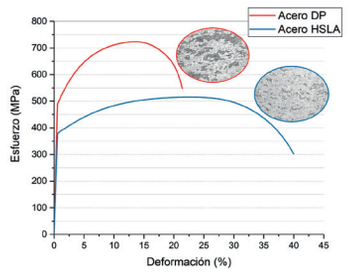
Fabricación de un acero doble fase a partir de un acero microaleado con bajo contenido de carbono



Manufacturing of a dual phase steel from a low carbon microalloyed steel

Jorge-Antonio Navarro-Farfán[1], José-Sergio Pacheco-Cedeño[2], Gisela Gutiérrez-Barajas[1], José-Jaime López Soria[1] y Pedro Garnica-González[1]

[1] TecNM. Campus Instituto Tecnológico de Morelia. Av. Tecnológico #1500. Col. Lomas de Santiaguito, Morelia, Michoacán (México).
[2] Escuela de Ingeniería y Ciencias Región Centro. Tecnológico de Monterrey Campus Morelia. Av. Montaña Monarca, 1340 - 58350 Michoacán (México).

DOI: http://dx.doi.org/10.6036/9297 | Recibido: 06/06/2019 • Inicio Evaluación: 07/06/2019 • Aceptado: 06/09/2019

ABSTRACT

• A dual phase steel was manufactured with the chemical composition established for a microalloyed steel, in order to take advantage of the hardening mechanisms of both steels. The treatment temperature was established based on the critical transformation temperatures obtained by dilatometric techniques and simulated phase transformation diagrams. The specimens were hot rolled in a six continuous passes with a total rolling time of 65 seconds up to 47% thickness reduction. Optical microscopy and scanning electron microscopy were used for microstructural characterization in order to obtain the average ferritic grain diameter and volume fraction of ferrite and martensite. Vickers microhardness for each phases was determined and tension tests were performed to obtain the ultimate tensile strenght, 0.2% offset yield strength, percent reduction in area and percent elongation. Microstructures composed of ferrite and martensite were obtained, with a 35.98% average percent of martensite. The average ultimate tensile strenght values and and percent elongation were 719 MPa and 22%, respectivelly. The use of simulated time-temperature-transformation and continuous-cooling-transformation diagrams, as well as the thermal history of thermomechanical and intercritical processes, proved to be useful in the development of processing routes for the manufacture of dual-phase steels with a specific chemical composition. The precipitation mechanisms present in microalloyed steels enhance the microstructure refinement in a dual phase condition.

• **Keywords:** Dual Phase Steels, AHSS, Heat Treatment, Continuous Annealing, Hot Rolling.

RESUMEN

Se fabricó un acero doble fase con la composición química establecida para un acero microaleado, con la finalidad de aprovechar los mecanismos de endurecimiento de ambos aceros. Se estableció la temperatura de tratamiento ($T_{int.}$=770°C) en base a las temperaturas críticas de transformación obtenidas por técnicas dilatométricas (Ar_1=660 °C y Ar_3=830 °C) y el uso de los diagramas de transformación de fases simulados. Las probetas se laminaron en 6 pases continuos con una duración total de 65 segundos hasta 47 % de reducción de espesor. Se utilizó microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido para la caracterización microestructural con el fin de determinar el diámetro promedio de grano ferrítico y el porcentaje de fase ferrítica y martensítica en los aceros. Se determinó la microdureza Vickers de cada una de las fases y se realizaron ensayos de tensión para determinar el esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia, porciento de reducción de área y porciento de alargamiento. Se obtuvieron microestructuras compuestas de ferrita y martensita, con un porcentaje promedio de ésta última de 35.98 %. Se determinaron los valores promedio de esfuerzo máximo (719 MPa) y su porcentaje de alargamiento (22 %). El uso de diagramas tiempo-temperatura-transformación y transformación en enfriamiento continuo simulados, así como el historial térmico de los procesos termomecánicos e intercríticos, muestran ser útiles en el desarrollo de rutas de procesamiento para la fabricación de aceros doble fase con una composición química específica. El aprovechamiento de los mecanismos de precipitación presentes en los aceros microaleados favorece el refinamiento de la microestructura del acero en condición de doble fase.

Palabras clave: AHSS, Doble Fase, Tratamiento Termomecánico, Tratamiento Intercrítico.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros bifásicos o doble fase se han desarrollado desde hace 3 décadas, respondiendo a necesidades de la industria automotriz [1]. Hoy en día forman parte de un grupo específico entre los aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en inglés AHSS). En su desarrollo actual ofrecen combinaciones de ductilidad y resistencia que introducen mejoras en los productos, permitiendo la construcción de vehículos más seguros, de menor peso [2] y con un uso más eficiente del combustible, así como en otras aplicaciones. Son aceros de bajo contenido de carbono, en los que el tratamiento termomecánico se diseña específicamente para producir una microestructura compuesta de una matriz de

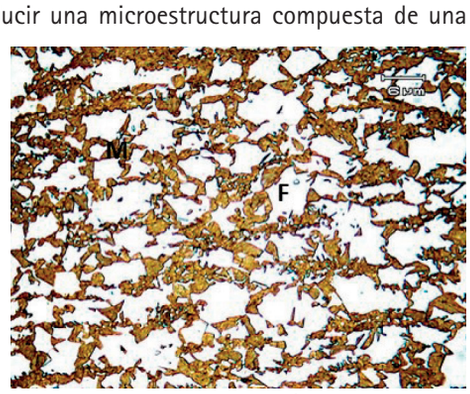


Fig. 1: Microestructura de un acero doble fase (zona clara de ferrita y zona marrón de martensita). [3]

ferrita y cantidades variables de martensita (Figura 1), lo que permite controlar simultáneamente la resistencia y ductilidad del material. La ferrita que es una fase muy dúctil permite tener alargamientos mayores, mientras que la martensita, que es una fase dura, proporciona resistencia a la deformación. Esto permite generar aceros con resistencias variadas aún con la misma composición química, si se requiere alta resistencia, la cantidad de martensita debe aumentarse, y si se requiere mayor ductilidad, la cantidad de martensita debe disminuirse. La manipulación de la temperatura del tratamiento de recocido intercrítico, permite realizar estos cambios.

El trabajo de investigación para seguir desarrollando estos aceros continúa [4], ya que recientemente se han producido aceros doble fase (DP) con microestructuras más finas, resistencia más alta y mejor capacidad de deformación en frío [5, 6, 7].

Díaz del Castillo [8] menciona que estos aceros fueron desarrollados en 1975 cuando un estudio mostró que el recocido continuo en el rango de temperatura intercrítica da como resultado un acero con microestructura ferrítico-martensítica, con una resistencia mayor que la que poseen los aceros microaleados de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en inglés HSLA).

En 1995 los AHSS estaban en su etapa embrionaria de desarrollo e implementación en la industria automotriz, sin embargo, para el año 2004 se incrementó su aplicación hasta un 12 %, y para el 2015 alcanzó el 50 % [9], desplazando casi por completo a los aceros convencionales al carbono en la carrocería de los automóviles. (Figura A-1 del anexo I).

Para fabricar los aceros DP es necesario llevarlos a temperaturas que se encuentren en el intervalo de 730 a 850 °C, el cual depende del contenido de carbono inicial que posee el acero [10]. Los principales elementos de aleación y sus porcentajes en estos aceros son: 0,05-0,20 %C, 1,00-1,50 %Mn y 0,30-2,26 %Si [11]. Estas composiciones permiten utilizar aceros al carbono, así como también aceros microaleados [12] ya en uso cotidiano. La representación esquemática del procesamiento para la fabricación de aceros DP laminados en caliente se muestra en la Figura 2. El acero se lamina a una temperatura dentro del campo austenítico y posteriormente se realiza el recocido intercrítico a una temperatura específica (T_{int}) [13], entre las temperaturas críticas A_1 y A_3, para posteriormente templar hasta temperatura ambiente.

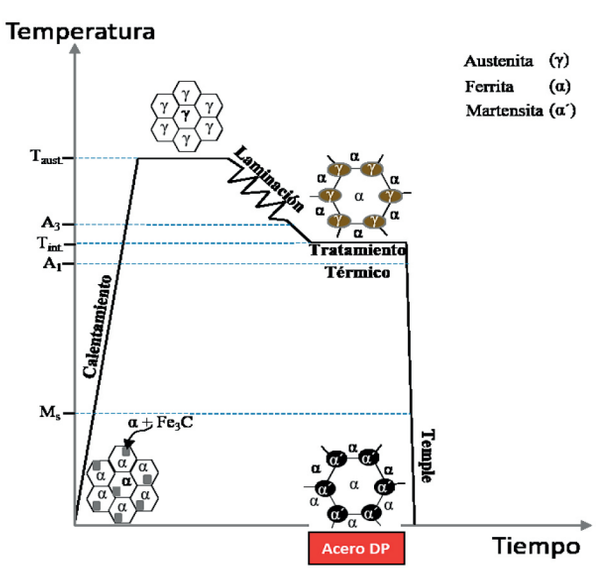


Fig. 2: Representación esquemática del tratamiento termomecánico de aceros doble fase laminados en caliente y las fases presentes en cada etapa

El propósito de este estudio es fabricar un acero doble fase a partir de un acero microaleado, y aprovechar los mecanismos de endurecimiento característicos de ambos materiales, y así, mediante tratamientos térmicos incrementar la resistencia mecánica con una buena ductilidad, utilizando la misma composición química. En la Tabla I se muestran los acrónimos utilizados.

AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia
CCT	Transformación en enfriamiento continuo
TTT	Temperatura-Tiempo-Transformación
HV	Dureza Vickers
$S_{máx}$	Esfuerzo máximo a la tensión
$S_{0.2\%}$	Esfuerzo de fluencia
%Al	Porciento de alargamiento
%Ra	Porciento de reducción de área
T_{int}	Temperatura intercrítica
Ar_3	Temperatura crítica en enfriamiento del inicio de transformación austenítica
Ar_1	Temperatura crítica en enfriamiento del fin de transformación austenítica
T_R	Temperatura de no recristalización
$T_{aust.}$	Temperatura de austenización
MEB	Microscopio electrónico de barrido
MO	Microscopio óptico

Tabla I. Acrónimos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. COMPOSICIÓN QUÍMICA Y LAMINACIÓN EN CALIENTE

Se fabricó un acero DP a partir de barras de 21 x 23 x 300 mm de un acero microaleado, las cuales se obtuvieron de un planchón de colada continua cortado en planta con segueta mecánica y refrigeración. El acero contiene 0,058 C, 1,47 Mn, 0,02 Si, 0,077 Nb, 0,03 Al, 0,01 Mo, 0,056 V y 0,015 Ti (todo en % peso). La composición química se determinó mediante espectrometría de emisión atómica de chispa de acuerdo a la norma ASTM E415-15 [14] y el contenido de carbono con un analizador marca LECO® modelo CS-200. El material es un acero de bajo carbono con vanadio, niobio y titanio como elementos microaleantes.

De las barras iniciales se cortaron probetas con las siguientes dimensiones: 21 x 23 x 100 mm, para llevar a cabo la laminación. Posteriormente se barrenaron con una broca de 1,58 mm de diámetro, con la finalidad de introducir un termopar tipo K para registrar el perfil de temperatura durante el procesamiento. La temperatura fue registrada con una tarjeta de adquisición de datos con una frecuencia de 10 mediciones por segundo, durante todo el proceso. Se utilizó un horno tipo mufla y se programó para llegar a la temperatura de 1200 °C, una vez que el horno alcanzó la temperatura, se introdujeron las muestras y se inició el registro. Se realizó el austenizado a 1200 °C y 30 min de permanencia, debido a que se requiere tener todos los precipitados de Nb disueltos [15] antes de terminar la laminación, para evitar la recristalización del grano durante la deformación [16]. La laminación se llevó a cabo en seis pases continuos para llegar a un espesor final de 11 mm (47 % de reducción), y a una temperatura superior a la Ar_3, ya que a esa temperatura da inicio la transformación ferrítica. Se utilizó un

laminador marca Hille® con rodillos de 101,6 mm de diámetro y una velocidad de 20 rpm. Los rodillos se precalentaron para disminuir la pérdida de temperatura en las probetas. La secuencia de pases, su reducción en milímetros por cada pase (Δh) y los cambios de espesor durante la laminación, se pueden observar en la Tabla A-I (Anexo I).

A fin de evaluar el tamaño de grano austenítico antes de la laminación, se tomó una de las probetas a 1200 °C y se realizó un temple en agua con hielo y sal (-2 °C). Para conocer el tamaño de grano después de la laminación se templó una de las probetas después de finalizar los seis pases.

2.2. DILATOMETRÍA

Para determinar las temperaturas críticas de transformación en enfriamiento (Ar) del acero microaleado se utilizó un dilatómetro marca LINESIS modelo L-75 [17] a una rapidez de calentamiento de 0,42 °C/s, con un tiempo de permanencia de 300 s a 1100 °C y una rapidez de enfriamiento de 0,33 °C/s. Este equipo utiliza probetas cilíndricas con un diámetro de 5 mm y 15 mm de longitud. Se realizaron dos replicas para comparar las curvas dilatométricas. La figura A-2 (Anexo I) muestra las curvas de enfriamiento del material estudiado, en donde se incluye la primera derivada de las curva. Se utilizó el método de regresión lineal [18] para determinar las temperaturas críticas, las cuales fueron Ar_1=660 °C y Ar_3=830 °C

2.3. TRATAMIENTO TÉRMICO

La temperatura intercrítica y el tiempo del tratamiento se determinaron mediante diagramas TTT y CCT simulados con un software comercial con un procedimiento ya descrito en otro trabajo [19].

Al término de la laminación en caliente se realizó el tratamiento térmico de recocido continuo en un horno marca Lindberg a T_{int} =770 °C con un tiempo de 1200 s en el rango bifásico y posteriormente se templó para la obtención del acero DP. En la Figura A-3 (Anexo) se presenta el ciclo térmico experimental que incluye el tratamiento termomecánico e intercrítico, así como, las temperaturas críticas de no recristalización [20] y de tratamiento intercrítico.

2.4. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y CUANTIFICACIÓN DE FASES

Las muestras se montaron en baquelita para microscopia óptica (MO) y baquelita conductora para el caso del microscopio electrónico de barrido (MEB). La preparación metalográfica se realizó en tres partes, la primera consiste en un desbaste grueso con lijas de SiC de granulometría 80 hasta 2000. La segunda parte consistió en el pulido en un paño tipo Microcloth® con alúmina de 1 µm y posteriormente con alúmina de 0,3 µm para un acabado espejo. La tercera parte fue un ataque químico para revelar la microestructura del material. Para determinar el tamaño de grano austenítico se utilizó una solución acuosa de ácido pícrico sobresaturado a 80 °C y jabón líquido como agente de mojado. Se atacó la muestra durante 20 s, sin embargo, no se logró revelar los granos. Por lo cual se optó por hacer un sobre ataque de 40 s adicionales y un pulido posterior con alúmina de 0,05 µm con una leve presión sobre el paño. Esto permite retirar la capa superficial del interior del grano dejando el borde, el cual tiene un ataque a mayor profundidad. Se realizó una cuantificación del tamaño de grano austenítico promedio antes y después de la laminación utilizando el software ImageJ®, el cual consistió en recalcar cada grano para poder hacer la evaluación del diámetro promedio del mismo.

Las muestras del acero inicial se atacaron con nital al 2 % durante 5 s y en el caso de los aceros doble fase se usó metabisulfito de sodio al 10 % durante 10 s después del nital. Posteriormente se realizó una caracterización por microscopia óptica y electrónica de barrido para observar la microestructura, tamaño de grano y porciento de fases para los aceros fabricados. La cuantificación de fases se realizó con el software Ia32 versión 1.08 de LECO®, donde se midieron 20 campos en cada probeta.

2.5. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

Se cortaron probetas rectangulares en el sentido y perpendicular a la dirección de laminación, las cuales se montaron en baquelita para su posterior evaluación de microdureza Vickers en un equipo marca MITUTOYO® modelo MVK-HVL [21] con una carga de 9,81 N para un barrido general y una carga de 0,0981 N para hacer indentaciones en cada una de las fases, con un tiempo de carga de 15 s. Adicionalmente se maquinaron ocho probetas planas para el ensayo de tensión con dimensiones en la sección calibrada de 6 mm de ancho y 5,5 mm de espesor, preparadas en base a la norma ASTM-E8/E8M-16ª [22].

3. RESULTADOS

3.1. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO MICROALEADO

El acero HSLA tiene una matriz ferrítico-perlítica con un contenido de 5 % en volumen de perlita y 95 % en volumen de ferrita con un diámetro de grano ferrítico promedio bimodal con un valor de 6,97 ± 2,12 µm y otro de 8,72 ± 5,08 µm.

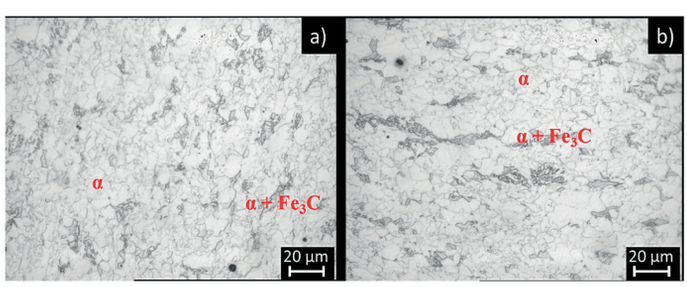


Fig. 3: Micrografía del acero HSLA: a) sección transversal y b) sección longitudinal

En la Figura 3 se observa la microestructura del acero, que presenta un grano fino equiaxial resultado del enfriamiento al aire después de la laminación. Debido a su bajo contenido de carbono solo se observan unas cuantas islas de perlita en una estructura bandeada (Figura 3b). En la cuantificación del diámetro promedio del grano austenítico, antes y después de la laminación en caliente. Se observa un grano equiaxial después del austenizado (Figura 4a), que comparándolo con el obtenido posterior a la laminación (Figura 4b), no solo ocurre refinamiento de grano, sino que también queda suprimida parcialmente la recristalización, razón por lo cual, se observan granos alargados y aciculares. Se obtuvo un diámetro de grano austenítico promedio de 32,08 ± 10,22 µm para la probeta sin laminar y de 8,06 ± 5,23 µm para la probeta laminada.

3.2 LAMINACIÓN EN CALIENTE

En la Figura 5 se presenta a detalle la zona de deformación durante el tratamiento termomecánico, el cual se registró mediante la tarjeta de adquisición. La deformación se llevó a cabo en 6 pases continuos, con una duración de 65 segundos y se realizó por arriba

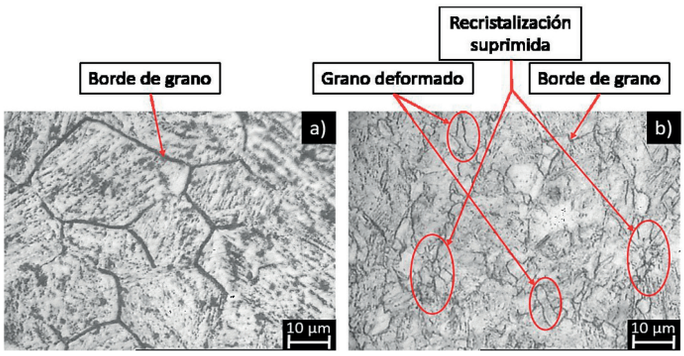


Fig. 4: Micrografía del grano austenítico. a) antes de la laminación, b) después de la laminación

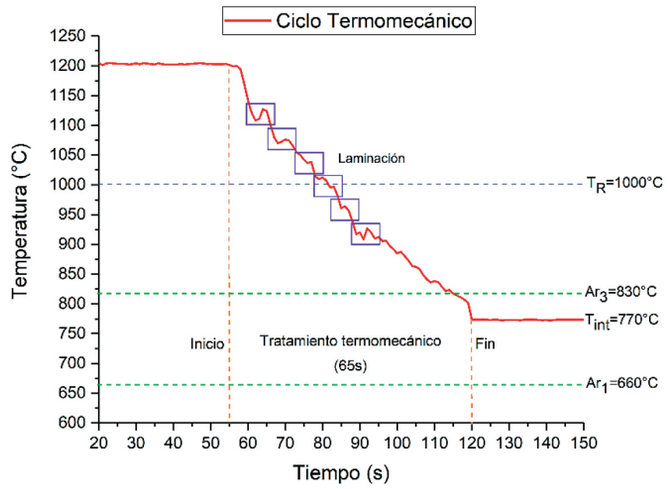


Fig. 5: Acercamiento a la zona del ciclo termomecánico en donde se lleva a cabo la deformación en caliente de los aceros DP

de la temperatura Ar_3 con el fin de evitar la transformación de fase durante el proceso. Se puede ver el instante en que el acero pasa a través de los rodillos, con un ligero recalentamiento, producto de la absorción de energía por la deformación. También se observa que la temperatura de fin de laminación está por encima de la temperatura intercrítica $T_{int.}$=770 °C, con lo que se evita la transformación de la austenita a ferrita, que afecta la cantidad de martensita obtenida al final del proceso.

3.3. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO DP

La microestructura del acero DP, que se muestra en la Figura 6, presenta dos fases: la fase clara corresponde a la ferrita y la fase oscura corresponde a la martensita. Se observa un refinamiento de grano de los aceros DP con respecto al HSLA.

Los granos son equiaxiales y no se observan granos deformados o con un alargamiento notorio, debido al crecimiento de los granos parcialmente recristalizados y a la transformación de austenita a ferrita [23] durante el recocido intercrítico. Esta recristalización parcial puede explicar la presencia de granos con distinto diámetro promedio (distribución bimodal), como se aprecia en las Figuras 3 y 6. En las micrografías se observa una de las principales características de la martensita, su morfología acicular; y un tamaño de grano ferrítico equiaxial. Se realizó la cuantificación del porcentaje de martensita presente en el acero, el cual, tiene un promedio de 35,98 ± 4,08 % de martensita.

En la Figura A-4 (Anexo I) se observa el diámetro promedio de grano para la fase ferrítica en los aceros DP, se presentaron dos distribuciones de tamaño, la primera con un valor promedio de 6,46 ± 3,14 µm y la segunda de 8,87 ± 4,93 µm. En el caso del HSLA corresponden a 6,97 ± 2,12 µm y 8,72 ± 5,08 µm, como se mencionó anteriormente.

3.4. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL ACERO DP

En la Figura 7 se observan las curvas esfuerzo-deformación ingenieril obtenidas de las probetas de acero HSLA y DP fabricados, donde el acero microaleado presenta un esfuerzo máximo promedio de 519 MPa y un alargamiento del 42 %. Este acero presenta una elevada ductilidad debido al contenido de ferrita. El acero DP presenta un esfuerzo máximo promedio de 719 MPa y un alargamiento del 22 %. Esta resistencia a la tensión es superior a la de los aceros HSLA, debido al contenido de martensita, sin embargo, el porciento de alargamiento se ve afectado por la reducción del volumen presente de ferrita.

En la Tabla A-II (Anexo I) se observan las propiedades mecánicas obtenidas de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril para los aceros fabricados. Este acero podría clasificarse por sus propiedades mecánicas como un DP450/700, esto quiere decir que es un acero de doble fase, con una resistencia a la fluencia mínima de 450 MPa y de una resistencia máxima de al menos 700 MPa. Sus propiedades mecánicas están dentro de la gama de los aceros doble fase fabricados industrialmente [24, 25].

La dureza en los aceros doble fase está relacionada con el porciento de carbono inicial y su porcentaje de martensita después

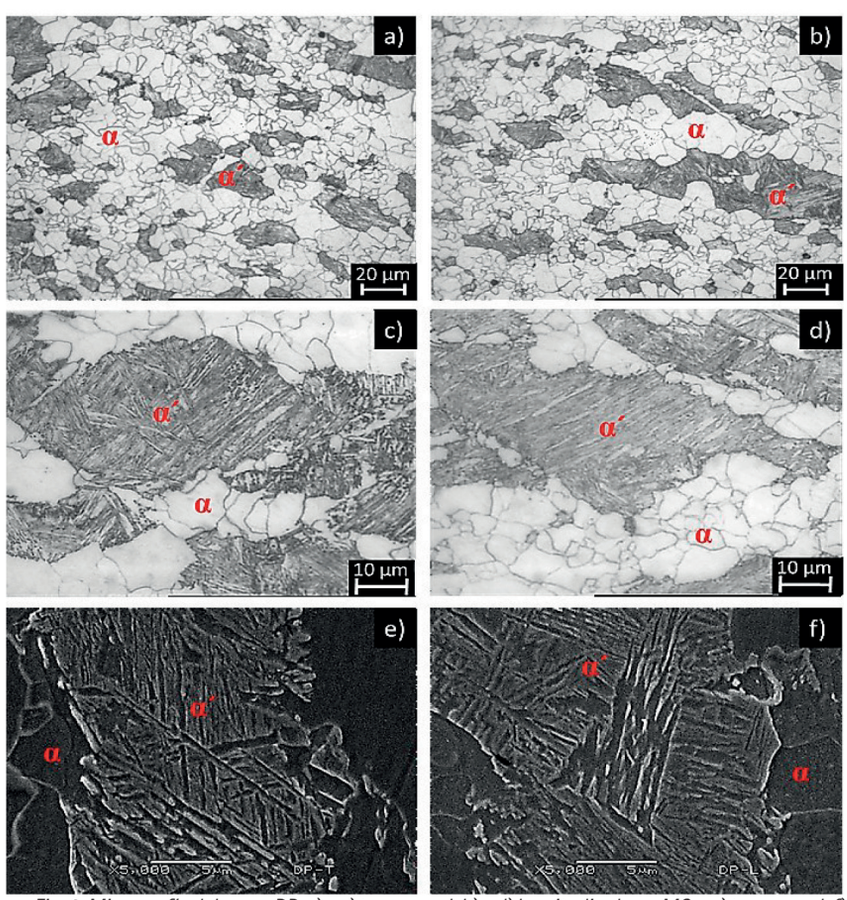


Fig. 6: Micrografía del acero DP, a) y c) transversal, b) y d) longitudinal, por MO y e) transversal, f) longitudinal, ambas por MEB. Ataque con nital al 2% y metabisulfito de sodio al 10%

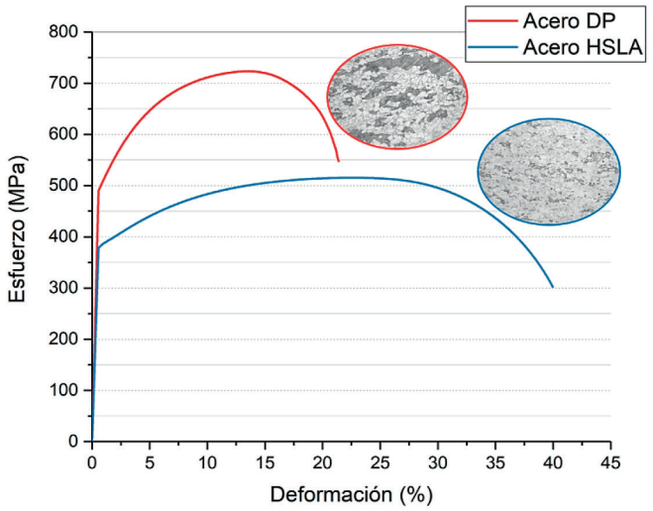


Fig. 7: Curvas representativas esfuerzo vs deformación ingenieril para el acero HSLA y DP

del tratamiento térmico intercrítico [26]. En la Figura A-5a (Anexo I) se presentan los valores de dureza promedio del acero microaleado, de 218 ± 6 HV y la dureza promedio del acero doble fase, de 247 ± 28 HV. Se realizaron 60 indentaciones del borde hacia el interior (profundidad) para cada probeta bajo la norma ASTM E384-99 [27]. Se observa que en la superficie se presenta una dureza mayor que en el centro de la probeta, esto se atribuye a dos fenómenos: la deformación del grano austenítico durante la laminación, la cual será mayor en la superficie de la probeta y al enfriamiento acelerado posterior al tratamiento térmico, ya que la velocidad de enfriamiento será mayor en la superficie. La microdureza del acero microaleado es homogénea en comparación a la del acero doble fase, que presenta una desviación estándar de 28 HV. En la Figura A-5b (Anexo I) se presenta la dureza individual para las fases presentes en el acero DP. La fase martensítica se encuentra aproximadamente 60 HV por encima de los valores máximos de dureza de la fase ferrítica, los cuales se encuentran alrededor de los 260 HV, esto se debe a la diferencia de estructura cristalina; la martensita tiene una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) y la ferrita una cúbica centrada en el cuerpo (BCC).

4. DISCUSIÓN

Para que la austenita, que disuelve máximo 2,0 % de carbono, inicie su transformación a ferrita, que disuelve 0,02 %, dos cosas deben ocurrir: la primera es un cambio en el contenido de carbono y la segunda es un reordenamiento reconstructivo de los átomos de hierro y carbono [28]. Como ya es conocido, la austenita al momento de realizar un temple (enfriamiento acelerado) se transforma a una fase metaestable adifusional llamada martensita. El tipo de martensita depende del contenido de carbono presente en el acero [29] y a medida que se incrementa el contenido de carbono, la temperatura de inicio de la transformación martensítica disminuirá [30]. Cabe señalar que al momento del tratamiento intercrítico, el porciento de carbono nominal en el acero no es el mismo que el que se encuentra presente en la austenita [31] instantes antes de hacer el temple, sino que será mayor, esto explica por qué se puede presentar martensita en aceros con tan bajos contenidos de carbono, como el que se presenta en este trabajo. Este enriquecimiento de carbono de la martensita está relacionado con la cantidad de ferrita, cada vez que se incremente el porciento de la ferrita, el contenido de carbono en la austenita aumentará y de esta manera incrementará la dureza de la martensita [32]. Sin embargo, existe la posibilidad de que al reducir la cantidad de austenita también disminuya la resistencia del acero, porque implica una martensita de mayor dureza, pero en menor cantidad.

Los aceros microaleados deben sus propiedades principalmente a dos mecanismos de endurecimiento: refinamiento de grano y precipitación de partículas de segunda fase. El refinamiento de grano se logra al evitar la recristalización de la austenita durante la laminación en caliente, y la recristalización se puede evitar con la formación de precipitados [33]. En este caso los tres últimos pases de laminación se llevaron a cabo por debajo de la temperatura de no recristalización, que es cercana a los 1000 °C para este acero. Esto generó que se suprimiera parcialmente la recristalización, tal y como se muestra en la Figura 4b en donde se presentan granos alargados y equiaxiales. Los equiaxiales son producto de una recristalización completa y los alargados son aquellos en donde la cantidad de deformación y los precipitados de niobio y titanio evitaron que se formaran granos libres de deformación. Esta recristalización parcial también afecta directamente la microestructura del acero doble fase. Una de las consecuencias es la distribución bimodal del grano ferrítico en ambos materiales, como se observa en la Figura A-4 (Anexo I).

Para el caso del acero doble fase el refinamiento de grano que se observa en las Figuras 6 y A-4 (Anexo I), puede relacionarse con la precipitación de partículas de vanadio [34, 35] , la cual ocurre en el intervalo de temperaturas intercríticas. Estos precipitados evitan que tanto los granos recristalizados como sin recristalizar crezcan durante el mantenimiento a la temperatura intercrítica.

Ya se presentaron los resultados de los ensayos de tensión para ambos materiales, pero es interesante destacar su comportamiento. En primera instancia la martensita proporciona un incremento mayor a los 100 MPa de esfuerzo de cedencia, que constituye un 25 % más respecto al HSLA. En cuanto al esfuerzo máximo el incremento es de 200 MPa, que corresponde a un 40 % respecto al HSLA. Este incremento de resistencia también se observa en las mediciones de dureza. Primero, como era de esperarse, la dureza del acero DP es mayor, aunque con una mayor dispersión, producto de la estructura formada por una fase blanda y otra dura, esto se muestra en la Figura A-5 (Anexo I). En cuanto al HSLA se observa una dureza homogénea, ya que prácticamente está compuesto de una sola fase (ferrita) debido a su bajo contenido de carbono.

Aunque no se realizaron ensayos de impacto, el área bajo la curva de la Figura 7, puede dar información respecto de la tenacidad, llamada tenacidad en tensión (U_t) [36]. Para el caso del acero microaleado se tiene un valor de 2.62 x10^8 J/m^3 mientras que para el doble fase la energía absorbida es de 1.32 x10^8 J/m^3. Esto implica una reducción en la tenacidad del material cercana al 50 % en su condición de doble fase, pero una ganancia en la resistencia, como ya se mencionó anteriormente. Para el caso de la industria automotriz los aceros deben ser más resistentes a fin de reducir la masa vehicular.

5. CONCLUSIONES

A diferencia de los aceros al carbono, los aceros HSLA presentan mecanismos de endurecimiento adicionales. Siendo los HSLA una de las familias de aceros más utilizadas en la industria automotriz y que a su vez están siendo desplazados por aceros con mejores propiedades mecánicas. En este trabajo se fabricó un acero DP partiendo de una composición química de un acero microaleado, obteniendo un porcentaje de 36 % de martensita.

Los aceros DP se pueden obtener partiendo de aceros microaleados, y sumando mecanismos de endurecimiento por

refinamiento de grano, precipitación y transformaciones de fase, se logra un incremento en su resistencia cercano al 40 %, pasando de 519 MPa a 719 MPa, posicionándolo dentro de la familia de aceros DP450/700.

Con una variante en el tratamiento térmico y un adecuado control en la laminación en caliente, ha sido posible pasar de una familia de aceros de alta resistencia (HSLA), a uno de la familia de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), sin cambiar la composición química.

En los aceros doble fase existe una pérdida en la tenacidad, sin embargo, se ve compensada por la ganancia en la resistencia mecánica, que en el caso de la industria automotriz, es uno de los factores clave.

6. REFERENCIAS

[1] J. A. Pero-Sanz, «Los aceros, un reto para el siglo XXI,» DYNA, vol. 1, pp. 9-14, 2001.
[2] D. K. Matlock, «Dual-phase steels: a look back with an eye to advanced high-strength sheet steel innovations,» AISTech 2001 Conference Proceedings, 2011.
[3] A. K De, «DoITPoMS,» University of Cambridge, 22 Abril 2003. [En línea]. Available: https://www.doitpoms.ac.uk/miclib/micrograph.php?id=737. [Último acceso: 27 Febrero 2019].
[4] P. Khedkar, R. Motagi, P. Mahajan y G. Makwana, «A Review on Advanced High Strength Steels,» International Journal of Current Engineering and Technology, vol. Special, nº 6, pp. 2277-41066, 2016. ISSN: http://inpressco.com/category/ijcet; E-ISSN 2277-4106.
[5] A. Ghatei-Kalashami , A. Kermanpur, E. Ghassemali, A. Najafizadeh y Y. Mazaheri, «The effect of Nb on texture evolutions of the ultrafine grained dual phase steels fabricated by cold rolling and intercritical annealing,» Journal of alloys and compounds, vol. 694, pp. 1026-1035, 2016. ISSN: http://miar.ub.edu/issn/0925-8388
[6] M. Papa-Rao, V. Subramanya-Sarma y S. Sankaran, «Development of high strength and ductile ultra fine grained dual phase steel with nano sized carbide precipitates in a V-Nb microalloyed steel,» Materials Science and Engineering: A, vol. 568, pp. 171-175, 2013. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.084
[7] S. Ghafar-Hashemi y B. Eghbali, «Evolution of high strength and ductile ultrafine grained dual phase superferrite low carbon V-Nb-Mo Steel,» Materials Science and Engineering A, vol. 705, pp. 32-41, 2017. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.094
[8] F. Díaz del Castillo-Rodríguez, «Los nuevos aceros para la industria automotriz,» pp. 3-4, 2009.
[9] M. Tumuluru, «Resistance spot welding of coated high strength dual phase steels,» Welding Journal, vol. 85, nº 8, pp. 31-37, 2006.
[10] C. A. Bohorquéz, «Influencia del tratamiento térmico desde temperaturas intercriticas en las propiedades mecánicas del acero SAE 1045,» Mecánica Computacional, vol. XXXI, pp. 3577-3587, 2012.
[11] N. Fonstein, «Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties,» USA, Springer, 2015, p. 396. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2
[12] J. S. Serra, Caracterización y comparación de las propiedades mecánicas de dos chapas de acero avanzado de alta resistencia (AHSS): TRIP800 y DP800, Barcelona, 2008, pp. 1-156.
[13] A. C. Darabi, H. R. Chamani y J. Kadkhodapour, «Micromechanical analysis of two heat-treated dual phase steels: DP800 and DP900,» Mechanics of Materials, vol. 110, pp. 68-83, 2017. DOI: https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.04.009
[14] ASTM International, ASTM E415-15, Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry, West Conshohocken, PA, 2014. https://www.astm.org/
[15] A. Gorni, Steel Forming Heat Treating Handbook, Brasil, 2008. DOI: https://doi.org/10.13140/RG.2.1.1695.9764
[16] M. R. Toroghinejad, F. Ashrafizadeh y A. Najafizadeh, «Effect of rolling temperature on the deformation and recrystallization textures of warm-rolled steels,» Metallurgical and Materials Transactions., vol. 34, 2006. DOI: https://doi.org/10.1007/s11661-003-0136-7
[17] LINSEIS, «LINSEIS,» [En línea]. Available: https://www.linseis.com/es/productos/dilatometro/l75-pt-vertical/. [Último acceso: 17 07 2019].
[18] M. Gómez, S. F. Medina y G. Caruana, «Modelling of Phase Transformation Kinetics by Correction of Dilatometry Results for a Ferritic Nb-microalloyed Steel,» ISIJ International, vol. 43, nº 8, pp. 1228-1237, 2003.
[19] J. S. Pacheco-Cedeño, P. Garnica-González, J. d. J. Cruz-Rivera y E. J. Gutiérez-Castañeda, «Use of TTT and CCT phase transformation diagrams for manufacturing route design of advanced high strength steels,» DYNA, vol. 93, nº 3, pp. 325-331, 2018. DOI: http://dx.doi.org/10.6036/8578
[20] C. M. Sellars, «Options and constrains for thermomechanical processing of microalloyed steels,» de HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Beijin, 1985.
[21] Mitutoyo , «Mitutoyo Japan,» [En línea]. Available: https://www.mitutoyo.co.jp/eng/useful/catalog-2018/html5.html#page=563. [Último acceso: 17 07 2019].
[22] ASTM International, ASTM E8 / E8M-16a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, West Conshohocken, PA., 2016. https://www.astm.org/
[23] P. Cizek, B. P. Wynne, C. J. Davies, B. C. Muddle y P. D. Hodgson, «Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low-carbon and ultralow-carbon microalloyed steels,» Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 33, nº 5, pp. 1331-1349, 2002. DOI: https://doi.org/10.1007/s11661-002-0059-8
[24] Voestalpine, «Voestalpine Group,» [En línea]. Available:https://www.voestalpine.com/ultralights/en/content/download/4523/file/Dual-phase-steels voestalpine-EN-12062019.pdf. [Último acceso: 17 07 2019].
[25] ArcelorMittal, «ArcelorMIttal,» [En línea]. Available: https://automotive.arcelormittal.com/DP. [Último acceso: 17 07 2019].
[26] V. L. de la Concepción, H. N. Lorusso y H. G. Svoboda, «Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels,» Procedia Materials Science 8, pp. 1047-1056, 2015. DOI: https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.167
[27] ASTM International, E384 -99, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, West Conshohocken, PA., 2000. https://www.astm.org/
[28] D. A. Porter, K. E. Easterling y M. Y. Abdelraouf, Phase Transformations in Metals and Alloys, CRC Press, 2009. ISBN: 9781420062106 - CAT# 62107
[29] B. Hutchinson, J. Hagström , O. Karlsson, D. Lindell, M. Tornberg, F. Lindberg y M. Thuvander , «Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5%C),» Acta Materialia, vol. 59, nº 14, pp. 5845-5858, 2011. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.05.061
[30] Y. Imai y M. Tzumiyama, «Stabilization of Austenite-Martensite Transformation,» Journal of the Japan Institute of Metals, vol. 23, pp. 156-160, 1959. DOI: https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.23.3_156
[31] A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, F. C. Rizzo, K. D. Clarke y E. De Moor, «Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment,» Acta Materialia, vol. 56, nº 1, pp. 16-22, 2008. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.08.051
[32] T. Ohmura, K. Tsuzaki y S. Matsuoka, «Nanohardness measurement of high-purity Fe-C martensite,» Scripta Materialia, vol. 45, pp. 889-894, 2001. DOI: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01121-6
[33] S. S. Hansen, J. B. Vander-Sande y M. Cohen, «Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels,» Metallurgical Transactions A, vol. 11, nº 3, pp. 387-402, 1980. DOI: https://doi.org/10.1007/BF02654563
[34] M. Longauerová, «Precipitation and Recrystallization in Austenite of Nb-V Microalloyed Steel,» Materials Science Forum, vol. 113, pp. 485-490, 1993. DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.113-115.485
[35] M. Kalantar, H. Najafi y M. R. Afshar, «Comparison Between Vanadium and Niobium Effects on the Mechanical Properties of Intercritically Heat Treated Microalloyed Cast Steels,» Metals and Materials International, vol. 25, nº 1, pp. 229-237, 2019. DOI: https://doi.org/10.1007/s12540-018-0154-z
[36] N. E. Dowling, Mechanical Behavior of Materials, New Jersey: Prentice Hall, 2006. ISBN-13: 978-0132256094

MATERIAL SUPLEMENTARIO

https://www.revistadyna.com/documentos/pdfs/_adic/9297-1.pdf