

Caracterización de la transformación inducida por deformación plástica en aceros 0,23% C-1,11% Mn-0,23% Ni-0,68% Cr

Characterization of the induced transformation by plastic deformation in 0,23% C-1,11% MN-0,23% Ni-0,68% Cr steels

Andrés Felipe Naranjo Zúñiga

Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica.
Facultad de Ingeniería Universidad Nacional de Colombia - Sede
Bogotá
afnaranjo@unal.edu.co

Rodolfo Rodríguez Baracaldo

Ph. D. Ingeniería de materiales. Profesor asociado Departamento
de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica.
Universidad Nacional de Colombia, Colombia
rodriguezba@unal.edu.co

José Manuel Arroyo Osorio

Ph. D. Ingeniería. Profesor asociado, Departamento de Ingeniería
Mecánica y Mecatrónica.
Universidad Nacional de Colombia, Colombia
jmarroyoo@unal.edu.co

Resumen— Este artículo presenta la caracterización estructural y mecánica sobre un acero con efecto TRIP (Transformation Induced Plasticity- transformación inducida por plasticidad). El estudio comprende un análisis microestructural detallado y su influencia ante ensayos de doblado, esfuerzo-deformación y fractura. Los resultados muestran que el alto valor del esfuerzo a fluencia y una capacidad de endurecimiento muy limitada se deben al alto contenido de carbón y a la alta fracción de la fase martensita inicial al proceso de deformación de este estudio. Las metalografías obtenidas evidencian el reordenamiento de las fases microestructurales relacionado con el nivel de deformación, y la orientación de estas fases en la dirección del esfuerzo aplicado.

Palabras claves— austenita retenida, transformación inducida por plasticidad.

Abstract— This article presents the structural and mechanical characterization of a TRIP (transformation induced plasticity) effect steel. The study contains a detailed microstructural analysis and its influence in bending, stress-strain, and fracture tests. The results show that a high value for yield strength and a limited hardening capability, are due to a high content of carbon and the prominent fraction of the initial martensite phase in the steel before strain. The obtained metalographies show that the reorganization of the microstructural phases is related with the level of deformation and the orientation of these phases towards the applied stress.

Keywords— retained martensite, transformation induced plasticity.

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los desarrollos más importantes en los materiales en el sector automotriz es el acero con efecto TRIP (Transformation Induced Plasticity- transformación inducida por plasticidad). Aceros desarrollados en 1967 por Zackay, V. F., et al. [1] que cumplen con la búsqueda de los diseñadores de tener aceros más livianos y que puedan absorber mayor cantidad de energía. La razón de buscar aceros livianos es ahorrar combustible y con ello emisiones de gases. El motivo de buscar aceros que absorban mayor energía es que en caso de un accidente el acero se deformará más que los aceros convencionales y, por lo tanto, la energía sobrante del impacto va a ser menor cuidando la integridad de los pasajeros [2].

Estas propiedades se deben a una estructura compuesta por ferrita, martensita y bainita con cantidad mínima de austenita retenida de un 5%. La ferrita ofrece la ductilidad, la martensita y bainita dan las propiedades de dureza y resistencia y la austenita retenida da la propiedad de endurecimiento por deformación, donde el material al ser deformado plásticamente muestra que la austenita retenida se transforma en martensita endureciendo el material [3], [4]. La transformación

ocurre debido a que la austenita (fase estable a temperaturas mayores que 900°C , pero por la presencia de elementos gammágenos se logra estabilizar a temperatura ambiente) es activada energéticamente con cambios de temperatura o alta deformación obligando así a que de la estructura FCC (cúbico centrado en las caras) de la austenita pase a una estructura BCT (tetragonal centrado en el cuerpo) de la martensita [5], [6].

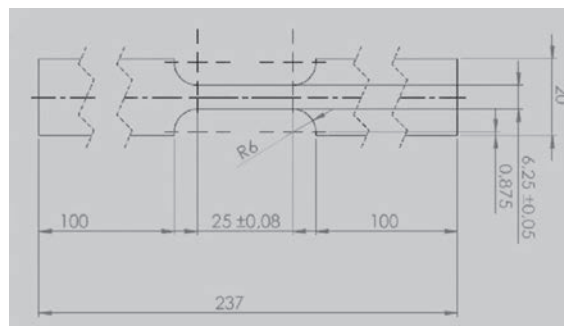
Los aceros que presentan efecto TRIP tienen una alta resistencia mecánica y ductilidad debida a su microestructura, lo cual hace que se requieran en piezas estructurales y refuerzo de formas complejas. El arreglo microestructural en el material se centra en una fase principal que es la ferrita y dos fases de transformación que son: la austenita retenida y la martensita. La variación de martensita es la principal característica que hace a este acero especial para ciertas aplicaciones, en cuanto mayor sea la proporción de la martensita en el material, este adquiere propiedades mucho más elevadas de resistencia mecánica, mientras que la ferrita lo hace más dúctil y maleable para la fabricación de piezas, el contenido de carbono influye directamente en la velocidad en que la austenita retenida pasa a martensita, con cantidades bajas de carbono la transformación se hace inmediatamente con la deformación, a cantidades altas de carbono la austenita es más estable y necesita una mayor deformación para iniciarse la transformación [3], [7].

En la aplicación de los aceros con efecto TRIP, es importante determinar qué propiedades son las que se necesitan y los procesos de manufactura necesarios para obtener la geometría para la aplicación en la cual va a ser utilizado. A partir de este punto, se estudian los procesos termo mecánicos necesarios para obtener la geometría de la pieza con las propiedades requeridas del material. En este trabajo se estudia en detalle el efecto de esfuerzos mecánicos en los cambios microestructurales del material durante un eventual proceso de conformado. Para estudiar las propiedades mecánicas y su relación estructural se realizaron ensayos de tracción y doblado acompañado de un estudio metalográfico detallado del acero para observar el cambio en las fases presentes. Finalmente se analiza la zona de fractura como zonas de inestabilidades en la deformación.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

El material seleccionado contiene la composición química mostrada en la Tabla I. Este acero posee una estructura de varias fases analizada en la sección de resultados. El análisis metalográfico del acero inicial y el deformado se realizó en probetas pulidas calidad espejo y atacadas con nital a una concentración 2%. Para su observación se empleó un microscopio óptico Leco y un microscopio electrónico de barrido marca: FEI, modelo: Quanta 200. Las probetas para ensayos de tracción fueron cortadas mediante láser con las dimensiones mostradas en la Fig.1. Para obtener la geometría según norma ASTM A-370. A cada probeta se le realizó el ensayo de tensión con control de desplazamiento en una máquina universal de ensayos Shimadzu UH-X.

Fig.1. DIMENSIONES PROBETA PARA ENSAYO A TRACCIÓN



El ensayo de doblado a tres puntos se realizó en la máquina universal de ensayos empleada en los ensayos de tracción, pero asistido por un accesorio de doblado con rodillos de apoyo de 10mm de radio (Fig.2). Se tomó un amplio intervalo para buscar que los radios sean superiores e inferiores al crítico. De este modo se obtuvieron probetas con falla y sin falla en el ensayo de doblado. Las probetas para los ensayos fueron cortadas mediante láser a las dimensiones de 50 X 200mm. Para realizar un estudio integral de la transformación de la austenita retenida en martensita se estudiaron estructuralmente los extremos de la probeta de manera longitudinal y transversal después de realizar el ensayo de tensión y doblado. Finalmente las superficies de fractura fueron caracterizadas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La Figura 3 muestra la microestructura del material seleccionado con un microscopio electrónico de barrido (SEM) antes de someterlo a los ensayos del estudio. A pesar de la complejidad de la estructura es posible diferenciar las fases de martensita, bainita, y en una menor proporción austenita retenida y ferrita.

La Fig. 4 muestra la curva esfuerzo-deformación y la Tabla II resume los resultados más relevantes de la prueba. Se destaca un alto esfuerzo a fluencia superior a aceros martensíticos e inoxidables AISI 410, AISI 410S y aceros con 0,2% de carbono [9], [10] explicable debido al alto nivel de carbono y una alta fracción de la fase martensita. El esfuerzo último superior a los 1500 MPa es mayor a los aceros TRIP consultados en la literatura y señalados en varios trabajos con estos aceros [5],[11]-[15]. Este esfuerzo se presenta a una deformación alrededor del 8%, mostrando una capacidad de endurecimiento por deformación limitada debido al alto contenido de martensita ya transformada, que a nivel estructural se relaciona con un muy limitado movimiento de dislocaciones debido a la estructura totalmente saturada de la martensita. Cabe anotar que el acero con efecto TRIP evita las deformaciones locales y la fluencia local. Se nota además que la zona donde empieza la formación del cuello o fluencia local empieza con una deformación de 0,08 menor a los aceros con efecto TRIP revisados en la bibliografía. Igualmente el porcentaje de alargamiento de 12,4% es menor al promedio de los aceros TRIP que es aproximadamente un 17%-32% según la composición y tratamientos que tenga el acero [1], [16].

El endurecimiento por deformación es una característica que se debe tener en cuenta en los aceros si se desea realizar operaciones de conformado y es una de las ventajas de los aceros con efecto TRIP sobre los convencionales. Esta característica se mide con el valor del coeficiente

Fig. 2. ACCESORIO MÁQUINA UNIVERSAL DE ENSAYOS PARA EL ENSAYO DE DOBLADO

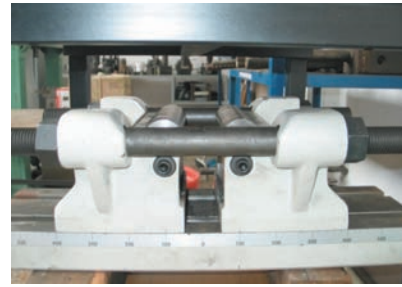


Fig. 3. ACERO CON EFECTO TRIP SIN DEFORMACIÓN. ANÁLISIS DE LAS FASES PRESENTES

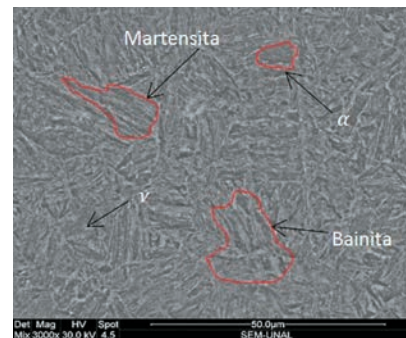


Fig. 4. GRÁFICA ESFUERZO-DEFORMACIÓN EN UN ACERO TRIP.

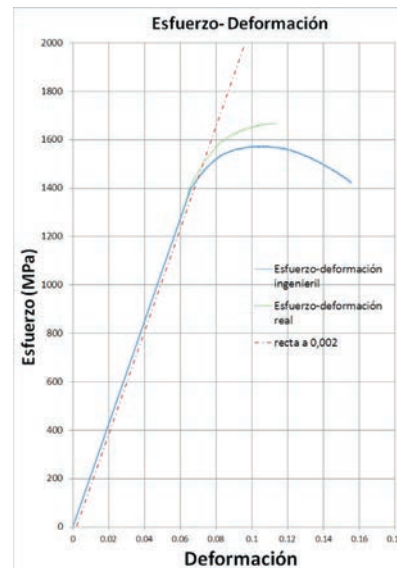


TABLA I. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO

%C	%Mn	%Si	%Cu	%Ni	%Cr	%Mo	%Co	%Ti	%Al	hierro
0,227	1,11	0,752	0,267	0,229	0,679	0,207	0,017	0,021	0,056	balance

TABLA II
Resultados prueba esfuerzo-deformación

Esfuerzo a Fluencia (MPa)	Esfuerzo Ultimo (MPa)	Red. Área (%)	Alargamiento (%)
1508	1575,2	22,1	12,4

de endurecimiento que muestra la velocidad de un acero a endurecerse a medida que se le aplica un esfuerzo en la zona plástica. Este coeficiente debe ser mayor en los aceros que poseen efecto TRIP si se comparan con los aceros convencionales debido a que con la formación local de martensita se evita la inestabilidad plástica y hace que la zona de deformación uniforme aumente [16], [17].

El valor del coeficiente de endurecimiento n se puede obtener de varias maneras pero la más común es usar la ecuación de Hollomon que se expresa [18]:

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (1)$$

Donde σ es el esfuerzo real, K es el coeficiente de resistencia, ϵ la deformación real y n el coeficiente de endurecimiento.

$$\log \sigma = \log K + n \log \epsilon \quad (2)$$

Para encontrar el valor n es necesario pasar de (1) a una expresión logarítmica (2) con la cual se observa la curva de tensión esfuerzo verdadero contra deformación verdadera dentro del rango plástico como una recta cuya pendiente es n . Para una aproximación más acertada se utiliza una regresión lineal con (3). [18]

$$n = \frac{\left[N \sum_{i=1}^N (\log \epsilon_i \log \sigma_i) - \left(\sum_{i=1}^N \log \epsilon_i \sum_{i=1}^N \log \sigma_i \right) \right]}{N \sum_{i=1}^N (\log \epsilon_i)^2 - \left(\sum_{i=1}^N \log \epsilon_i \right)^2}$$

Donde N es el número de datos.

Los resultados obtenidos con este acero muestran un valor de n de 0,1146 un valor más cercano a los aceros convencionales que a los aceros con efecto TRIP convencional que poseen un coeficiente de deformación entre 0,206 a 0,240. Además se observa una zona de deformación uniforme menos amplia. Estos resultados del coeficiente de deformación muestran que este acero a pesar de tener el efecto TRIP como se discutirá con otros resultados, carece de un porcentaje de alargamiento y coeficiente de deformación que le permitan trabajarlo en conformado o utilizarlo como un elemento de seguridad para vehículos pues no se deformará como los demás aceros TRIP [17], [18].

La Fig. 5., muestra probetas dobladas con radio superior e inferior al crítico. Se tomó un intervalo entre 3 a 6 veces el espesor para la obten-

ción de los radios, esto significa un intervalo entre 12.7mm a 31.8mm. Se observa que radios mayores a 4 veces el espesor (25.4mm) no presenta falla por fractura, en cambio con radios menores las probetas siempre presentaron fractura en todas las repeticiones realizadas, que muestran la reproducibilidad de los ensayos y la homogeneidad de la aleación.

Fig. 5. PROBETAS DOBLADAS CON RADIO SUPERIOR E INFERIOR AL CRÍTICO

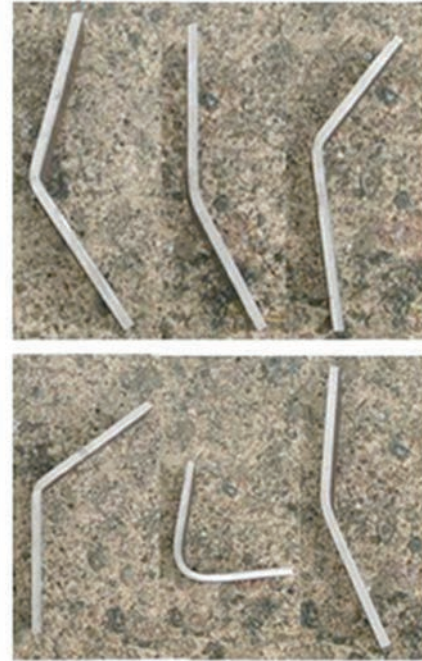
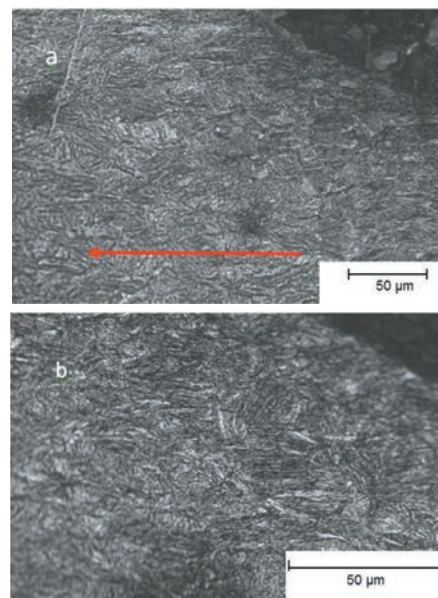


Fig. 6. METALOGRAFÍA DE ACEROS DEFORMADOS A) 500X; B) 1000X.



Las Fig. 6a y 6b muestran la metalografía del acero después de los ensayos, en ellas se observa que hacia el lado derecho se encuentra más cantidad de martensita con tendencia alineada y más compacta que en el lado izquierdo, asimismo se ha señalado la dirección en que se deformó el material. Se observa igualmente que la cantidad de martensita es muy abundante y son casi imperceptibles las zonas que contienen austenita retenida Fig. 7a. Sin embargo, a mayor aumento se pueden distinguir estas zonas Fig. 7b y Fig. 7c, este fenómeno también fue observado por Kokoska A. y Pacyna J. [11], el cual realiza los ensayos con un acero TRIP 600 obteniendo resultados parecidos en el nivel de aumento adecuado a la estructura. Estos resultados obtenidos en la microestructura revelan que a medida que el acero es sometido a esfuerzos uniaxiales la microestructura se orienta hacia esa dirección, tal como fue analizado por Dan W.J et al. [12] y por Zhongping H. et al. [14]. Un hecho interesante que se observó es una zona oscura al borde de la pieza debido al sobrecalentamiento producido por el corte que se realizó con láser Fig. 8a, 8b y 8c.

Se realizó el análisis con el microscopio electrónico de barrido para estudiar más detalladamente si existía una orientación de la fase martensita en la estructura. Como se observa en las imágenes Figuras 9a, 9b y 9c tomadas del acero después de ser deformado, donde la Fig. 9a es la metalografía en una zona lejos de la deformación, la Fig. 9b es en una zona cerca de la deformación y por último la Fig. 9c está en la zona donde se experimentó mayor deformación. Estas imágenes comprueban efectivamente la existencia de un reordenamiento a medida que se aplica la carga en sentido vertical. La fracción de fase martensita aumenta debido al cambio de fase desde la austenita, este cambio proporcional al nivel de deformación también fue analizado en los trabajos de H. Zhongping [14], J. Zrnik [18], V. Uthaisangsuk [19] quienes comentan sobre el aumento en la cantidad de martensita después de realizar una deformación plástica, la composición química de cada una de sus trabajos se encuentra en la Tabla III.

La Fig. 10 muestra imágenes SEM de la zona de fractura resultado del ensayo de tensión, se detalla que existe fractura frágil, dúctil y zonas de comportamiento combinado frágil-dúctil. En la Fig.

10a y 9b correspondientes a las zonas de fractura dúctil se observa un gran número de microconos típicos de ductilidad a escala microscópica. Las zonas de fractura frágil evidencian el mecanismo de clivaje (Fig. 10c). Existe consecuentemente una región donde se pueden observar ambas formas de falla (Fig. 10d). Predomina la zona que sufre desprendimiento sin deformación plástica lo que indica que es una fractura mayormente frágil aunque presenta un pequeño comportamiento de deformación micro dúctil. Las superficies de fractura mostrada en los trabajos de H. Zhongping et al. [14], y V. Uthaisangsuk et al. [19] muestran zonas de fractura con marcas de clivaje más grandes y pronunciadas que sugieren una mayor cantidad de martensita en sus aceros.

Fig.7. ANÁLISIS DE LA TRANSFORMACIÓN DE FASES EN ACERO TRIP DEFORMADOS A) 500X B) 1000X Y C) 2000X

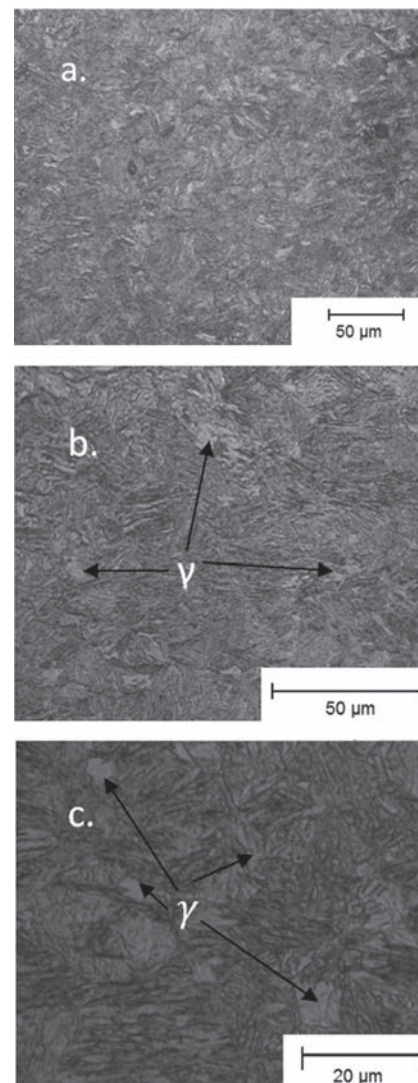


Fig. 8. ANÁLISIS DE LA TRANSFORMACIÓN EN EL BORDE DE LA PIEZA EN ACEROS TRIP DEFORMADOS. A) 500X B) 1000X C) 2000X

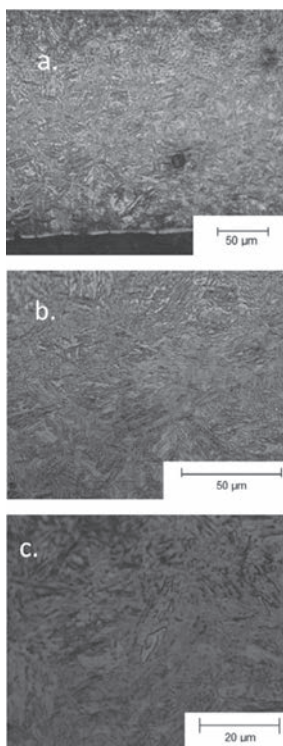


Fig. 9. IMÁGENES SEM DE LA TRANSFORMACIÓN Y ORIENTACIÓN DE LA ESTRUCTURA EN ACERO TRIP DEFORMADOS.

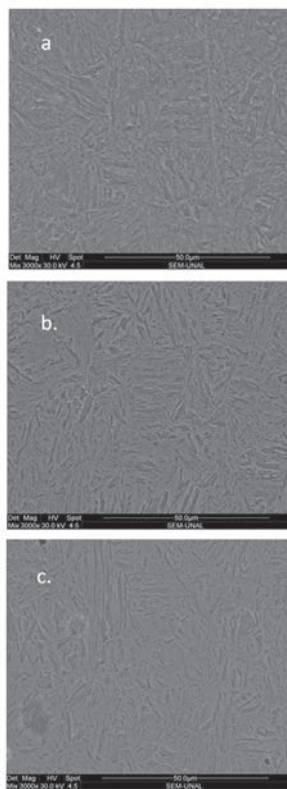


Fig. 10 IMÁGENES SEM DE LA ZONA DE FRACTURA RESULTADO DEL ENSAYO DE TENSIÓN. A) ZONA DE FRACTURA CON CONOS DE MICRODUCTILIDAD, B) DETALLE DE LOS CONOS DE MICRODEFORMACIÓN, C) ZONA DE FRACTURA FRÁGIL CON EL MECANISMO DE CLIVAJE, D) ZONA DE TRANSICIÓN INTERMEDIA FRÁGIL-DÚCTIL.

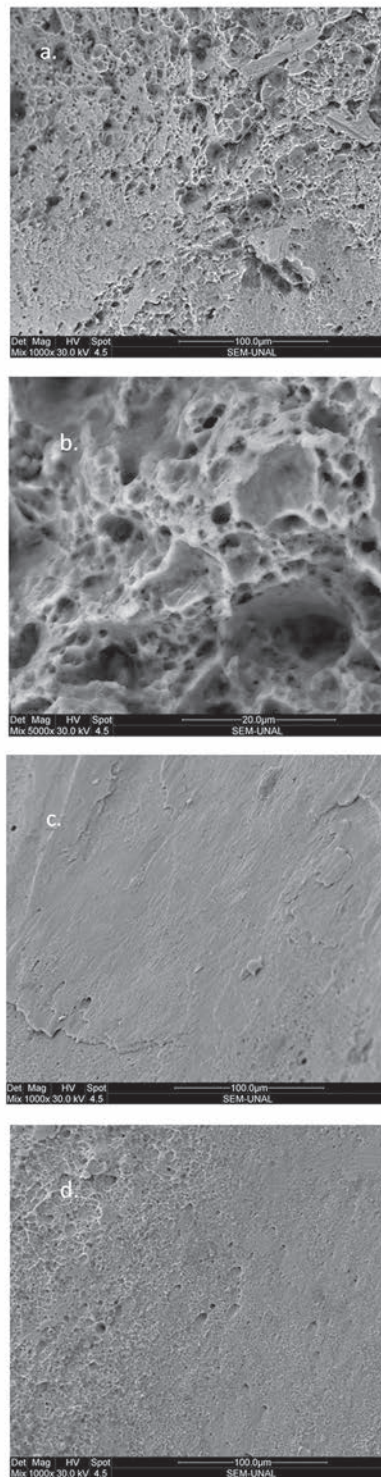


TABLA III.
RESULTADOS COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ACEROS TRIP POR DIFERENTES AUTORES

Autor	C	Si	Mn	P	S	V	Al	N	Cr	Cu
H. Zhongping	0,22	0,7	1,65	0,05	0,004	0,1	<0,03	<0,0036	-	-
J. Zrnik	0,18	1,8	1,47	0,015	0,007	-	0,28	-	-	0,52
V. Uthaisangsuk	0,217	0,042	1,2	0,012	0,001	-	1,44	-	0,023	0,018

CONCLUSIONES

El estudio estructural obtenido muestra el reordenamiento de las fases microestructurales relacionado con el nivel de deformación, siendo incrementada a medida que se acerque a la zona de mayor deformación donde inicia la zona de fluencia local. Con los resultados obtenidos se puede concluir que el alto valor del esfuerzo a fluencia y una capacidad de endurecimiento muy limitada se deben al alto contenido de carbón y a la alta fracción de la fase martensita inicial antes del proceso de deformación. Por otro lado, este acero no posee una alta ductilidad (porcentaje de elongación del 12% comparado a otros aceros TRIP del 41%) lo cual limita las aplicaciones al sector automotriz debido a la limitada conformabilidad y escasa capacidad de deformación. El acero muestra su potencial en aplicaciones donde se desee incrementar la dureza con el uso del material por ejemplo en partes mecánicas sometidas a impactos o desgaste. Dado que en las superficies de fractura predominan el clivaje muestra que la fractura es mayormente frágil debido al alto contenido de carbono y de martensita.

AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su agradecimiento a la Vicerrectoría de Investigación de la Universidad Nacional de Colombia por su apoyo económico a este trabajo a través del proyecto 14044.

REFERENCIAS

[1] A. Valencia Giraldo. "Los aceros avanzados". Revista Colombiana de Materiales Universidad de Antioquia. Vol. 1, No. 2, p.1-31,2012

[2] D. A. Fernández Carbajal. "Soldadura de aceros complejos termogalvanizados". Tesis de maestría. Facultad de ingeniería mecánica y eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, San Nicolás de los Garza, Nuevo León, 2005.

[3] R. Pla-Ferrando; S. Sánchez-Caballero; M. A. Sellés Cantó, et al. "Nuevos aceros TWIP-TRIP en los automóviles del futuro".3c Tecnología, investigación y pensamiento crítico. Vol. 1, No. 1, p.7-18,2012

[4] S. Robertson "Unlocking the world of dual-phase, trip and twip steels". *American Metal Market*. p. 54-55 2007,. ISSN 0002-9998.

[5] S. Oliver, T.B. Jones, G. Fourlaris. "Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing". *Materials Characterization*, Vol 58, Issue 4, p. 390-400.2007. ISSN 1044-5803.DOI:10.1016/j.matchar.2006.07.004

[6] S. Allain, A. Couturier, T. lung, C. Colin. "Procedimiento de fabricación de chapas de acero con características muy elevadas, de resistencia, ductilidad y tenacidad, y chapas producidas." Clasificación internacional de patentes: C21D1/19, 18 de mayo de 2010.

[7] K. Y. Lee. "Tensile Properties of different chemical compositions for TRIP-assisted multiphase steel for automobile structures". *International Journal of Automotive Technology*, Vol. 9, No. 1, p. 87-93, 2008. DOI 10.1007/s12239-008-0011-z

[8] E. Silveira, I. Eizagirre, X. Azpiroz, C. Jiménez y A. M. Irisarri "Efecto de la velocidad de deformación y la temperatura sobre las propiedades mecánicas de una acero de alta resistencia" *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. 1, No. 25, p. 127-132, 2008.

[9] A. P. Tschiptschin and D. H. Mesa, "Caracterización de propiedades mecánicas en aceros inoxidables martensíticos nitrurados en alta temperatura," *Scientia Et Technica*, Vol.2, No.34, pp.279-284,May,2007

[10] A. Valencia Giraldo, "Apéndice 3. Revenido de la martenista,"en Transformaciones de fase en metalurgia, Ed. Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia, p. 447-449,1998.

[11] A. Kokosza, J. Pacyna. "Evaluation of retained austenite stability in heat treated cold work tool steel". *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 162, p. 327-331. May 2005. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.068.

- [12] W.J. Dan, S.H. Li , W.G. Zhang,. et al. "The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel". *Computational Materials Science*. Vol 40, Issue 2, p. 292-299. Ago 2007. DOI: 10.1016/j.commatsci. 2006.12.011
- [13] Das, S. Timokhina I., Singh S.B..et al. "Effect of bainitic transformation on bake hardening in TRIP assisted Steel". *Materials Science and Engineering*. Vol 534, Issue 1, p. 485-494, Feb, 2012. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.097.
- [14] Zhongping He, Yanlin He, Yuntao Ling.. et al. "Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels". *Journal of Materials Processing Technology*.Vol. 212, Issue 10, p. 2141-2147.Oct 2012, 10.1016/j.jmatprotec.2012.05.020.
- [15] Verhoeven J. D.. "Algunas aplicaciones de la metalurgia física," en Fundamentos de metalurgia física, Ed. Limusa, Ciudad de México, México, p. 570-572, 1987
- [16] Gutiérrez Castillo J. D. "Estudio de la conformabilidad en aceros AHSS y aceros de embutición", Tesis de maestría, Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, 2009, Disponible en :<http://hdl.handle.net/2099.1/8718>
- [17] T. Fernández, E. Fernández; I. Rodríguez; et al, "Evaluación del coeficiente de endurecimiento del acero AISI 1045 deformado por rodillo," *Nexo*, Vol.24, No. 02, pp. 104-111, 2011
- [18] J. Zrník, O. Stejskal, Z. Novya, et al. "Relationship of microstructure and mechanical properties of TRIP-aided steel processed by press forging". *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 192-193, Issue 1, p. 367-372. 2007. DOI:10.1016/j.jmatprotec.2007.04.012
- [19] V. Uthaisangsuk, U. Prah, W. Bleck. "Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP Steels". *Engineering Fracture Mechanics*. Vol 78, Issue 3, p. 469-486. 2011. DOI: 10.1016/j.engfrac-mech.2010.08.017.