grietas por fatiga. Las varias marcas de trinquete que se observan (flechas blancas) sugieren que hubo múltiples puntos de iniciación de grietas en diferentes planos.

Con esto, se corrobora que el factor microestructural de

más influencia en el comportamiento a fatiga del material, cuando es revenido de 300°C a 600°C, es el crecimiento de las partículas de cementita, que generan una mayor iniciación y propagación de grietas por fatiga, conduciendo a la disminución de la resistencia a la fatiga del material. Esto lo sustentan las múltiples marcas de trinquete encontradas en las superficies de fractura de las probetas revenidas a 600°C, situación que no ocurrió en las probetas revenidas a 300°C.

En las fotos que se muestran en las figuras 14 y 15, se observa la superficie de fractura de una probeta revenida a 600°C y que soportó 131593 ciclos antes de fracturarse, igualmente esta probeta fue ensaya al 60% del esfuerzo último del material.

En la figura 14 se observa una zona de iniciación y propagación de grieta para la probeta revenida a 600°C, se pueden evidenciar unas marcas de playa, lo que confirma que esta es una zona de propagación de grieta por fatiga. Las lanas de algodón que se aprecian en la foto son producto de un inconveniente en la limpieza de la superficie de fractura antes de inspeccionarla.

En la figura 16, se observa la zona de fractura final, se aprecia un mecanismo de fractura final dúctil con microhoyuelos y algunas porosidades. Las porosidades que se observan pueden ser algunas inclusiones que estaban presentes en estos huecos antes de fracturarse el material. Es una fractura mucho más dúctil que frágil, comparándola con las superficies de fractura de las condiciones de temple y revenido a 300°C.

Los resultados de la inspección de las superficies de fractura, mostraron que el acero revenido a 300°C (la condición del material que mejor resistencia a la fatiga alcanzó) presenta en su zona de falla final un mecanismo de fractura mixto pero preferencialmente por clivaje. Teniendo en cuenta que las otras dos condiciones evaluadas en este trabajo presentaron una menor resistencia a la fatiga, se concluye para el acero SAE 1045, con base en los resultado de fatiga de las pruebas realizadas en aire y la inspección de las superficies de fractura, que si al observar una superficie de fractura generada por un fenómeno de fatiga ésta presenta un mecanismo de fractura mixto en su zona de falla final, pero preferencialmente por clivaje (cómo para la condición de revenido a 300°C) se puede inferir que tuvo una respuesta a fatiga comparativamente mejor, que si hubiese presentado un mecanismo de fractura más dúctil o totalmente frágil (como para el acero revenido a

600°C y el acero templado). Esta afirmación se puede sostener siempre y cuando no se evidencien más sitios de iniciación de grietas por fatiga al ser comparada esta superficie con las otras dos superficies de fractura, y que las condiciones de los ensayos sean exactamente las mismas, como sucedió en este caso.

Por último, se puede inferir que con el aumento de la temperatura de revenido, los mecanismos de fracturar son más dúctiles que frágiles.

## CONCLUSIONES

Para las tres condiciones de tratamiento térmico (temple, revenido a 300°C y revenido a 600°C) evaluadas en el acero SAE 1045, se encontró que la mayor resistencia a la fatiga a  $10^6$  ciclos se presenta con el acero revenido a 300°C y la condición más desfavorable a fatiga se presenta con el acero templado.

Puede existir una relación aproximadamente lineal y directamente proporcional entre la dureza y el límite de fatiga del material para las temperaturas de revenido entre 300°C y 600°C, es decir, a medida que se aumenta la dureza (disminuye la temperatura de revenido) se aumenta el límite de fatiga del material. Para el acero templado y sin tratamiento de revenido no se encuentra esta misma relación.

Por el crecimiento de las partículas de cementita debido al aumento de la temperatura de revenido entre 300°C y 600°C, la resistencia a la fatiga disminuye debido a que el crecimiento de estas partículas propicia un aumento en los sitios de iniciación y propagación de grietas por fatiga, disminuyendo así la resistencia a la fatiga del material. Para el acero templado, que fue la condición más desfavorable, la resistencia a la fatiga tan baja que se presentó fue básicamente a los esfuerzos residuales que se dan en el proceso de temple y al no tener un tratamiento de alivio de tensiones posterior al temple, esto termina repercutiendo en el detrimento del comportamiento a fatiga del material para esta condición de tratamiento térmico.

En las superficies de fractura del acero templado, de las probetas ensayadas a fatiga, no se evidenció algún tipo de inicio y propagación de grietas por fatiga. Para la condición de revenido a 300°C, se observaron pocos sitios de iniciación de grietas por fatiga comparativamente con la condición de revenido a 600°C. El acero templado presentó en su fractura final un mecanismo de

fractura intergranular, el material revenido a 300°C presentó un mecanismo de fractura por clivaje con presencia en menor medida de microhoyuelos, y el material revenido a 600°C presentó un mecanismo de fractura por coalescencia de cavidades con presencia de hoyuelos y porosidades.

---

## BIBLIOGRAFÍA

1. Casagrande A., Cammarota G.P., Micele L. "Relationship between fatigue limit and Vickers hardness in steels". En *Materials Science and Engineering A*, 2011; (528), 3468–3473.
2. Chan K.S. "Roles of microstructure in fatigue crack initiation". En *International Journal of Fatigue*, 2010; (32) 1428-1447.
3. Hanlon T, Tabachnikova E.D. y Suresh S. "Fatigue behaviors of nanocrystalline metals and alloys". En *International Journal of Fatigue*, 2005; (27), 1147–1158.
4. Hanlon T, Kwon Y.N. y Suresh S. "Grain size effects on the fatigue response of nanocrystalline metals". En *Scripta Materialia*, 2003; (49) 675–680.
5. Miller K.J. (1987). "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part II – general summary". En *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, (10) 93–113.
6. Jha S.K., Larsen J.M., Rosenberger A.H. y Hartman G.A. "Dual fatigue failure models in Ti–6Al–2Sn–4Zr–6Mo and consequences on probabilistic life prediction". En *Scripta Materialia*, 2003; (48) 1637–1642.
7. Murakami Y., Nomoto T. y Ueda T. "Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels". En *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1999; ( 22)581–590.
8. Mughrabi H. "On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant lifecontrolling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue". En *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2002; (25) 755–764.
9. Chan KS. "A microstructure-based fatigue-crack initiation model". En *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003; (34A) 43–58.
10. Chan KS. "Changes in fatigue life mechanism due to soft grains and hard particles". En *International Journal of Fatigue*. 2009; (32) 526–534.
11. Sendeckyj GP. "Constant life diagrams – a historical review". En *International Journal of Fatigue*. 2001; (23) 347–353.
12. Chan KS y Lee Y-D. "Effects of deformation-induced constraint on high-cycle fatigue in Ti alloys with a duplex microstructure". En *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008; (39A) 1665–1675.
13. Yazdania S., Yoozbashi N. y Ebrahimi A. "Enhancement of Fatigue Strength of SAE 1045 Steel by Tempering Treatment and Shot Peening". En *Materials Science Forum*. 2007; (561-565) 41-44.
14. International ASTM. Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing. E606–11. Estados Unidos, 2011; 16 p.
15. International ASTM. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. E08–11. Estados Unidos. 2011; 28 p.
16. Ceballos, W. F., Gómez, A.L. y Coronado J.J. "Sinergia entre alta rugosidad superficial y ambiente corrosivo en el comportamiento a la fatiga del acero SAE 1045". En *DYNA*, 2008; (75) 91-100.
17. Gómez J.A., Gómez A.L. y Coronado J.J. "Análisis del comportamiento a fatiga de un acero AISI 1045 en un ambiente de jugo de caña de azúcar". En *Scientia et Technica*. 2005; (1) 81-86.
18. Lipson C. y Sheth, N. J. "Statistical Design and Analysis of Engineering Experiments". Estados Unidos: McGraw-Hill. 1973.