

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DESDE TEMPERATURAS INTERCRÍTICAS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO SAE 1045

Carlos A. Bohórquez

*Grupo DISING, Universidad Distrital Francisco José de Caldas sede tecnológica, Bogotá Colombia.
cabohorqueza@udistrital.edu.co*

Palabras clave: doble fase, Tratamientos térmicos, temperaturas intercríticas, Transformaciones de fase

Resumen. En este trabajo se analiza el efecto sobre la resistencia a la tensión, límite de elasticidad, ductilidad y dureza de los tratamientos térmicos desde temperaturas intercríticas (IHT) en un acero SAE 1045. El tratamiento se lleva a cabo seleccionando cuatro temperaturas comprendidas entre A_1 y A_3 , para posteriormente realizar un temple en agua. Basado de un modelo experimental se obtiene el número de probetas necesarias para tener validez estadística. Se fabricaron las probetas de acuerdo a la norma ASTM. Los valores encontrados experimentalmente se comparan con los que se obtienen mediante el modelado matemático del cambio en la microestructura del material. Los resultados muestran la variación en la estructura formada por ferrita y martensita en diferentes porcentajes acorde con la temperatura desde la que se realiza el tratamiento y la influencia de esta estructura en las propiedades finales del acero. Mostrando relación con las referencias pues los valores de esfuerzos de fluencia disminuyen pero aumentan las deformaciones.

1 INTRODUCCIÓN

La mayoría de los materiales empleados en la industria automotriz donde la preocupación hoy en día es la disminución del consumo de combustible, deben ser livianos sin que esto demande la disminución de características mecánicas (Rocha, 2005). Por eso en las aplicaciones estructurales de los vehículos una buena combinación de propiedades (alta resistencia y gran deformación) es el ideal, en ese orden de ideas la relación peso/esfuerzo puede hacerse cada vez más pequeña (Huseyin, 2010). Como resultado de las investigaciones existentes los aceros Doble Pase (DP) han aumentado sus aplicaciones en este campo, pues satisfacen estos requerimientos (Demir, 2008). Es por esto que la contribución de los aceros DP en las estructuras de los vehículos, concretamente en el chasis representa el 74% (Bello, 2007), brindando la posibilidad de aumentar la seguridad disminuyendo también los costos de fabricación (Huang, 2004).

Para obtener una microestructura DP es necesario llevar el material al campo $\alpha+\gamma$ del diagrama Fe-C, esto es en el rango de temperaturas comprendidas entre A_1 y A_3 , llamado también de temperaturas intercríticas. Realizando un enfriamiento rápido desde estas temperaturas la austenita presente se transforma en martensita obteniendo las dos fases a temperatura ambiente, al aumentar la temperatura desde A_1 cambian las fracciones de los constituyentes modificando las estructuras finales (Demir, 2008 y Movahed, 2009).

En los últimos años las investigaciones han centrado su atención en el desarrollo microestructural, propiedades mecánicas y en el endurecimiento causado por la deformación en este tipo de aceros. Movahed et al, (2009) realizaron pruebas de tensión con probetas de 2 mm de espesor, tratadas térmicamente desde varias temperaturas intercríticas mostrando relación entre las fracciones volumétricas de martensita y las propiedades finales del material tratado, para fracciones de martensita de 50% o menos el valor del esfuerzo de fluencia y la ductilidad mejoran y disminuyen al superar este valor. Demir, (2008). Tomo dos aceros con composiciones químicas diferentes para estudiar la templabilidad de la austenita, con una secuencia de tratamiento térmico que permitió establecer relaciones entre las microestructuras y las propiedades finales obtenida después del tratamiento. Huseyin et al (2010) estudiaron como los parámetros de velocidad de calentamiento, tiempo, tratamiento y medio de temple afectaban la microestructura del acero cambiando sus propiedades mecánicas. Maleque et al (2004) muestran cómo influyen en las propiedades de tensión, impacto fatiga y dureza el tratamiento a temperaturas intercríticas de un acero AISI 3115. Este estudio concluyó que los valores de dureza y esfuerzo de tensión aumentan pero la energía absorbida por el material disminuye al aumentar la temperatura de tratamiento. En el tema del modelamiento matemático Al-Abbasi et al. (2003) realizaron un micromodelo que de forma idealizada muestra la matriz de ferrita y martensita, tomando un volumen elemental representativo para el cual solo consideran las deformaciones elásticas y plásticas. Rocha (2005) experimentaron con la evolución microestructural de los aceros tratados desde temperaturas intercríticas teniendo como parámetros las temperaturas, tiempos y medios de enfriamiento. La conclusión más importante es que el esfuerzo de fluencia aumenta y el esfuerzo último disminuye al aumentar la temperatura intercrítica. Sin embargo no hay referencias de modelamiento de la evolución estructural en este tipo de aceros.

El modelamiento del temple para obtener datos de: Microdurezas, composición química y esfuerzos, causados por los cambios de fase presentes en los procesos de temple se puede ver esquemáticamente en la siguiente gráfica. Las relaciones existentes entre cada uno de los factores se explican a continuación: Como es bien sabido el cambio de temperatura durante el enfriamiento induce un esfuerzo térmico ①, la influencia de la temperatura en la transformación de fase ② resulta en el cambio de la microestructura del material, La deformación local producto

de este cambio está acompañado de un aumento de los esfuerzos internos (3). La existencia de estos esfuerzos y deformaciones tiene una influencia directa en la cinética de la transformación de fases, sabiendo que el esfuerzo y las deformaciones inducen una estabilización mecánica de las fases (4). El calor latente generado (5) debido a que la transformación de fase afecta la distribución de temperatura. Parte del trabajo realizado por la aparición del esfuerzo se convierte en calor (6), que afecta la temperatura. Los efectos de la difusión de carbono y nitrógeno en la transformación de fases (7), se reflejan en dos mecanismos: El primero es el incremento de la relación C/N permite realizar la transformación en un rango de temperaturas más bajo; y el segundo es que los carburos y nitruros que se han formado en la superficie del material tratado exceden los límites de saturación de C/N de la matriz. La cinética de la difusión y la velocidad de la reacción de la superficie del carbono y el nitrógeno dependen de la morfología de la microestructura (8) y de los niveles de temperatura (9). Por otra parte el contenido de C y N afectan la conductividad térmica del material (10). La absorción de átomos de C/N desde la atmosfera del tratamiento conduce al cambio de parámetros reticulares (lattice), que deben tenerse en cuenta cuando se establecen las ecuaciones constitutivas de las relaciones esfuerzo deformación (11). El efecto que puede tener el estado de esfuerzos en la cinética de la difusión de carbono y nitrógeno se reprennda mediante la flecha (12).

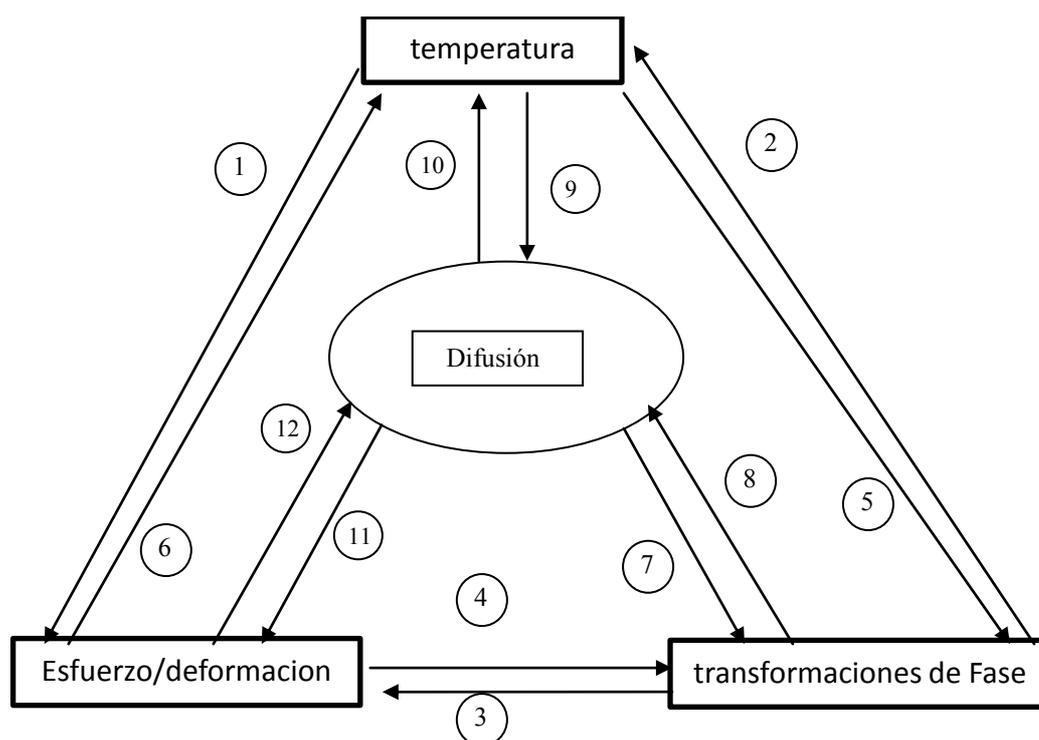


Figura 1. Diagrama de la interacción de los diferentes factores presentes en los tratamientos térmicos.

El presente trabajo compara los valores experimentales de dureza con un modelo de la evolución microestructural del acero AISI 1045. Inicialmente se realizó un análisis experimental con el propósito de obtener el número de probetas para cada ensayo a las cinco diferentes temperaturas comprendidas en la zona limitada por A_1 y A_3 del diagrama hierro-carbono, de este análisis se obtuvieron número de tres probetas, para evaluar los resultados con una alta confiabilidad. Se fabricaron las probetas para el ensayo de tensión según la norma ASTM E8-00. Para esta investigación se trabajó con un acero SAE 1045. Este acero se utiliza generalmente sin

tratamiento térmico o en su defecto normalizado y es ideal para la fabricación de piezas para maquinaria tales como árboles de levas, engranes, pernos, embragues etc. En la tabla 1 se presenta la composición química realizada por espectrometría de emisión, del acero SAE 1045.

C%	Mn%	P%	S%	Si%	Al%	Nb%	Cu%	Ni%	Cr%	V%	Mo%	Ti%
0.452	0.771	0.008	0.001	0.345	0.033	0.002	0.021	0.018	0.020	0.001	0.001	0.001

Tabla 1. Composición química del acero SAE 1045.

Para las temperaturas comprendidas entre A_1 y A_3 zona conocida como: de austenización parcial, de temperaturas inticríticas o de doble fase; derivando su nombre por la presencia de ferrita y austenita (figura 2)(Movaheda. P, 2009) Las temperaturas se pueden calcular con las siguientes expresiones

$$A_{c1} (^{\circ}C) = 723 - 7.08 Mn + 37.7 Si + 18.1 Cr + 44.2 Mo + 8.95 Ni + 50.1 V + 21.7 Al + 3.18 W + 297 S - 830 N - 11.5 C Si - 14.0 Mn Si - 3.10 Si Cr - 57.9 C Mo - 15.5 Mn Mo - 5.28 C Ni - 6.0 Mn Ni + 6.77 Si Ni - 0.80 Cr Ni - 27.4 C V + 30.8 Mo V - 0.84 Cr^2 - 3.46 Mo^2 - 0.46 Ni^2 - 28 V^2 \quad (1)$$

Cuando se realiza en un estado de austenización total la temperatura debe estar por encima de A_3 que se calcula de acuerdo con (Gur. J, 2009):

$$A_3 (^{\circ}C) = 912 - 203\sqrt{[\%C]} + 15.2[\%Ni] + 44.7[\%Si] + 104[\%V] + 31.5[\%Mo] + 13.1[\%W] - 30[\%Mn] - 11[\%Cr] - 20[\%Cu] + 700[\%P] + 400[\%Al] + 120[\%As] + 400[\%Ti] \quad (2)$$

Las temperaturas calculadas con las ecuaciones 1 y 2 se muestran en la tabla 2

A_3	A_1
786 $^{\circ}C$	719 $^{\circ}C$

Tabla 2. Temperaturas calculadas para el acero AISI 1045

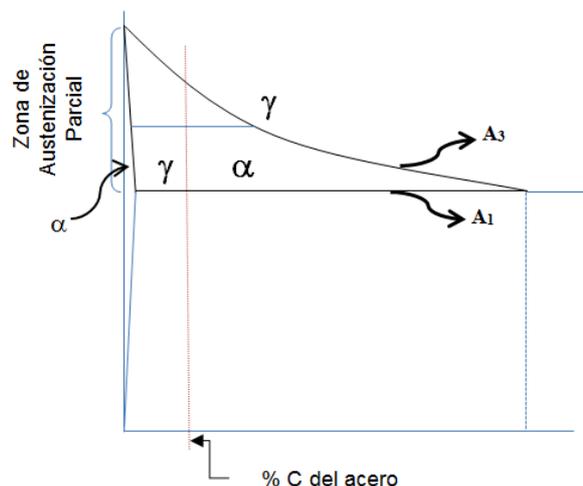


Figura. 2. Representación de las zonas y temperaturas de tratamiento.(Liedl. U, 2002)(Movaheda. P, 2009).

Las temperaturas de tratamiento se muestran en la figura 3 donde se puede apreciar la secuencia de tiempos y temperaturas utilizadas en este trabajo, se mantienen durante 20 minutos a la temperatura para luego ser enfriada en agua.

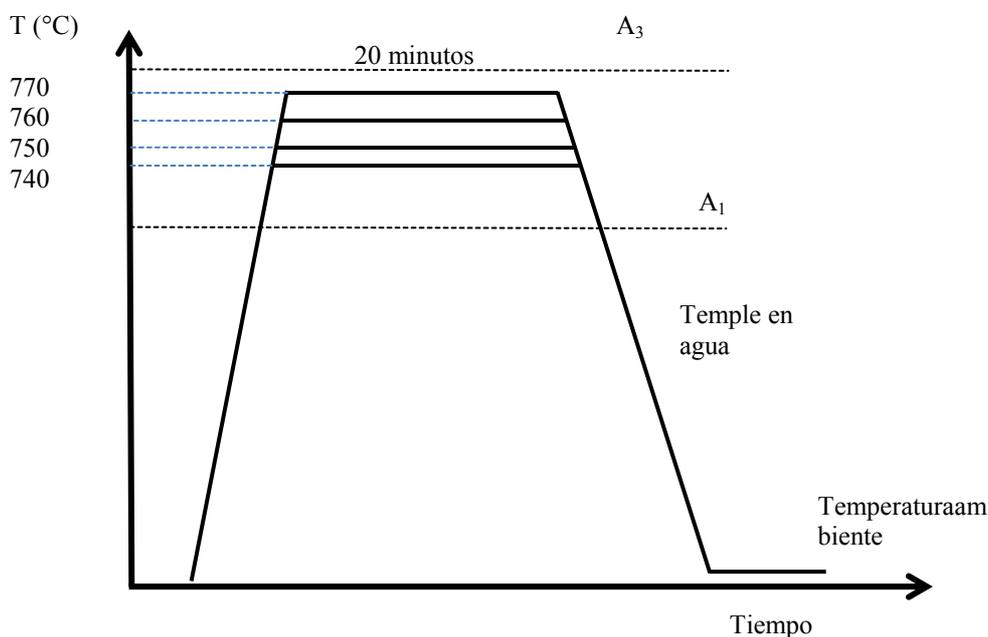


Figura.3 Representación esquemática de la secuencia del tratamiento térmico empleado.

Cada una de estas fases poseen propiedades mecánicas definidas y el resultado final de las mezclas se pueden calcular de acuerdo con la expresión (ASM, 2003).

$$X = \sum X_I \xi_I \quad (3)$$

Donde X es la propiedad en particular del material y ξ es la fracción volumétrica de la fase I (C.C Lui, 2003). Para el cálculo de los porcentajes de martensita luego de la transformación se emplea la siguiente expresión de Koistinen-Marburger:

$$\xi_m = \xi_\gamma (1 - \exp(-\Omega(M_s - T))) \quad (4)$$

Donde ξ_m , ξ_γ representan las fracciones volumétricas de martensita y austenita, M_s es la temperatura de inicio de la transformación, Ω es una constante que para los aceros tiene un valor de 0.011, sin tener en cuenta la composición del acero, y T es la temperatura a la cual se calculan estas fracciones. Esta expresión no tiene en cuenta los esfuerzos causados por esta transformación en el material. (Totten, 2010) (Silva. E, 2004).

2 MODELOS CONSTITUTIVOS

El modelamiento de los tratamientos térmicos comprenden entonces varios aspectos: mecánico; que incluye deformaciones elásticas y plásticas, térmico y de transformaciones de fase. Varios autores analizan cada una de estas características por separado (Oliveira. W, 2010), Sen (2000) hizo un estudio de esfuerzos producidos por el cambio térmico en piezas cilíndricas de acero mostrando la diferencia entre la superficie y el centro de la pieza templada, Zhao et al (2006), Zhang et al (2008), estudiaron cambios estructurales que implican difusión y procesos no difusivos para ello se emplean las ecuaciones de JMAK, planteada hacia 1940 que describen la cinética de las transformaciones difusivas (Kang. S, 2007) (Zhao.H, 2006) (Ju. D, 2006). La

ecuación de JMAK proporciona una base sólida para la simulación numérica de procesos térmicos aunque no puede ser directamente aplicada para calcular la fracción volumétrica en procesos no isotérmicos de calentamiento o enfriamiento. Hasta ahora, el método propuesto por (Denis.S, 1996) es el más utilizado para este fin, en él se considera el proceso no isotérmico como un proceso isotérmico de muchas etapas de duración muy corta, que puede establecerse mediante la regla de la adición de Scheil (Idesmana. A, 2005).

Para el modelamiento se emplea también la ecuación 4 que permite calcular la fracción volumétrica de martensita dependiendo de la temperatura para procesos no difusivos (Kang. S, 2007) (Silva. E, 2004) (Moumni. Z, 2011) (Serajzadeh.S, 2004). Al igual que la ley de adición de Scheil que ayuda a establecer los tiempos de transformación de fases y sus temperaturas. Hakan et al (2009), muestra como los diagramas TTT describen las relaciones entre el inicio y el final de las transformaciones de fase y la fracción volumétrica de las fases presentes durante un proceso isotérmico a diferentes temperaturas.

El modelo plantea es entonces:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^t + \varepsilon_{ij}^{tr} \quad (5)$$

Las cuatro componentes de la deformación son: elástica, plástica, térmica, transformación y transformación inducida por deformaciones plásticas..

Donde:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \hat{G} \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma_{kl}} \sigma_{kl} + \frac{\partial F}{\partial T} \dot{T} + \sum_{l=1}^K \frac{\partial F}{\partial \zeta_l} \dot{\zeta}_l \right\} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (7)$$

Con la función de fluencia

$$F = F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}, \kappa, T, \zeta_l)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{th} = \sum_{l=1}^K \alpha_l \dot{T} \delta_{ij} \quad (8)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tr} = \sum_{l=1}^K \beta_{J \rightarrow l} \dot{\zeta}_l \delta_{ij} \quad (9)$$

Donde E y ν son el módulo de elasticidad y la relación de Poisson respectivamente, T es la temperatura, $\beta_{J \rightarrow l}$ es la dilatación por el cambio de microestructura de la fase J a la l , y α_i es el coeficiente de expansión térmica de la fase l .

2.1 TRANSFORMACIONES DE FASE

El análisis de las transformaciones de fase usando estos diagramas se hace suponiendo que el proceso de enfriamiento puede ser representado por una curva dividida en una secuencia de intervalos isotérmicos con una duración Δt , la evolución de las fases es calculada considerando la expresión de Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK)

$$f = 1 - \exp(-bt^n) \quad (10)$$

Donde f es la fracción volumétrica de la nueva fase, t es el intervalo de tiempo isotérmico, b es un parámetro que caracteriza la velocidad de nucleación y el proceso de crecimiento, n es el exponente de Avrami una constante que depende del tipo de transformación que se lleve a cabo (Oliveira. W, 2010). La figura 4 representa los intervalos de tiempo donde la temperatura permanece constante haciendo que se pueda suponer isotérmico el proceso

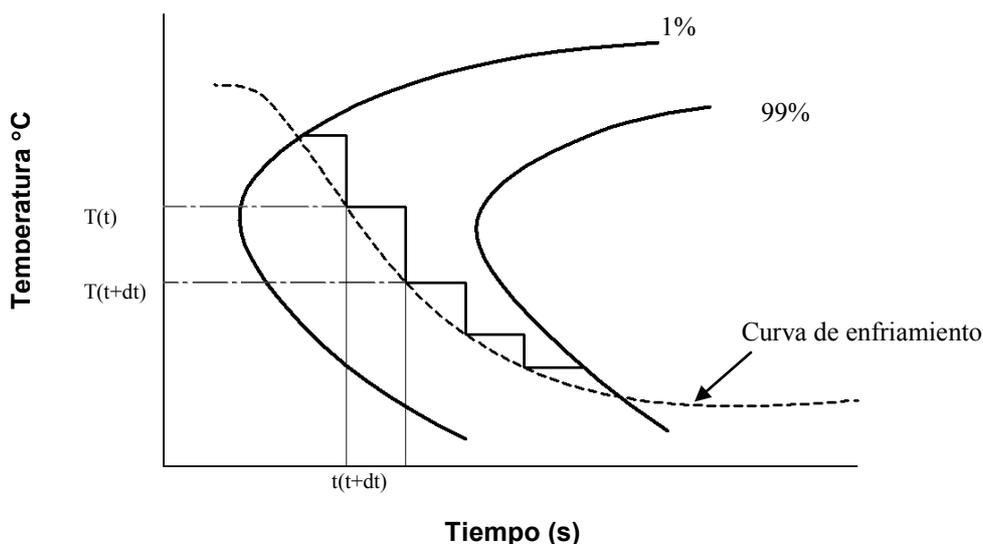


Figura 4. Curva de enfriamiento representada por una serie de pequeños espacios de tiempo

Un amplio espectro de propiedades mecánicas puede obtenerse para los aceros a través de la manipulación de la velocidad de enfriamiento. Además del proceso de endurecimiento convencional los tratamientos térmicos superficiales o tratamientos termoquímicos tales como carburación y nitruración, envuelven una etapa de temple.

Teniendo en cuenta las consideraciones anteriores podemos mencionar que una la principal desventaja es aumentar los esfuerzos internos, puede llegar a ser tan grande la magnitud del esfuerzo que aparecen fisuras en la pieza. Este perjudicial fenómeno aparece como consecuencia de la transformación de austenita en Martensita que conlleva un cambio volumétrico, aproximadamente de un 5% originando el estado de esfuerzos residuales antes mencionados(Lambers. H.G, 2010). Sin embargo, cuando las condiciones de servicio pueden causar fallas por fatiga en el material es conveniente que parezcan estos esfuerzos en la superficie del mismo.(Ju. D, 2006)

2.3 TRANSFERENCIA DE CALOR

En los tratamientos térmicos un aspecto muy importante para que ocurran los cambios mencionados es la conducción de calor, dependiendo de la eficacia con la que se produce esta variación de temperaturas en la superficie de las piezas tratadas, se pueden obtener diferentes estructuras, la forma de representar estos cambios son los diagramas de fase y TTT. Estas transformaciones incluyen a su vez la generación de éste por el trabajo plástico y las transformaciones de la fase(MyounG-Gyu Lee, 2009)

$$\rho c \dot{T} - \frac{\partial}{\partial x_i} \left(k \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) - \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^p - \rho \sum L_i \dot{\xi}_i - r_v \quad (11)$$

Con condiciones de transferencia de calor en la frontera

$$-k \frac{\partial T}{\partial x_i} n_i = h(T - T_w) \quad (12)$$

Donde σ_{ij} es el tensor de esfuerzos, $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ es la deformación plástica; ρ, c y k representan la densidad, el calor específico y la conductividad térmica respectivamente; r_v una fuente interna de calor, h y T_w el coeficiente de transferencia de calor del medio de enfriamiento y la temperatura ambiente en la frontera y n_i la unidad normal. Los valores de ρ, c y k pueden ser calculados de acuerdo a la regla de las mezclas

3 ESTUDIO METALOGRÁFICO

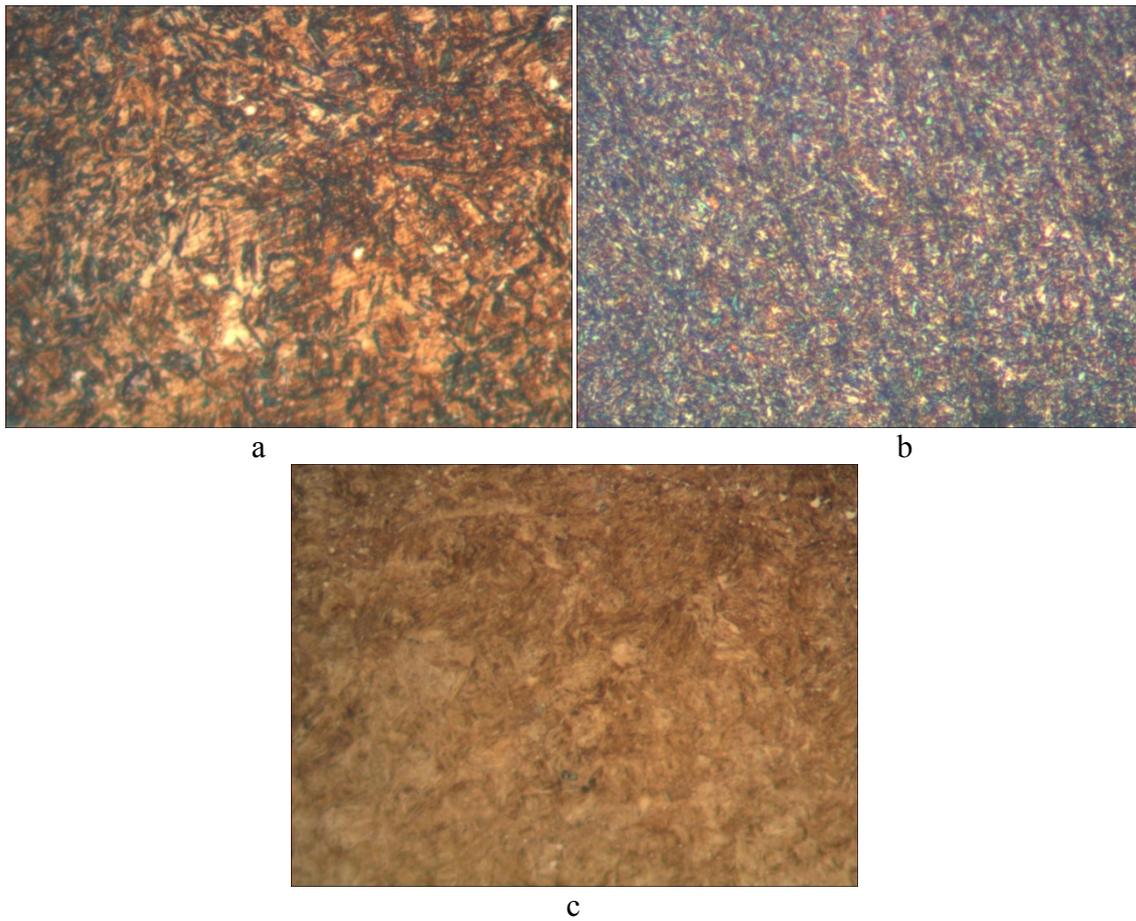
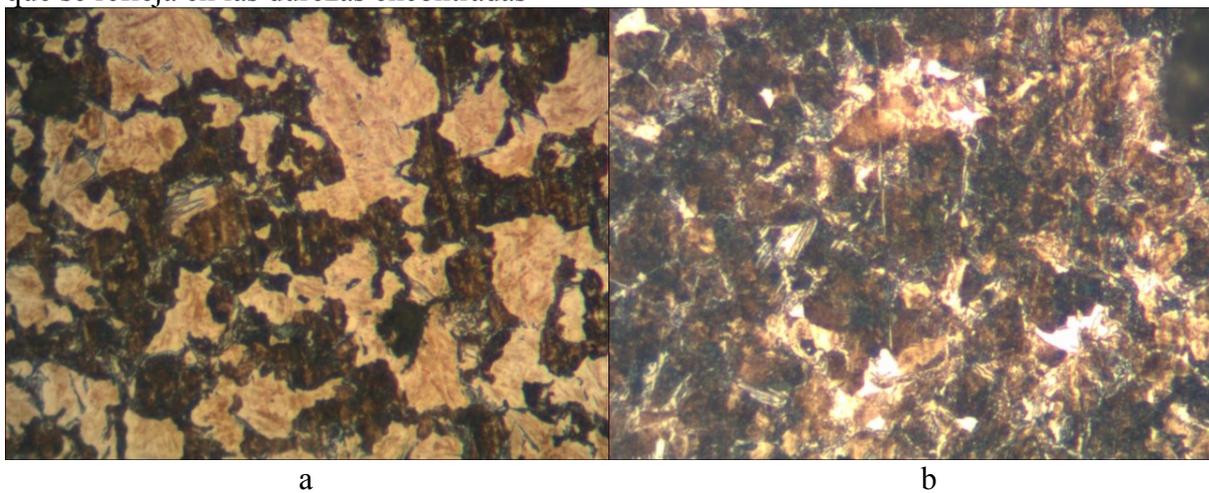
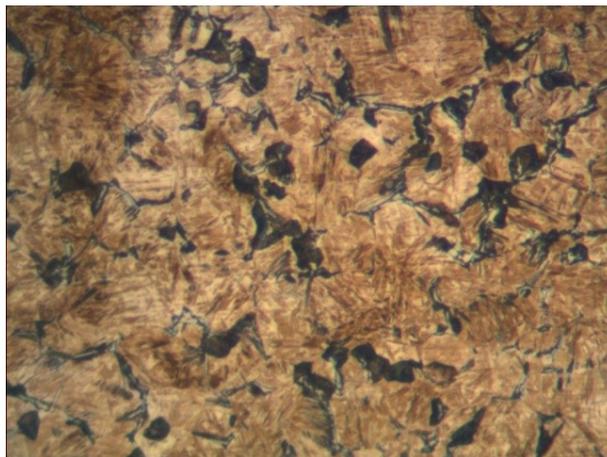


Figura 5 Microestructuras de probetas templadas en agua tratadas a diferentes temperaturas a)750°C, b)760°C, c)770°C. Ataque Nital; 3% .400X

Se observa como al aumentar la temperatura de tratamiento aumenta la fracción de martensita lo que se refleja en las durezas encontradas





c

Figura 6– Microestructuras del acero AISI 1045 templado en aceite desde diferentes temperaturas, 400X atacadas con Nital al 3% a)740°C, b)750°C, c)760°C.

3.1 DUREZA

Para las pruebas de dureza se llevaron a cabo mediante el uso de un durómetro INNOVATEST Nexus 7000 series. Estos datos se presentan a continuación en las figuras 6 y 7 para las probetas templadas en agua y aceite respectivamente, el material en estado de entrega presento una dureza promedio de 24 Rc.

Las figuras 7 y 8 muestran la dureza promedio y la desviación estándar, siendo mayor para las probetas enfriadas en aceite, esto tiene relación directa con la microestructura pues en las enfriadas en agua está compuesta en su mayoría por martensita, y en las enfriadas en aceite por una combinación entre martensita y ferrita. A partir de los datos obtenidos de las pruebas de dureza se puede concluir que hay una relación entre la temperatura y el medio de temple con la dureza, ya que en las templadas en agua se observa una uniformidad y poca dispersión de los datos respecto a la media de dureza, mientras que en las probetas templadas en aceite se puede observar que la dispersión es alta, de lo anterior es posible decir tentativamente que el mejor medio de enfriamiento para este tipo de acero es el agua.

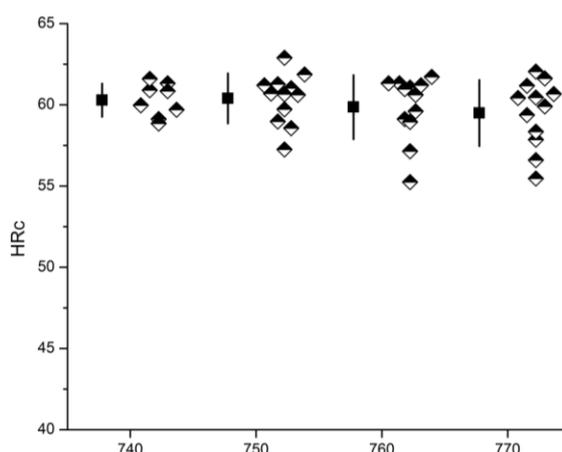


Figura 7 – Dureza del acero AISI 1045 templado en agua desde temperaturas intercríticas entre 740° y 770°C

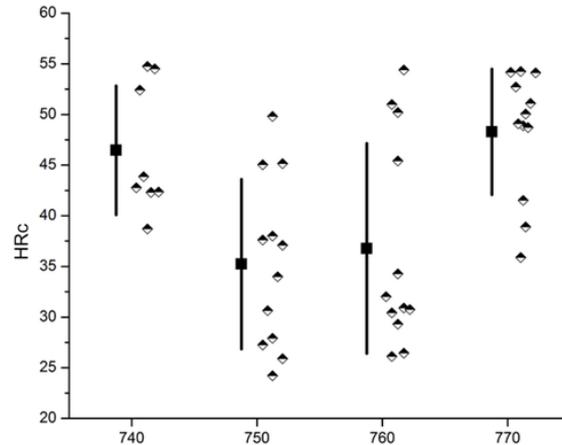


Figura 8 – Dureza del acero AISI 1045 templado en aceite desde temperaturas intercríticas entre 740° y 770°C

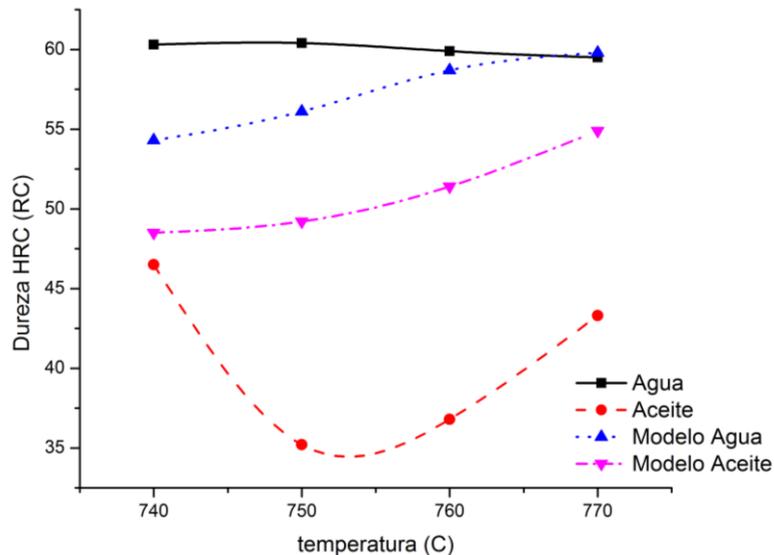


Figura 9 Comparación de las durezas tomadas experimentalmente y las calculadas con el modelo planteado.

Se observan diferencias significativas entre los valores de las durezas experimentales y el modelo sobre todo en las probetas enfriadas en aceite, esto puede ser explicado por que los valores de fracciones de martensita que se toman en el modelo no parecen corresponder con los valores observados en las micrografías.

4 CONCLUSIONES

Los resultados de dureza obtenidos mediante la utilización del modelo distan bastante de los valores experimentales cuando el medio de enfriamiento es aceite, sin embargo el modelo es más aproximado cuando el medio es agua. Este comportamiento puede ser ocasionado por la cantidad de austenita que se transforma.

Los valores del módulo de elasticidad, calor específico, conductividad térmica, coeficiente de convección y coeficiente de expansión térmica, incluidos en el modelo para el acero seleccionado son conocidos cuando varían las temperaturas, pero en este caso solo se tomaron

valores constantes lo que pudo haber influido en los resultados finales.

REFERENCIAS

- ASM. (2003). *Metals Handbook 4*. ASM.
- C.C Lui, X. X. (2003). A FEM modeling of quenching and tempering and its application in industrial engineering. *Finite Elements in Analysis and Design*, 1053-1070.
- Demir. B, E. M. (2008). The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dualphase. *journal of materials processing technology* , 75–84.
- Erdogan. M, T. S. (n.d.). The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure.
- Gur. J, P. J. (2009). *handbook of thermal modeling process*. IFHTSE.
- Huseyin. A, Z. K. (2010). Effec of intercritical annealing parameters on dual phase behavior of comercial low alloyed steels. *Journal of Iron And Steel Research*, 73-78.
- Idesmana. A, L. V. (2005). Finite element simulations of martensitic phase transitions and microstructures based on a strain softening model. *Journal of the Mechanics and Physics of solids*, 495–523.
- Ju. D, Z. W. (2006). Modeling and experimental verification of martensite transformation plastic behavior in carbon steel for quenching process. *Materials Science and engineering*, 246-250.
- Liedl. U, T. S. (2002). An unexpected feature of the stress–strain diagram of dual-phase steel. *Computational Materials Science* , 122–128.
- Movahed. P, K. S. (2009). The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. *Materials Science and Engineering A*, 1-6.
- Movaheda. P, K. S. (2009). The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. *Materials Science and Engineering A*, 1-6.
- Rocha. R, M. T. (2005). Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel. *Materials Science and Engineering* , 296–304.
- Silva. E, L. P. (2004). On the thermo-mechanical coupling in austenite-martensite phase transformation related to the quenching process. *international Juornal of Solids and Structures*, 1139-1155.
- Totten.G. (2007). *Steel heat treatmen methallurgy and thecnologies*. Taylor and Francis group.
- Taylor, R.L., *The finite element method*, volume II. McGraw Hill, 1991.