

Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura y dureza de un acero A36

Effect of heat treatment on the microstructure and hardness of A36 steel

Villarreal-Rodríguez Luz María^a, Soria-Aguilar Ma. de Jesús^b, González-de la Cruz José Manuel^b, Carrillo-Pedroza Francisco Raúl^b.

^a Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Autónoma de Coahuila, Blvd. V. Carranza y José Cárdenas Valdés, C.P. 25280, Saltillo, Coahuila, México.

^b Facultad de Metalurgia, Universidad Autónoma de Coahuila, Carretera 57 km5, Los Bosques, C.P. 25710, Monclova, Coahuila, México.

Correspondencia para autor: Villarreal-Rodríguez, Luz María
Facultad de Ciencias Químicas, UADEC.

Correo electrónico:

luz_maria494-7@hotmail.com

Resumen

En el presente trabajo se investigó el efecto del tratamiento térmico de temple y recocido intercrítico en la propiedad de dureza de un acero Grado A36. Las pruebas se realizaron basándose en el diseño experimental tipo Taguchi. El impacto de los parámetros del tratamiento térmico de temple y recocido intercrítico en la propiedad de dureza se calculó mediante un análisis estadístico de varianza ANOVA del arreglo ortogonal Taguchi L27. El resultado del ANOVA permitió obtener parámetros específicos para optimizar las condiciones del tratamiento térmico, con los cuales es posible modificar la microestructura y mejorar sustancialmente la dureza de este grado de acero.

Descriptores:

Acero, ANOVA, tratamiento térmico, recocido intercrítico.

Abstract

In this work, the effect of the heat treatment of tempering and intercritical annealing on the hardness property of a grade A36 steel was investigated. The tests were performed based on the experimental Taguchi type design. The impact of the parameters of the heat treatment of tempering and intercritical annealing on the hardness property was calculated by means of a statistical analysis of ANOVA variance of the Taguchi L27 orthogonal arrangement. Specific parameters were obtained from the ANOVA results to optimize the heat treatment conditions, to modify the microstructure and improve the hardness property of this steel grade.

Keywords:

Steel, ANOVA, heat treatment, intercritical annealing.

Introducción

Hasta ahora, en la escala comercial, se producen aceros doble fase (por sus siglas en inglés DP) principalmente por procesos de tratamiento termomecánico que implican algún tipo de laminación en caliente seguido por un tratamiento de recocido y finalmente un enfriamiento por etapas. Durante el procesamiento, es importante tener un control exacto de la temperatura y los parámetros de laminación, ya que podrían ser producidas una amplia gama de morfologías microestructurales (Basiruddin y col., 2018). El término “doble fase”, se refiere a la presencia de dos fases en la microestructura del acero, donde su composición de fases consiste en una combinación de islas dispersas de martensita dura y quebradiza concentradas en una matriz suave y dúctil de ferrita, además de otras fases dispersas en mucho menor relación como bainita, perlita y austenita retenida (Saeidi y col., 2017). En este tipo de aceros multifásicos alrededor del 5-35% de las islas de martensita se pueden dispersar a través de la fase de ferrita. Este comportamiento es como el de los materiales compuestos donde la matriz de ferrita soporta la conformabilidad del material, mientras que las islas martensíticas son en su mayoría los elementos de refuerzo (Basiruddin y col., 2018). La condición anterior origina que sus propiedades estén asociadas con parámetros tales como el tamaño de grano de la ferrita, las fracciones en volumen de ferrita/martensita y su morfología de fases influenciando principalmente en las características de deformación y comportamiento a la fractura de estos materiales (Tsai y col., 2016). Las microestructuras características de éstos aceros se producen mediante el recocido en la región $\alpha + \gamma$ del diagrama de fase hierro-carbono y un subsiguiente enfriamiento desde la temperatura de recocido hasta la temperatura ambiente (Fillafer y col., 2017). Este proceso incluye la austenización de un acero bajo en carbono seguido de un recocido intercrítico. Durante este paso, la austenita se transforma isotérmicamente en ferrita y así, se forma la mezcla de austenita / ferrita (Ashrafi y col., 2017). El enfriamiento rápido a temperatura ambiente transforma la austenita en martensita produciendo una microestructura de ferrita y martensita (Cheng y col., 2017). La martensita como estructura inicial puede proporcionar abundantes sitios de nucleación heterogéneos, incluidos los límites de la martensita y los límites previos de grano de

austenita, que causan un fuerte efecto de refinamiento del grano para proporcionar una buena combinación de resistencia y elongación (Tsai y col., 2016).

El paso fundamental en la obtención de un acero DP, consiste en calentar el acero dentro de un rango de temperatura intercrítico definido en los aceros hipoeutectoides, como la región entre las temperaturas críticas Ac_1 y Ac_3 , del diagrama hierro carbono, donde se producirá la formación de una fase inestable de austenita, la cual será transformada en martensita. Para la obtención del acero DP, generalmente se utilizan aceros de bajo contenido de carbono y adicional al temple el material puede someterse a recocidos, homogenizaciones o calentamientos con enfriamientos controlados. Los parámetros para definir y evaluar el proceso son: la temperatura intercrítica, el porcentaje de deformación, el que puede llegar a un valor del 95% y el porcentaje de martensita que se encontrará disperso entre la matriz de ferrita (Castillo y col., 2018). El tamaño de grano de ferrita y la cantidad, morfología, tamaño, composición, y la distribución de las islas de martensita afecta fuertemente a las propiedades de los aceros DP (Alibeyki y col., 2018). Para conferir dichas propiedades a los productos de acero es necesario trabajar sobre la microestructura del mismo. Esto implica tener un profundo conocimiento acerca del inicio y fin de la transformación de austenita a ferrita, con el objetivo de lograr un control adecuado de la evolución microestructural durante los procesos de conformado (Ramírez y col., 2016).

Los diagramas de transformación de enfriamiento continuo sirven como mapas para los procedimientos básicos de tratamiento térmico de aceros para la determinación del inicio y el final de la transformación (Caballero y col., 1999). Los factores que rigen el proceso de temple son la temperatura, el tiempo de calentamiento y la velocidad de enfriamiento. La velocidad real de enfriamiento obtenida en el temple determina la estructura resultante del tratamiento térmico y los valores de dureza y resistencia alcanzados. Al enfriar el material a una velocidad superior a la crítica de temple, la austenita se transforma en martensita. En cambio, si la velocidad es inferior no se logrará obtener una estructura totalmente martensítica. En la velocidad real de enfriamiento influyen el medio de temple utilizado, su temperatura y el estado superficial, la forma y tamaño de las piezas a templar

(Patiño y col., 2016). Después del calentamiento, el acero estará en estado austenítico, pues toda la pieza debe estar a la temperatura del horno. En ese momento se empieza a contar el verdadero tiempo de permanencia; por lo que en ese periodo se debe lograr la difusión del carbono y de los carburos en el hierro gamma y se debe uniformar el tamaño de grano (Quintana y col., 2010).

La resistencia de los aceros DP está relacionada con la cantidad de deformación plástica aplicada durante los procesos termomecánicos en la región intercrítica, debido a la formación de subestructuras en la ferrita (Alfirano y col., 2018). Se puede lograr una combinación de resistencia y ductilidad mediante el tratamiento térmico intercrítico para transformar los aceros de bajo carbono en microestructuras dúplex de ferrita y martensita en el nivel correcto (Darabi y col., 2017). La combinación de alta resistencia y ductilidad se ha logrado en la misma fracción de volumen de ferrita y martensita, ya que las propiedades de los aceros DP dependen en gran medida de la composición del acero y los parámetros de tratamiento térmico intercrítico (Ghaemifar y col., 2017). El recocido intercrítico de la microestructura martensítica inicial es efectivo para la mejora del equilibrio entre fuerza y ductilidad, donde esta última, depende de la microestructura inicial pre-intercrítica. Esto representa una oportunidad para que la industria logre una reducción de la relación peso/espesor mientras se mantienen los requisitos de rendimiento tales como resistencia y tenacidad (Gómez y col., 2003) En el presente trabajo se evaluaron diferentes combinaciones de temperatura, tiempo y medios de enfriamiento para llevar a cabo los tratamientos térmicos de austenizado y recocido intercrítico en un acero A36 con la finalidad de obtener un acero doble fase. La evaluación se realizó en base al análisis de la microestructura y dureza obtenidas posterior a la aplicación de los tratamientos térmicos de temple y recocido intercrítico.

Desarrollo experimental

Materiales de ensayo

El material de ensayo para el desarrollo de las pruebas experimentales fueron probetas de acero A36 con dimensiones de 38 cm de longitud, 1cm de espesor, y 10 cm de ancho. Las

temperaturas de tratamiento térmico de austenizado y recocido intercrítico, fueron determinadas con ayuda de los diagramas TTT y CCT obtenidos en el Software JMath Pro correspondientes a este grado de acero. Las muestras se sometieron a tratamientos térmicos, tal como se describe a continuación.

Tratamientos térmicos

Se realizaron dos tipos de tratamiento térmico, el primero un austenizado y un posterior recocido intercrítico en las muestras de acero A36. Estos procesos se llevaron a cabo en un horno marca CARBOLITE modelo CFW1300 con un controlador de precisión de $\pm 5^{\circ}\text{C}$. Con tres niveles diferentes de temperatura de tratamiento de austenizado: TT1, TT2 y TT3 por un tiempo de 20 minutos, seguido de enfriamiento en tres medios distintos: aceite caliente, aceite frío y en aire forzado. Posterior al enfriamiento las muestras se trataron térmicamente por recocido intercrítico a 3 niveles de temperatura: TRI1, TRI2 y TRI3 con tiempos variables de 10, 20 y 30 minutos. Concluido el tiempo de permanencia, las muestras fueron extraídas del horno y enfriadas en agua caliente, agua fría y en solución salina al 5% a temperatura ambiente. Los números 1, 2 y 3, corresponden a tres niveles diferentes de temperatura, siendo el 1 el más bajo, cuyos valores no pueden ser presentados por motivo de confidencialidad. Estos rangos de temperatura se establecieron en función de los diagramas CCT y TTT correspondientes a este grado de acero.

Ensayos físicos

Las muestras obtenidas antes y después de los tratamientos térmicos se sometieron a ensayos de tensión y medición de dureza.

Ensayo de dureza

La determinación de la dureza se realizó en un durómetro marca Newage Testing Instruments modelo MI-300C en la escala Rockwell B (HB), en el ensayo se utilizó un indentador esférico. Para realizar la medición, cada pieza se precargó con 30 kgf y posteriormente se le aplicó una carga de 100 kgf.

Ensayo metalográfico

La microestructura del acero A36 se caracterizó empleando la técnica de microscopía óptica. Para ello todas las muestras fueron desbastadas con lijas de finuras que van de 50-2000 en una desbastadora marca STRUERS modelo RotoPol-25, y posteriormente las piezas fueron pulidas con alúmina hasta obtener un acabado espejo. Finalmente, las probetas fueron atacadas por la técnica de inmersión en una solución de nital al 3% durante un tiempo no mayor a 5 segundos, para observarse después en un microscopio óptico marca OLYMPUS modelo GX41 con la finalidad de observar la microestructura resultante mediante el software PAXcam.

Análisis y Discusión de Resultados

El análisis de los resultados de la dureza en escala Brinell se realizó mediante el software NCSS, con el que fue posible llevar a cabo un análisis de varianza, el cual se muestra en la Tabla 1. Este análisis de varianza muestra que el factor más importante es el medio de enfriamiento posterior al Recocido Intercrítico y, en segundo lugar, la temperatura de Recocido Intercrítico.

Tabla1. Análisis de varianza para la dureza

Análisis de varianza para la dureza						
Fuente	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	Frecuencia	Nivel probabilidad	Nivel de potencia
A: Temp_ Aust_	2	194.42	97.2	3.6	0.033	0.64
B: Medio_ Enf	2	50.318	25.1	0.9	0.392	0.20
C: Temp_ RI	2	1231.9	615.9	23.3	0.000	0.99
D: Tiempo	2	87.875	43.9	1.6	0.200	0.33
E: Medio_ enf_	2	1646.7	823.3	31.2	0.000	1
S	43	1132.7	26.3			
Total	53	4344.0				
Total	54					

La Figura 1 muestra los valores promedio de la dureza en escala Brinell en función de la temperatura de austenizado. Como se puede observar en esta figura, la variación de la

temperatura de tratamiento térmico de austenizado de TT1 a TT2, no parece tener un efecto significativo sobre los valores de dureza obtenidos. Sin embargo, cuando se incrementa la temperatura de austenizado al nivel TT3 (temperatura más alta), ocurre un ligero descenso en los valores de dureza obtenidos de aproximadamente 6%. Esto pudiera estar relacionado con la modificación en la microestructura cuando se realiza el tratamiento térmico de austenizado a una temperatura mayor.

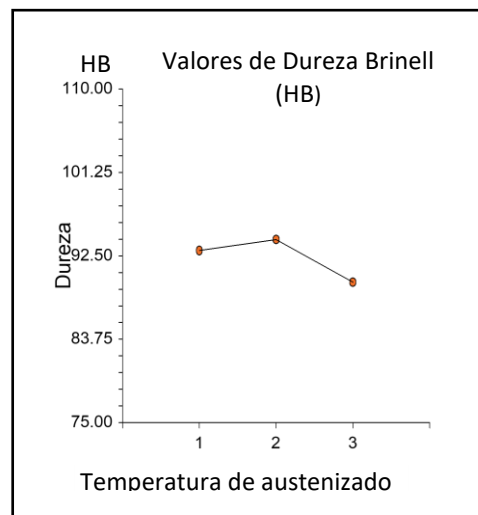


Figura 1. Valores promedio de la dureza en escala Brinell en función de la temperatura de austenizado.

La Figura 2 muestra la correlación de los valores de dureza Brinell en función de los medios de enfriamiento utilizados posterior al tratamiento térmico de austenizado. En esta figura se puede observar que no existe una diferencia significativa en los valores de dureza obtenidos con el empleo de los medios de enfriamiento utilizados.

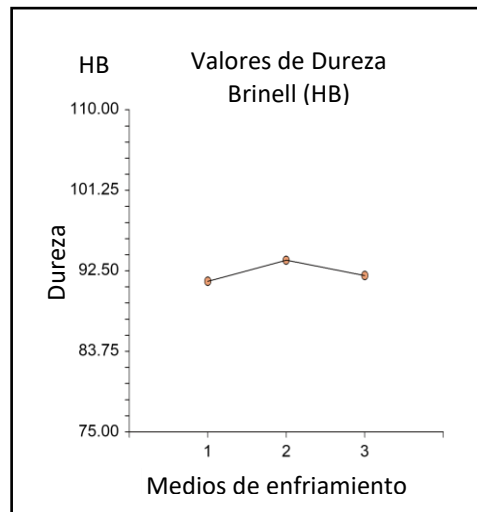


Figura 2. Valores promedio de la dureza en escala Brinell en función del medio de enfriamiento posterior al tratamiento térmico de austenizado.

La Figura 3 muestra los valores de dureza en función de la temperatura de recocido intercrítico empleada en el diseño de experimentos. Tal como se aprecia en el análisis ANOVA, esta es la segunda variable más significativa que influye en el valor de dureza Brinell (HB). Como se puede observar en el punto 1 correspondiente a la temperatura más baja de tratamiento térmico, el valor de la dureza es de 85 HB, pero al incrementar la temperatura como es el caso de los puntos 2 para la temperatura intermedia y 3 para la temperatura más elevada a la que se realiza el recocido intercrítico, el valor de la dureza se incrementa aproximadamente un 12% para ambos casos. Por lo que es posible establecer que estas temperaturas de tratamiento térmico de recocido intercrítico modifican favorablemente los valores de dureza obtenidos.

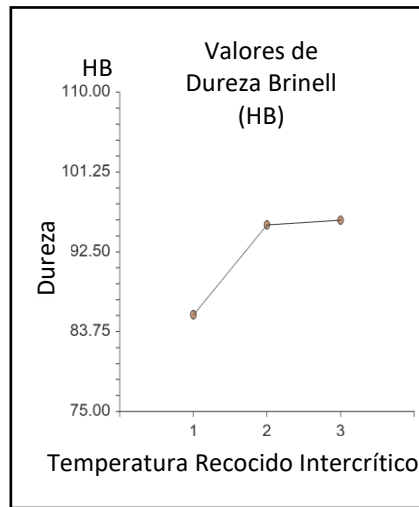


Figura 3. Valores promedio de la dureza en escala Brinell en función de la temperatura de recocido intercrítico.

La Figura 4 representa el valor de la dureza Brinell (HB) en función al tiempo de permanencia en el tratamiento de recocido intercrítico. Como se puede observar en esta figura, esta variable de tiempo de permanencia, parece no tener un efecto significativo sobre los valores de dureza obtenidos.

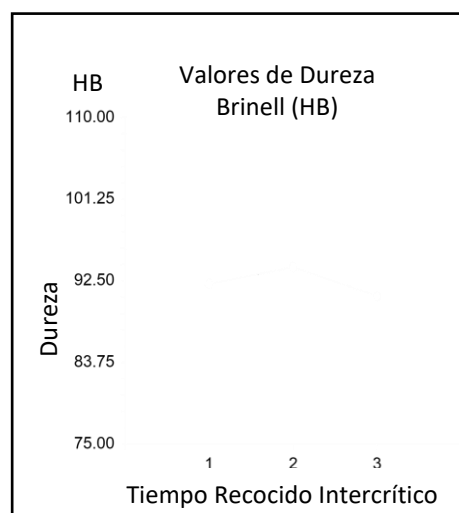


Figura 4. Valores promedio de la dureza en escala Brinell en función del tiempo de permanencia en el recocido intercrítico.

La Figura 5 muestra los valores de la dureza en escala Brinell en función del medio de enfriamiento utilizado en el recocido intercrítico. En esta figura, se puede observar que el

medio de enfriamiento empleado posterior al tratamiento térmico, si tiene un efecto significativo sobre el valor de la dureza. En la figura se puede observar que cuando se emplea agua a temperatura ambiente, es posible obtener valores de dureza de 89 HB. En el mismo sentido, cuando se emplea agua caliente, se observa una ligera disminución en los valores de dureza. Aparentemente, la temperatura del agua, no tiene un efecto significativo sobre los valores de dureza obtenidos. Sin embargo, cuando se modifica el medio de enfriamiento a solución salina al 5%, se alcanza a observar un incremento significativo de aproximadamente 12 % con respecto a los otros dos medios empleados.

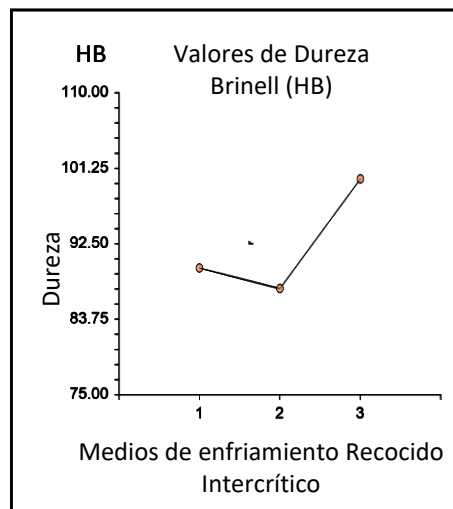


Figura 5. Valores promedio de la dureza en escala Brinell en función del medio de enfriamiento posterior al recocido intercrítico.

Debido a que los valores obtenidos de los ensayos de dureza pudieran estar relacionados directamente con la microestructura de las probetas de acero tratadas térmicamente, se presentan a continuación las microscopías más significativas relacionadas con dicho ensayo. La Figura 6 a) y b) corresponde a las probetas 27 y 15 respectivamente, las cuales fueron enfriadas en solución salina al 5% posterior al tratamiento térmico de recocido intercrítico. Estas probetas obtuvieron los valores más elevados de dureza. Por otro lado, la Figura 6 c) y d) muestra las micrografías de las probetas 5 y 4 respectivamente, las cuales corresponden a probetas enfriadas posterior al tratamiento térmico de recocido intercrítico en agua a temperatura ambiente y agua caliente. Ambas probetas obtuvieron los valores más bajos de dureza.

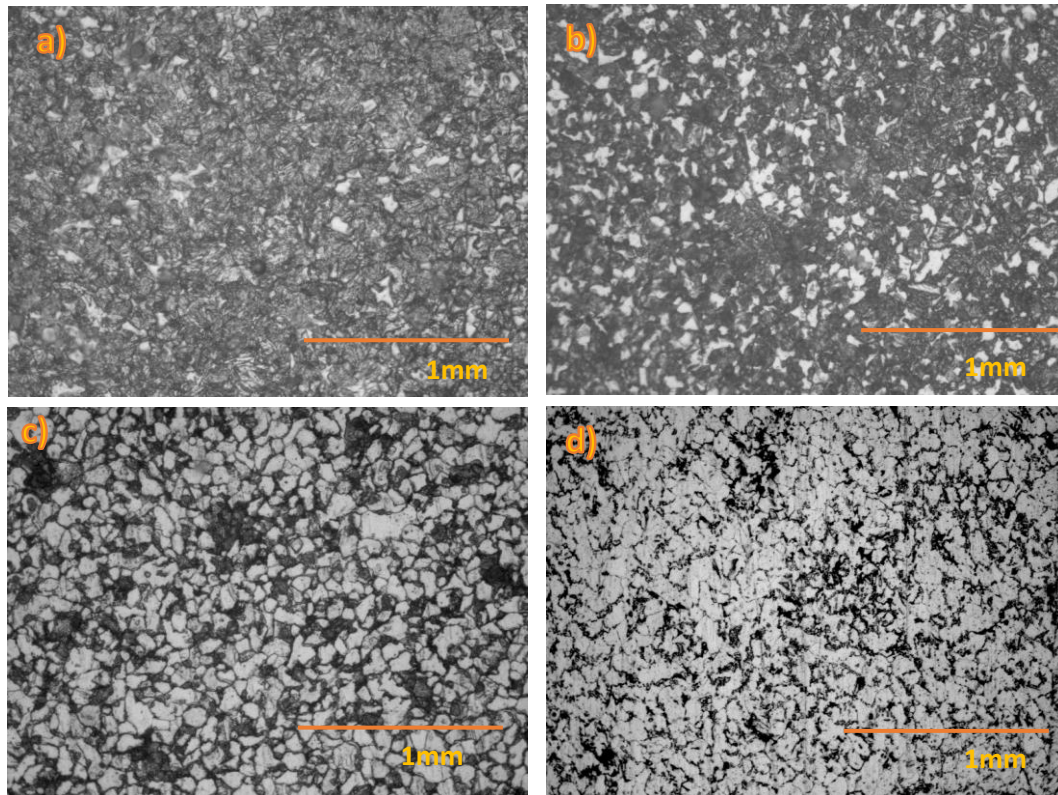


Figura 6. Micrografías correspondientes al acero A36 tratado térmicamente a) probeta 27, b) probeta 15, c) probeta 5, d) probeta 4. Atacadas con nital al 2%. 500x.

El efecto de la temperatura intercrítica en la fracción de volumen de martensita a varios tiempos de permanencia se muestra en las figuras anteriores, donde la temperatura intercrítica tiene un efecto significativo en el aumento de la capacidad de endurecimiento en comparación con el tiempo de permanencia. La fracción de volumen de martensita aumentará significativamente con el aumento de la temperatura de recocido intercrítico. Cuando las placas laminadas en caliente se calentaron en el punto de recocido intercrítico, la austenita comenzó a nuclear y a crecer. La austenita es una fase inestable y se transformó durante el enfriamiento. Cuando la temperatura se eleva por encima de la A1, el aumento de la temperatura de calentamiento aumenta la fracción de volumen de la austenita después de un enfriamiento rápido. Aumentar el tiempo de espera promoverá la formación de austenita. El tiempo de calentamiento afecta a la formación de fase, debido

a que el tiempo de espera proporciona una oportunidad para que los átomos se difundan homogéneamente en la austenita. Debido a que la austenita es una fase inestable y puede transformarse fácilmente en otra fase durante el proceso de enfriamiento pueden observarse fases de ferrita, perlita y martensita en las piezas de acero A36 tratadas térmicamente posterior al recocido intercrítico.

Conclusiones

1. Basándose en los datos obtenidos mediante las pruebas de dureza se puede determinar que el factor principal que influye directamente en dicha propiedad, es el medio de enfriamiento en el cual se someten las piezas de acero A36 al realizarse el tratamiento térmico de recocido intercrítico, teniendo en la solución salina al 5% a temperatura ambiente los mejores valores de dureza en las probetas.
2. El incremento en la fracción de volumen de martensita está directamente relacionado con el aumento en la dureza del material.
3. La diferencia en las formaciones de fase; ferrita-perlita y ferrita-martensita, respectivamente, fue causada por la diferencia de velocidad de enfriamiento entre probetas antes y después del tratamiento térmico.
4. Para que la martensita pueda formarse fácilmente, es necesario que el aumento de la velocidad de enfriamiento este acompañado por un aumento en la temperatura de recocido intercrítico.

Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento a la empresa AHMSA de CV por el apoyo para el desarrollo de este proyecto de investigación, en particular al Departamento de Investigación y Desarrollo Tecnológico por el soporte para desarrollar y concluir este proyecto. LMVR desea expresar su agradecimiento al CONACYT por el otorgamiento de la beca durante sus estudios de posgrado No. CVU 888186.

Referencias bibliográficas

Alibeyki, M., Mirzadeh, H., Najafi, M. (2018). Fine-grained dual phase steel via intercritical annealing of cold-rolled martensite. *Vaccum*. E.155.147-152.

Alfirano, U., Eben, S., Hidayat, M. (2018). Microstructures and mechanical properties of duplex low carbon Steel. *Materials Science and Engineering* 344.

Ashrafi, H., Shamanian, M., Emadi, R., Saeidi, N. (2017). Examination of phase transformation kinetics during step quenching of dual phase steels. *Materials Chemistry and Physics*.187. 203-217.

Basiruddin, M., Alam, I., Chakrabarti, D. (2018). The role of fibrous morphology on the Charpy impact properties of low carbon ferrite-bainite dual phase steel. *Materials Science & Engineering*. A 716 208–219.

Caballero, N., Figueroa, G. (1999). Medios de enfriamiento para el temple. *Ingeniería Mecánica*. E2. 63-66.

Castillo, D., Angarita, I., Rodríguez, R. (2018). Caracterización microestructural y mecánica de aceros de fase dual (ferrita-martensita), obtenidos mediante procesos térmicos y termomecánicos, *Revista chilena de ingeniería*, vol. 26 N° 3.

Cheng, C., Wan, M., Wu, X., Cai, Z., Zhao, R., Meng, B. (2017). Effect of yield criteria on the formability prediction of dual-phase steel sheets. *International Journal of Mechanical Sciences* 133. 28–41.

Darabi, A., Chamani, H., Kadkhodapour, J., Anaraki, A. (2017). Micromechanical analysis of two heat-treated dual phase steels: DP800 and DP980. *Mechanics of Materials*. 110. 68–83.

Fillafer, A., Werner, E., Kremaszky, C. (2017). On phase transformation induced effects controlling the initial flow behavior of ferritic-martensitic dual-phase steels. *Materials Science & Engineering*. 708. 556–562.

Ghaemifar, S., Mirzadeh, H. (2017). Enhanced mechanical properties of dual-phase steel by repetitive intercritical annealing, *CANADIAN METALLURGICAL QUARTERLY*. 56(4):459-463.

Gómez, M., Medina, S., Caruana, G. (2003). Modelling of Phase Transformation Kinetics by Correction of Dilatometry Results for a Ferritic Nb-microalloyed Steel. *ISI International*, Vol. 43 No. 8, pp. 1228–1237.

Patiño, H., Rosero, B. (2016). Tratamiento térmico de temple, influencia del medio de enfriamiento. *Journal de Ciencia e Ingeniería*, Vol.8, 52-58.

Quintana, M., González, R., Verdeja, L., Verdeja, J. (2010). Propiedades mecánicas de aceros de fase dual de grano ultrafino. *Memorias del xvi congreso internacional anual de la SOMIM 2010*.

Ramírez, M., Brandaleze, E. (2016). Obtención de curvas de enfriamiento continuo de aceros de bajo carbono microaleados mediante dilatometrías a diferentes rapidezces de enfriamiento, *Avances en Ciencias e Ingeniería*. E7. 45-54.

Saeidi, N., Karimi, M., Toroghinejad, M. (2017). Development of a new dual phase steel with laminated microstructural morphology. *Materials Chemistry and Physics*. 1e7 192.

Tsai, S., Jen, Ch., Yen, H., Chen, Ch., Tsai, M., Huang, Ch., Wang, Y., Yang, J. (2017). Effects of interphase TiC precipitates on tensile properties and dislocation structures in a dual phase steel. *Materials Characterization*.123.153–158.