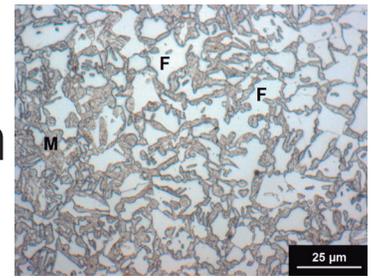


Uso de los diagramas de transformación de fases TTT y CCT para el diseño de rutas de fabricación de aceros avanzados de alta resistencia



The use of TTT and CCT phase transformation diagrams to design processing routes of advanced high strength steels



José-Sergio Pacheco-Cedeño¹, Emmanuel-José Gutiérrez-Castañeda^{1,3}, José-de-Jesús Cruz-Rivera¹ y Pedro Garnica-González²

¹ Universidad Autónoma de San Luis Potosí. Instituto de Metalurgia. Sierra Leona #550 Col. Lomas 2ª Sección - San Luis Potosí (México). Tfn: +52 1 443 282 03 37.

² TecNM Campus Instituto Tecnológico de Morelia. División de Estudios de Posgrado e Investigación. Avenida Tecnológico #1500, Col. Lomas de Santiaguillo - Morelia, Michoacán (México).

³ CONACYT. Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología, Av. de los Insurgentes Sur, 1582, Colonia Crédito Constructor, Del. Benito Juárez - 03940 Ciudad de México (México).

DOI: <http://dx.doi.org/10.6036/8578> | Recibido: 11/09/2017 • Evaluando: 13/09/2017 • Aceptado: 22/12/2017

ABSTRACT

- Advanced High Strength Steels (AHSS) have been developed to meet the demands of the automotive industry, which are focused on making the use of fuel more efficient, with a special interest in reducing the weight of vehicles but without sacrificing the safety of passengers. Microstructural control is the key in the development of these steels, making it possible to obtain different degrees of resistance but with the same chemical composition. In the present work, TTT and CCT diagrams were used as a potential tool for designing an appropriate thermal treatment for the manufacture of two AHSS steels. The CCT and TTT diagrams were simulated using the JMat-Pro software version 8.0. The critical temperatures of transformation A₁ and A₃, were determined experimentally by dilatometry. The steel was heat treated following two routes. In the first route, a two-phase microstructure consisting on ferrite+martensite was generated, which is typical of dual phase steels (DP). The second was designed to obtain a multiphase microstructure consisting on ferrite+retained austenite+bainite+martensite, which is typical of transformation induced plasticity (TRIP) steels. The strength of the two types of steels was evaluated by uniaxial tensile tests, obtaining average values of ultimate tensile strength and % elongation of 1067 MPa and 7.51 % for DP steel and 890 MPa and 30.75 % for TRIP steel, respectively. These values are in accordance with those expected for this type of steels. The results show that CCT and TTT diagrams can be used to determine optimal processing conditions for the development of AHSS steels, by which time and processing costs can be reduced.
- Keywords:** TRIP steels, simulation, advanced high strength steels, double phase steel, multiphase steel.

RESUMEN

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) fueron desarrollados para satisfacer las demandas de la industria automotriz, las cuales están enfocadas a hacer más eficiente el uso del combustible, por lo que se ha puesto especial interés en reducir el peso de los vehículos, pero sin sacrificar la seguridad de los pasajeros. El control microestructural es la clave en el desarrollo de estos aceros, haciendo posible la obtención de

diferentes grados de resistencia, aún con la misma composición química. En el presente trabajo se usaron diagramas TTT y CCT como una herramienta potencial para diseñar una ruta de procesamiento apropiada para fabricación de dos aceros AHSS. Los diagramas CCT y TTT fueron simulados utilizando el software JMat-Pro® versión 8.0. Las temperaturas críticas de transformación A₁ y A₃, fueron determinadas experimentalmente mediante dilatometría. El acero fue tratado térmicamente siguiendo dos rutas. En la primera ruta se generó una microestructura bifásica compuesta de ferrita+martensita, característica de los aceros doble fase (DP). La segunda fue diseñada para obtener una microestructura multifásica que consiste de ferrita+austenita retenida+bainita+martensita, la cual es característica de los aceros con transformación inducida por plasticidad (TRIP). Se evaluó la resistencia de los dos tipos de aceros mediante ensayos de tensión uniaxial, obteniéndose valores promedio de resistencia máxima y porcentaje de elongación de 1067 MPa y 7,51 % para el acero DP y de 890 MPa y 30,75 % para el acero TRIP, respectivamente. Estos valores están en concordancia con los esperados para este tipo de aceros. Los resultados conseguidos muestran la utilidad de los diagramas CCT y TTT obtenidos por simulación que podrían emplearse para determinar condiciones óptimas para el desarrollo de aceros AHSS con lo cual se pueden reducir tiempos y costos de fabricación.

Palabras clave: Aceros TRIP, simulación, aceros avanzados de alta resistencia, acero doble fase, acero multifásico.

1. INTRODUCCIÓN

Hacia el final del siglo XX e inicio del XXI, la demanda de materiales por parte de la industria ha representado el principal promotor de la investigación y desarrollo de nuevos materiales. La generación de nuevos aceros es motivada por necesidades en las industrias automotriz, naval, aeronáutica y aeroespacial, ya que actualmente se han desarrollado aceros con mejores propiedades mecánicas.

Como respuesta, la industria acerera desarrolló dos familias de aceros: los HSS (Aceros de Alta Resistencia) y los AHSS (Aceros Avanzados de Alta Resistencia) los cuales ofrecen un balance adecuado entre bajo costo y altas propiedades mecánicas, permitiendo la reducción de peso de los componentes fabricados con

estos aceros [1]. Los AHSS presentan límites elásticos entre 400-1900 MPa, y en esta familia se encuentran los: DP (Doble Fase), CP (Fase Compleja), Bainíticos, Martensíticos y TRIP. De tal forma, dos tipos de aceros pueden tener la misma composición química, pero la distribución, cantidad, tamaño y forma de las fases presentes determinarán la diferencia del comportamiento mecánico.

Los aceros DP con microestructura compuesta de las fases ferrita+martensita presentan un adecuado equilibrio entre resistencia y ductilidad, ya que exhiben una resistencia a la tracción entre 450-1350 MPa, con porcentajes de elongación que varían entre 5-38 % [2]. La ventaja importante de los aceros DP es el relativamente alto endurecimiento por deformación que exhiben [3].

Por su parte los aceros TRIP poseen una microestructura multifásica compuesta de ferrita (55-65 %), bainita (25-35 %) y austenita retenida (5-20 %) [3]. Estos aceros presentan una alta resistencia mecánica y una alta ductilidad [4-5], las resistencias a la tracción varían entre 550-1100 MPa y los porcentajes de elongación varían entre 12-38 % [2], lo cual se debe a la transformación de la austenita retenida meta-estable a martensita durante la deformación plástica [6]. En este tipo de aceros, la estabilización de la austenita a temperatura ambiente es el punto más importante y se debe principalmente a tres factores: 1) el enriquecimiento en carbono que ocurre durante el tratamiento intercrítico [7], 2) el tamaño de la fase o del grano relativamente pequeño y 3) el control de la temperatura durante los tratamientos térmicos [8].

La obtención de los aceros DP se realiza mediante un recocido intercrítico (RI) a una temperatura dentro del campo bifásico ferrita+austenita, donde la austenita se transforma en martensita durante un temple hasta temperatura ambiente. Este mismo recocido se aplica también como primer paso para producir aceros TRIP [9], para posteriormente realizar un tratamiento isotérmico (TI) y finalmente un temple.

El diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) es utilizado en el seguimiento de los tratamientos térmicos del acero, donde se requiere conocer el producto (fase(s)) resultante después de mantenerlo a una temperatura constante por un tiempo determinado. Posteriormente, durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, ese producto se puede mantener o transformar lo cual se puede pronosticar mediante el diagrama de transformación en enfriamiento continuo (CCT). Ambos tipos de diagramas son característicos de cada material y dependen principalmente de la composición química. Para aceros comerciales se encuentran disponibles dichos diagramas y son el resultado de una gran cantidad de muestras tratadas térmicamente y analizadas metalográficamente. Sin embargo, la determinación de las condiciones (tiempo-temperatura) para el RI (de aceros DP y TRIP) y el TI (para el acero TRIP), suelen ser una tarea que requiere la inversión de tiempo y recursos económicos, ya que comúnmente se determinan de forma experimental. Estas condiciones de procesamiento tienen como objetivo lograr el balance apropiado de fases y/o evaluar el efecto de las variables operativas sobre las propiedades mecánicas [10-17]. Hoy en día existen herramientas que facilitan la obtención de dichas condiciones como lo es la simulación de diagramas TTT y CCT [18].

En los aceros DP el contenido de los principales elementos de aleación varían entre 0,05-0,20 %C, 1,00-1,50 %Mn y 0,30-2,26 %Si [9]. Para el caso de los aceros TRIP, el porcentaje de los elementos principales de aleación oscilan entre 0,1-0,4 %C, 1,0-2,5 %Mn, 1,0-2,5 %Si y 1,0-2,5 %Al [19].

Una ruta de procesamiento para la obtención de aceros DP y TRIP se muestra en la Figura 1. El acero se lamina en la fase austenita (γ) a una temperatura por arriba de la temperatura crítica A_3 ,

y posteriormente se deja enfriar al aire (Figura 1a). A continuación, se realiza un RI a una temperatura entre las temperaturas críticas A_1 y A_3 y dependiendo del tipo de microestructura a generar, se realiza un temple en agua (Figura 1b), o un segundo tratamiento a una temperatura T_{iso} , para posteriormente temprar (Figura 1c). La temperatura T_{iso} debe ser mayor a la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s).

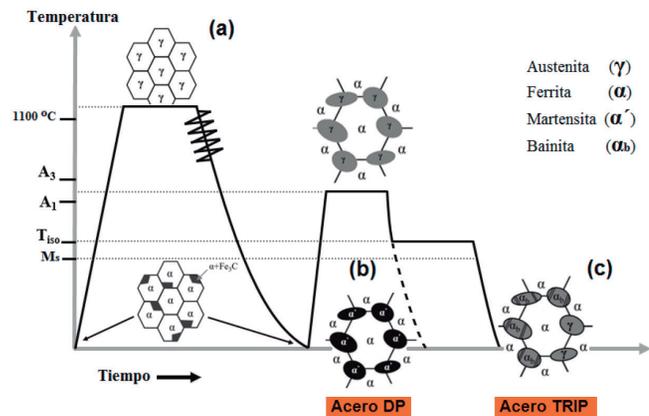


Fig. 1: Ruta de procesamiento para obtener un acero: a) laminado en caliente, b) DP, c) TRIP

En el presente trabajo, se muestra como a partir de un acero comercial AISI-1018 y ferro-aleaciones se obtuvieron dos aceros avanzados de alta resistencia (DP y TRIP) con la misma composición química (lo cual es posible, ya que el porcentaje de los elementos principales de aleación se encuentran dentro del rango típico), que mediante el uso de diagramas TTT y CCT simulados permitieron determinar las condiciones de tiempo y temperatura de los tratamientos térmicos efectuados.

2. MATERIALES Y METODOS

2.1. FUSIÓN, VACIADO Y LAMINACIÓN

Se utilizó como materia prima 18 kg de un acero comercial AISI-1018, el cual se fundió en un horno eléctrico de inducción con crisol de alúmina. Una vez fundido se agregaron 0,175 kg de ferro-manganeso de alto contenido de carbono (6,446 %C) y 0,300 kg de ferro-silicio de bajo contenido de carbono (0,091 %C), se le dio un tiempo suficiente para lograr la homogenización química del baño metálico y se vació a una temperatura de 1640 °C en una lingotera metálica con dimensiones de 50 x 38,5 x 280 mm. La composición química obtenida del acero fue 0,21 %C, 2,16 %Si, 1,22 %Mn, 0,019 %P y 0,021 %, la cual se determinó mediante un espectrómetro de fluorescencia de R-X marca BRUKER modelo S8 TIGER y el contenido de carbono con un analizador marca LECO modelo CS-200. El lingote obtenido fue dividido en dos partes iguales de longitud de 140 mm. Estos tochos se austenitizaron a una temperatura de 1150 °C durante 2 horas en un horno de resistencias. Se sacaron del horno y se laminaron en caliente en un molino duo-reversible entre 1000-1100°C consecutivamente hasta un espesor de 13 mm logrando una reducción total de área de 63 % (Figura 2 anexo I). De dicha laminación se obtuvieron dos placas de 13 x 55 x 353 mm, que se dejaron enfriar al aire.

2.2. PREPARACIÓN DE MUESTRAS DE ACERO BASE

Dilatometría

Se maquinaron tres muestras cilíndricas de 7 mm de diámetro y 20 mm de altura para realizar ensayos de dilatometría y deter-

minar las temperaturas críticas A_1 y A_3 . El dilatómetro utilizado fue marca LINESIS modelo L-75, usando una velocidad de calentamiento de 0,13 °C/s para alcanzar una temperatura máxima de 1100 °C y un tiempo de permanencia de 300 s, y el enfriamiento se realizó a una velocidad controlada de 0,42 °C/s hasta 550 °C, todo lo anterior bajo una atmósfera controlada de argón. Después de analizar la información de dilatometría se encontró un valor de 743 °C para A_1 y 886 °C para A_3 .

Tratamiento térmico

Se maquinaron 12 muestras de acero con dimensiones de 6.5 x 10 x 10 mm que fueron utilizadas en los diferentes tratamientos térmicos. Las muestras se instrumentaron con termopares tipo K compactados en funda de Inconel de 1,587 mm de diámetro y para registrar la historia térmica se utilizó una tarjeta de adquisición de datos a una velocidad de 10 valores/s.

Ensayo de Tensión

A partir del material laminado, se maquinaron nueve probetas planas con dimensiones en la sección calibrada de 6 mm de ancho y 5,9 mm de espesor, preparadas de acuerdo a la norma ASTM-E8/E8M-16a [20] para someterlas a los tratamientos térmicos. Las pruebas de tracción se realizaron en una máquina de ensayos universal marca INSTRON modelo 5500R a una temperatura de 32 °C y una velocidad de tracción de 0,034 mm/s.

2.3. TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO BASE

Generación de acero DP

Se realizó un RI en una mufla marca LINDBERG modelo BLUE M con ajuste de temperatura ± 5 °C, a una temperatura T_1 entre A_1 y A_3 , durante un tiempo t_1 seguido de un temple en agua a temperatura ambiente. Las condiciones de tiempo (t_1) y temperatura (T_1) del RI, se determinaron mediante el uso del diagrama TTT simulado, como se explica en la sección 3.1, para lograr como objetivo un volumen de ferrita entre 50-60 %.

Generación de acero TRIP

Para este caso se realizaron dos tratamientos térmicos. El primero fue el RI, mencionado anteriormente y posteriormente un TI. Este último se realizó en un baño de sales a una temperatura T_{iso} , 50 °C mayor que la temperatura M_s . El tiempo de permanencia a esa temperatura fue de 300 s, determinado en base al diagrama CCT, y posteriormente se templó en agua a temperatura ambiente.

2.4. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y CUANTIFICACIÓN DE FASES

La caracterización microestructural de las muestras laminadas en caliente y con tratamientos térmicos se realizó mediante microscopía óptica. Para el caso del acero TRIP se usó difracción de rayos x (DRX) para la identificación y cuantificación de la austenita antes y después del ensayo de tensión. Las muestras fueron preparadas metalográficamente vía desbaste gradual con lija (#180-#2000), seguido del pulido en paño con pasta de diamante de 3 y 1µm. Para las muestras del acero base y DP, se utilizó como reactivo de ataque nital al 3 % durante 12 s. Para el acero TRIP, se utilizaron dos reactivos, nital al 3% durante 12 s seguido de un ataque con LePera durante 18 s.

La adquisición de imágenes e identificación de la ferrita y bainita se hizo con un microscopio óptico marca Olympus GX51, y su cuantificación se llevó a cabo mediante análisis de imágenes con el software SigmaScan Pro versión 5. La identificación de la

austenita se realizó en un difractómetro marca Rigaku usando un tubo de Cu, y la fracción de austenita se determinó a través del procedimiento de la norma ASTM E975-13 [21]. En este procedimiento, se utiliza la intensidad integrada de los picos de ferrita (200) y (211) y de austenita (220) y (311), usando la ecuación siguiente:

$$V_V = \frac{\frac{I_V^{220}}{R_V^{220}} + \frac{I_V^{311}}{R_V^{311}}}{\frac{I_\alpha^{200}}{R_\alpha^{200}} + \frac{I_\alpha^{211}}{R_\alpha^{211}} + \frac{I_V^{220}}{R_V^{220}} + \frac{I_V^{311}}{R_V^{311}}} \quad (1)$$

Donde V_V es el volumen de austenita, I_V^{hkl} es la intensidad integrada de los planos hkl correspondientes a la austenita, I_α^{hkl} es la intensidad integrada de los planos hkl de la ferrita, R_V^{hkl} y R_α^{hkl} son la intensidad teórica calculada de los planos hkl de la austenita y ferrita, respectivamente.

3. RESULTADOS

3.1. DETERMINACIÓN DE LAS CONDICIONES DE PROCESAMIENTO

Para la simulación de los diagramas CCT y TTT mediante el software JMat-Pro® se introdujeron como datos, la composición química del acero, las temperaturas críticas (A_1 y A_3) y el tamaño de grano austenítico (ASTM 7). En la Figura 3 se muestra el diagrama TTT simulado y se puede observar que a una temperatura de 780 °C con tiempo de 300 s se obtiene más de un 50% de ferrita, fracción necesaria tanto para el acero DP como para el acero TRIP. Entonces las condiciones para el RI serán $T_1=780$ °C y $t_1=300$ s.

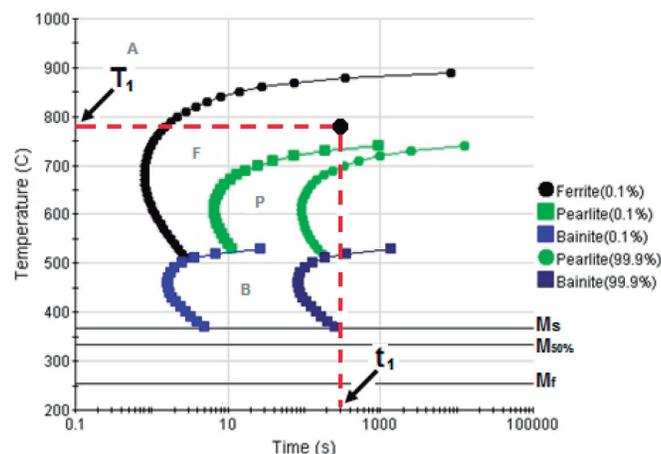


Fig. 3: Diagrama TTT simulado mediante JMat-Pro®

En la Figura 4 se presenta el diagrama CCT simulado, en la que se agregó la velocidad de enfriamiento crítica (línea roja) para obtener un acero DP, y para lograrlo se requiere una velocidad de enfriamiento cercana a los 100 °C/s durante el temple. Para el caso de un acero TRIP se requiere una velocidad aproximada de 85 °C/s (línea café), hasta alcanzar una temperatura T_{iso} de 415 °C y mantenerse durante 300 segundos para promover la formación de un 25-30 % de bainita y el resto del volumen en austenita sin transformar (austenita retenida). Con estos valores de temperatura y tiempo, se definieron las condiciones para el TI. Adicionalmente se hizo el TI con tiempos de 60 y 600 s a la temperatura T_{iso} para evaluar la evolución de la austenita retenida.

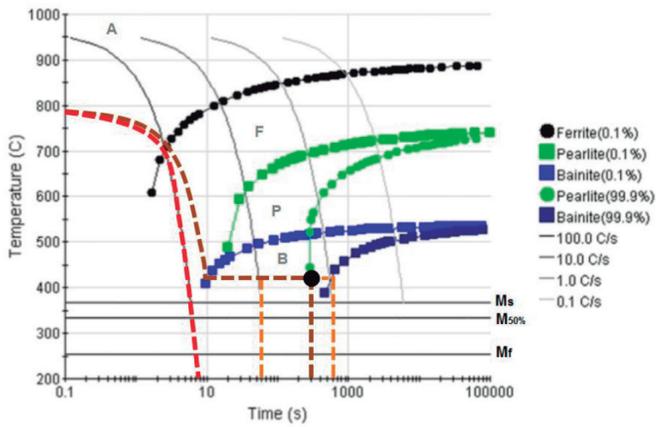


Fig. 4: Diagrama CCT simulado con las curvas de enfriamiento críticas

La Figura 5 presenta el diagrama con la sobreposición del historial térmico experimental de las probetas sometidas a los tratamientos térmicos. La línea roja pertenece a las probetas que se sometieron al RI y temple, de acuerdo al diagrama, la microestructura final (punto A) consiste en ferrita+martensita, correspondiendo al acero DP. La línea café, primero cruza la zona de formación de ferrita (punto B) y posteriormente a una temperatura de 411 °C entra en la zona de transformación bainítica (punto C), sin pasar por la zona de formación de perlita. Manteniendo a dicha temperatura durante 300 s, la microestructura formada (punto D) constará de ferrita+bainita+austenita. Al ser la austenita una fase inestable a baja temperatura seguirá transformándose en bainita y una parte quedará como austenita enriquecida en carbono durante la transformación bainítica, y que, al momento del temple, parte de esa austenita se transformará en martensita y otra permanecerá como austenita retenida (punto E). Siendo estas las fases que se buscan en el acero TRIP.

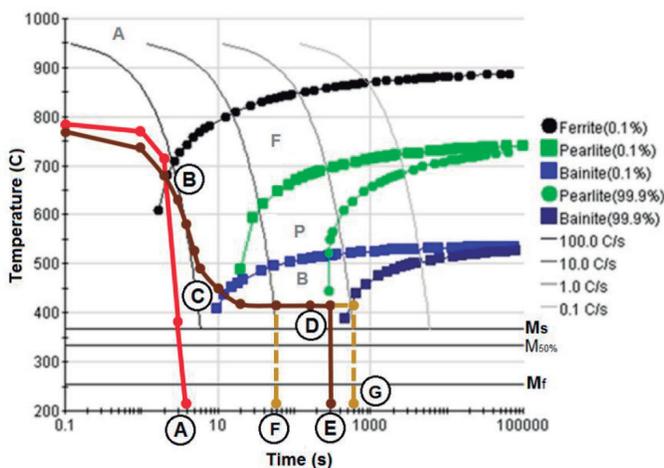


Fig. 5: Superposición del historial térmico experimental en el diagrama CCT

3.2. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

3.2.1. Microestructura del acero base

En la Figura 6 (anexo I), se muestra la microestructura del acero obtenida de la laminación en caliente con enfriamiento al aire y consiste de ferrita pro-eutectoide y perlita con un tamaño de grano ASTM-8. Esta microestructura fue el punto de partida en la ruta de procesamiento para la posterior obtención de los aceros DP y TRIP.

3.2.2. Microestructura del acero DP

La Figura 7 presenta la microestructura obtenida en el punto A de la Figura 5. Se puede observar la presencia de ferrita con morfología irregular con un volumen promedio de 55 % y martensita (color café) con 45 %.

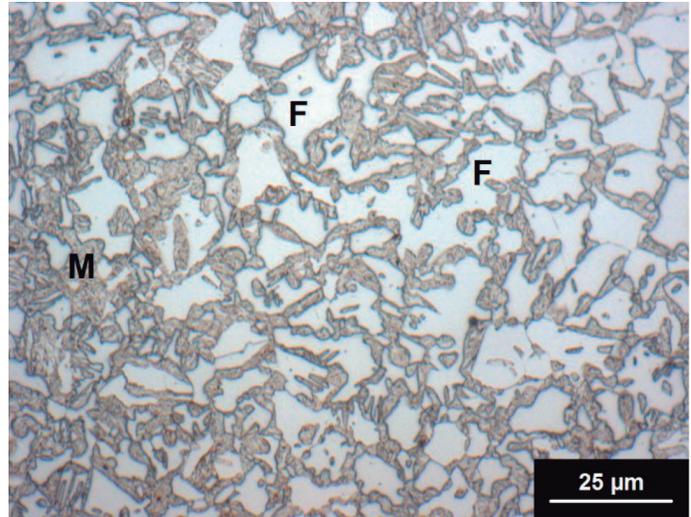


Fig. 7: Microestructura del acero DP formada por ferrita (F) y martensita (M)

3.2.3. Microestructura del acero TRIP

En la Figura 8, se muestra la evolución microestructural de las probetas después del RI, las cuales se sometieron a 60, 300 y 600 s de permanencia en el TI, puntos F, E y G de la Figura 4, respectivamente. En las tres micrografías, se observó la presencia de ferrita y bainita, también se identificó la presencia de otras fases, que podrían tratarse de austenita y/o martensita. La identificación de estas fases no fue posible con el reactivo de LePera, porque la revela de forma similar, dejándolas en un color claro. Por tal razón, la identificación de la austenita fue vía DRX.

En dichas micrografías, la principal diferencia es que el área de la fase clara va disminuyendo conforme se incrementa el tiempo de permanencia en el tratamiento isotérmico. A 60 s cubre una superficie de 13,36 %, a 300 s disminuye a 7,42 % y a los 600 s se reduce al 6,43 %. Esto se debe a que parte de la austenita disponible se transforma en bainita durante el TI, y el resto de austenita no transformada puede permanecer retenida y/o transformarse en martensita durante el temple. De acuerdo al diagrama CCT de la Figura 4, a una temperatura de 411°C después de 600 s, prácticamente ha finalizado la transformación bainítica. Esto trae como consecuencia que no exista o quede una mínima cantidad de austenita que pueda transformar en martensita durante el temple, debido a que esta se ha enriquecido con carbono durante la transformación quedando una austenita en estado meta-estable [19]. Debido a lo anterior, las zonas blancas que se muestran en la Figura 8c, se pueden asociar a la austenita retenida, la cual posteriormente podrá transformarse en martensita bajo condiciones de deformación plástica.

En la Figura 9, se presentan los difractogramas de las probetas después del TI, con la identificación de los picos de ferrita (α) y austenita (γ) entre los ángulos 2θ de 60 ° a 95 °. En los difractogramas 9a-c, se observan dos picos de ferrita [(200) α y (211) α] y dos de austenita [(220) γ y (311) γ] que se utilizan para la cuantificación de la austenita retenida. La principal diferencia se observa en los picos de la austenita, donde a mayor tiempo del TI, los picos tienen una mejor definición y su intensidad se incrementa debido a que durante la transformación bainítica existe un enriquecimiento

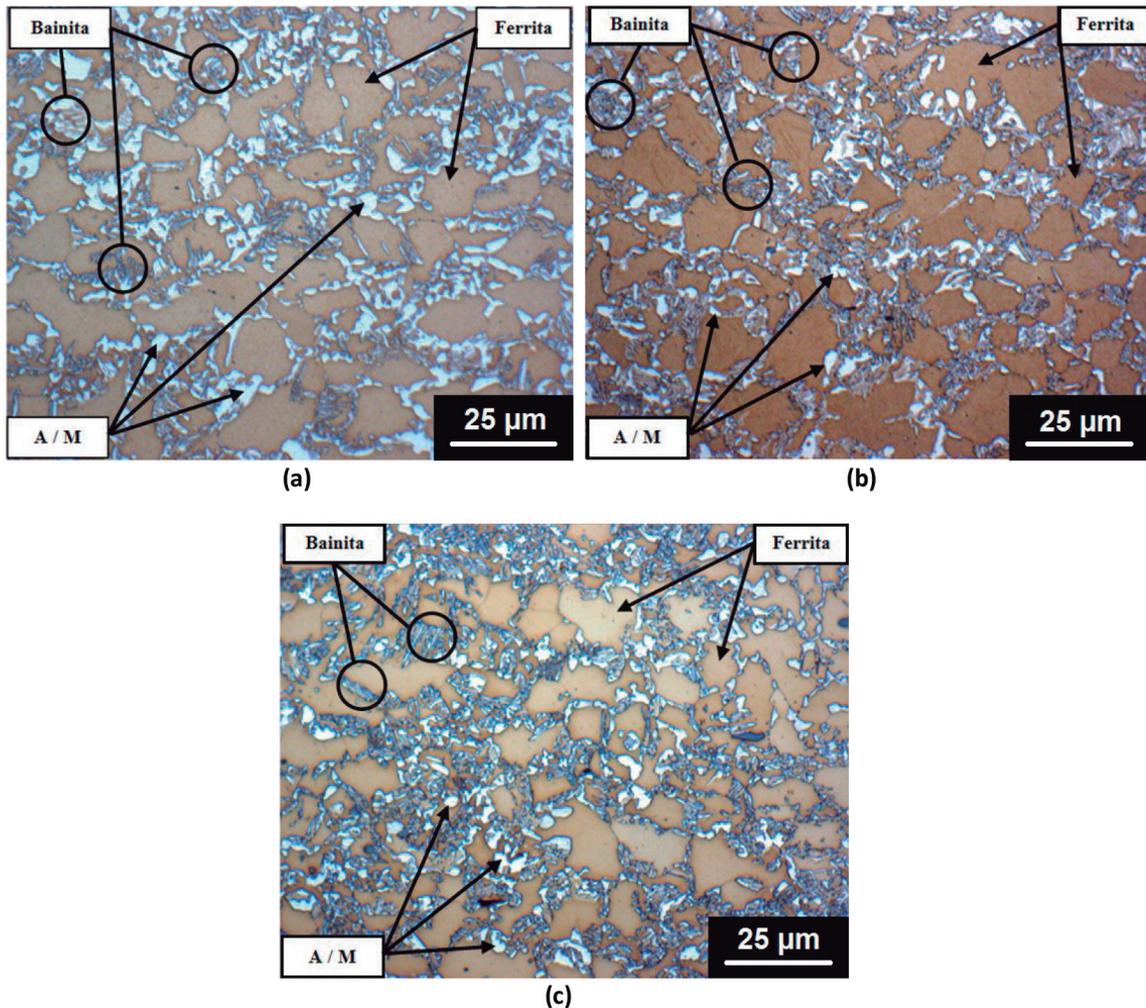


Fig. 8: Microestructura del acero TRIP con tiempo de permanencia en el TI de: a) 60 s. b) 300 s y c) 600 s. Bainita (B), Ferrita (F), Austenita (A), Martensita (M)

de carbono en la austenita lo cual promueve un mayor volumen de austenita estabilizada a temperatura ambiente. En la Tabla I (anexo I), se muestran los resultados de DRX y la cuantificación de austenita retenida obtenida bajo las tres condiciones del TI de acuerdo a la Ecuación 1.

En la Figura 10 (anexo I), se muestra el resultado de la fracción de ferrita y austenita retenida obtenida en las probetas en función del tiempo de permanencia durante el TI. A partir de esta figura, se puede observar estabilización de la austenita a partir de 300 s y un volumen máximo de 15,45 % a 600 s.

De acuerdo a los resultados obtenidos por microscopía óptica y DRX, para las condiciones del RI (780 °C y 300 s) y el TI (411 °C y 300 s), se obtuvo un volumen de fases adecuado para un acero con comportamiento TRIP, de ferrita 55,07 % \pm 1,93, y de austenita retenida 15,06 % \pm 0,49 y un volumen aproximado de bainita y martensita del 28%, este último fue calculado de la diferencia del 100 % del volumen y los volúmenes de ferrita y austenita.

3.3. COMPORTAMIENTO MECÁNICO

En la Figura 11, se muestra una de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril de las probetas con los distintos tratamientos térmicos. A partir de esta figura se puede observar el efecto del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas. El acero base con microestructura ferrítico-perlítica, alcanzó un esfuerzo máximo de 714 \pm 14,28 MPa y elongación del 11,54 \pm 0,26 %, el acero DP presentó 1067 \pm 16,37 MPa de esfuerzo máximo y elongación del 7,51 \pm 0,14 %. Finalmente, el acero TRIP alcanzó

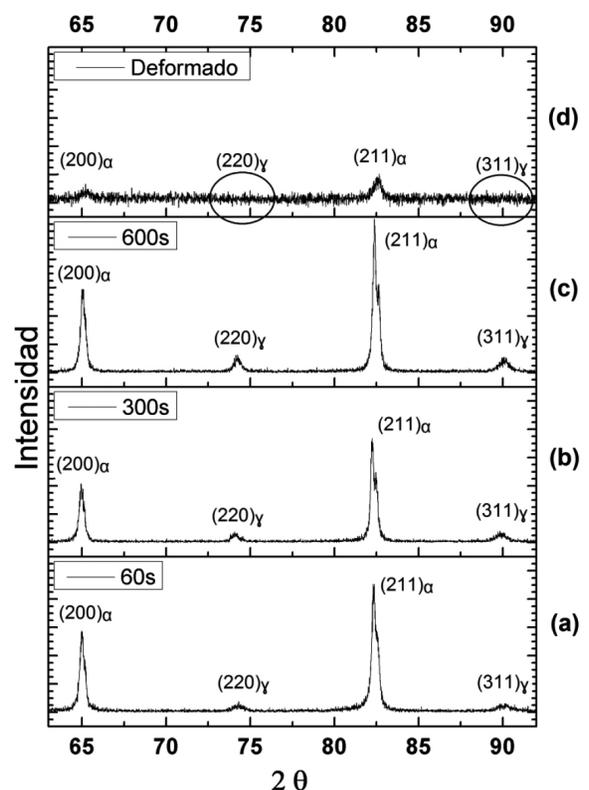


Fig. 9: Difractogramas en probetas con TI: a) 60 s, b) 300 s, c) 600 s y d) con deformación

un esfuerzo máximo de $890 \pm 11,90$ MPa y elongación del $30,75 \pm 0,48$ %.

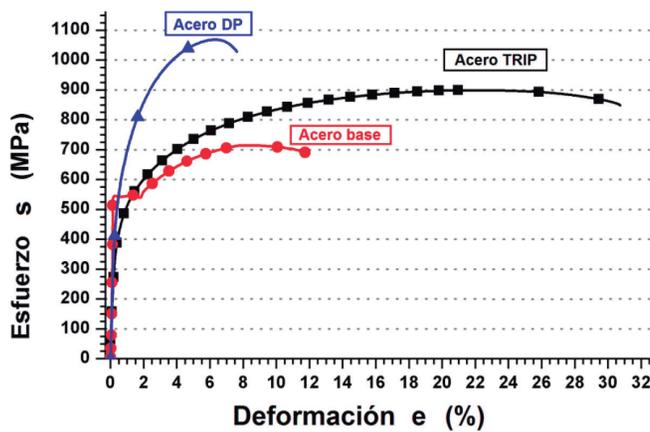


Fig. 11: Curvas esfuerzo-deformación ingenieril del acero base, DP y TRIP fabricados

Después del ensayo de tensión las probetas de acero TRIP fueron analizadas por DRX, para cuantificar la austenita en la zona deformada plásticamente cerca de la fractura. En la Figura 9d se presenta uno de los difractogramas de estas probetas, en el cual se observa que la intensidad de los picos correspondientes a la austenita disminuyó con respecto al de la muestra sin deformar tratada por 300 s (Figura 9b). La fracción de austenita presente después de la deformación fue de 8,91 % (Tabla I anexo I), lo cual indica que un 6,15 % de austenita retenida se transformó en martensita durante la deformación plástica.

4. DISCUSION

La simulación de los diagramas CCT y TTT, permitió establecer rápidamente las condiciones de tiempo, temperatura y rapidez de enfriamiento de los tratamientos térmicos (RI y TI) utilizados para los aceros DP y TRIP.

Las condiciones para el RI para los aceros DP y TRIP, oscilan entre 730–850 °C y tiempo de 180–3600 s, por su parte para el TI las condiciones oscilan entre 400–480 °C con tiempos entre 60 y 300 s. No se puede generalizar el tiempo y temperatura para el RI y TI para generar aceros DP y/o TRIP, puesto que dichas condiciones dependen directamente de la composición química y del volumen de fases que se desean obtener. Debido a lo anterior, para conseguir este tipo de aceros hay una gran variedad de composiciones químicas. En la Tabla II (anexo I) se muestran los elementos principales de algunas composiciones químicas y las condiciones bajo las cuales diferentes investigadores obtuvieron aceros DP y TRIP. El contenido de carbono del acero que fue estudiado, se encuentra en un valor intermedio para aceros TRIP y en el límite superior para aceros DP. Para bajos contenidos de carbono (<0,20 C), la temperatura intercrítica para lograr la fracción de ferrita (50–60 %) en un acero TRIP debe ser mayor, mientras que para lograrlo en un acero DP, debe ser menor. El contenido de manganeso, está en un valor intermedio dentro de las composiciones químicas mostradas en la Tabla II. Por último, el contenido de silicio, es mayor comparado con las demás composiciones. En el caso de los aceros TRIP, se recomienda que este sea mayor al 1,5% para la estabilización de la austenita a bajas temperaturas. Esta estabilización también se puede lograr con la adición de aluminio [19].

Es importante mencionar que las condiciones de los aceros de referencia mostrados en la Tabla II fueron determinadas

variando ya sea la temperatura, el tiempo o ambas, a fin de evaluar la evolución microestructural o para alcanzar el balance de fases. Dicho procedimiento conlleva el consumo de tiempo y recursos económicos, el cual se puede reducir o evitar, teniendo los diagramas TTT y CCT de cada una de las composiciones. En la presente investigación, se logró reducir el trabajo experimental al simular los diagramas TTT y CCT para aplicarlos en el diseño de los tratamientos térmicos para los aceros DP y TRIP, partiendo de la misma composición química.

Los aceros DP y TRIP, muestran un amplio rango de valores de resistencia y elongación, para los aceros DP básicamente están en función del balance de sus fases, donde la fracción de ferrita presente puede oscilar entre el 50–80 % [3, 14–17]. A valores altos de ferrita (80 %) la resistencia a la tracción bajara hasta valores cercanos a los 570 MPa, mostrando entonces un alto porcentaje de elongación, hasta 25 % [17]. Este comportamiento se invierte al aumentar la fracción de martensita. Los aceros TRIP deben su comportamiento mecánico a la distribución de fases, donde la austenita retenida juega un papel importante, ya que se transformará en martensita durante la deformación plástica, incrementando la resistencia a la tracción. Sin embargo, esta transformación está limitada por la temperatura, la cual tiene un rango de operación (M_s , M_s^σ y M_d) [22]. La temperatura M_s^σ es la temperatura de transición entre la transformación asistida por el esfuerzo y la transformación inducida por deformación plástica y la temperatura M_d es donde la transformación se inhibe a pesar de aplicar esfuerzo y deformación plástica. A una temperatura M_s o menor, la transformación de austenita a martensita se realiza de manera espontánea en sitios de nucleación preexistentes, sin la necesidad de aplicar algún esfuerzo. Por debajo de la temperatura M_s^σ se presenta la transformación asistida por el esfuerzo, efecto SAM, y entre la temperatura M_s^σ y M_d se presenta el efecto TRIP. Existen varios métodos para la determinación de estas temperaturas, sin embargo, la temperatura M_s^σ ha sido reportada de forma general entre -5 y 20 °C y la temperatura M_d por arriba de los 70 °C para aceros TRIP con composición química C-Mn-Si [23–24], por tal razón, la temperatura durante los ensayos de tracción fue de 32 °C.

Una limitante del presente trabajo es la cuantificación de la ferrita, bainita y martensita presente en los aceros DP y TRIP, la cual se realizó mediante análisis de imágenes. Esta medición ha sido realizada por otros autores utilizando distintas técnicas de análisis en aceros que presentan el efecto TRIP [25–27] pero suponen cierta sofisticación y complicación que no están dentro de los objetivos principales de este trabajo.

5. CONCLUSIONES

Los diagramas TTT y CCT simulados que se usaron para determinar las condiciones de los diferentes tratamientos térmicos en la obtención de aceros DP y TRIP son una guía importante, que se refleja en la reducción en el tiempo y número de ensayos. Consecuentemente, la preparación de probetas para la caracterización microestructural se reduce, ya que hay una buena concordancia entre los diagramas y las fases obtenidas al final de los tratamientos térmicos diseñados.

La composición química propuesta y el tratamiento térmico diseñado, permitieron la generación de dos aceros AHSS, que de acuerdo a la microestructura y propiedades mecánicas resultantes muestran un comportamiento característico de los aceros DP y TRIP. En el caso específico de los aceros TRIP se pudo comprobar mediante la cuantificación del volumen de austenita la transformación a martensita inducida por la deformación plástica.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Jambor A, Beyer M, "New cars - new materials". *Materials & Design*, 1997, vol.18, Issue4-6, p.203-209, DOI:[https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(97\)00049-6](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(97)00049-6).
- [2] International Iron and Steel Institute, *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0*, 2017. [ref. 2017-05-17], p.2.1-2.18, http://www.worldautosteel.org/download_files/AHSS%20Guidelines%20V6/00_AHSSGuidelines_V6_20170430.pdf.
- [3] Fonstein N, *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Radhakanta R. Shiv Brat-Singh (Editores). 1a Edición. India. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2016, p.478. ISBN:9780081006382.
- [4] Petrov R, Kestens L, Houbaert Y, "Recrystallization of a cold rolled TRIP-assisted Steel during reheating for intercritical annealing", *ISIJ International*, vol.41, 2001-8, p.883-890. DOI:<http://doi.org/10.2355/isijinternational.41.883>.
- [5] Zhang Y, Ma Y, Kang Y, "Mechanical properties and microstructure of TRIP steels produced using TSCR process", *Journal of University of Science and Technology Beijing B*, 2006, p.416-423. DOI:[https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(06\)60084-4](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(06)60084-4).
- [6] Zackay V.F, Parker E.R, Fahr D, "The enhancement of ductility on High-Strength Steels", *Transactions of the ASM*, 1967, vol.60, p.252-259.
- [7] Jacques P, Furnemont Q, Lani F, "Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: Characterization and mechanical testing", *Acta Materialia*, 2007, vol.55, p.3681-3693. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.02.029>.
- [8] Shan T.K, Li S, Zhang W.G, "Prediction of martensitic transformation and deformation behavior in the TRIP steel sheet forming", *Materials and Design*, vol.29, 2008, p.1810-1816. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.03.023>.
- [9] Fonstein N, *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, USA, 1st Edition, Springer, 2015, p.396. ISBN:978-3-319-19164-5.
- [10] Wang C, Ding H, Cai M, Rolfe B. "Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure". *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol.610, 65-75. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.029>.
- [11] Chiang J, Boyd J.D, Pilkey A.K, "Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel". *Materials Science and Engineering: A*. 2015, vol.638, p.132-142. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.069>.
- [12] Xu P.G, Tomota Y, Arakaki Y, "Evaluation of austenite volume fraction in TRIP steel sheets using neutron diffraction". *Materials Characterization*. 2017, vol.127, p.104-110, DOI:<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.02.028>.
- [13] Srivastava A. K, Jha G, Gope N, Singh S. B, "Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP-aided steel. *Materials Characterization*", 2006, vol.57-2, p.127-135. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.01.010>.
- [14] Darabi A. Ch, Chamani H.R, Kadkhodapour J, "Micromechanical analysis of two heat-treated dual phase steels: DP800 and DP980". *Mechanics of Materials*, 2017, vol.110, p.68-83. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.04.009>.
- [15] H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi, N. Saeidi. "Examination of phase transformation kinetics during step quenching of dual phase steels". *Materials Chemistry and Physics*, vol.187, 2017, p.203-217. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2016.12.002>.
- [16] Movahed P, Kolahgar S, Marashi S.P.H, "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*, vol.518, 2009, p.1-6. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.05.046>.
- [17] Hayat F, Uzun H, "Effect of Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Fracture Behaviour of Ship and Dual Phase Steels". *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2011, vol.18-8, p.65-72. DOI:[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(11\)60106-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60106-4).
- [18] Wang C, Ding H, Cai M, "Multi-phase microstructure design of a novel high strength TRIP steel through experimental methodology", *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol.610, p.436-444. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.063>.
- [19] Jacques P, "Phase transformations in steels Volume 2: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical

- techniques", Pereloma E, Edmonds D, 1st edition. U.K. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2012, p.680. ISBN:9781845699710.
- [20] ASTM E8 / E8M-16a, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, www.astm.org
 - [21] ASTM E975-13, *Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, www.astm.org.
 - [22] Olson G.B, Cohen M, "A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations", *Journal of the Less Common Metals*, 1972, vol.28-1, 1972, p.107-118, DOI:[http://dx.doi.org/10.1016/0022-5088\(72\)90173-7](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5088(72)90173-7).
 - [23] Vasilakos A.N, Papamantellos K, Haidemenopoulos G.N, "Experimental determination of the stability of retained austenite in low alloy TRIP steels". *Steel Research*. 1999, vol.70, p.466-471.
 - [24] Ludovic S, De Moor E, et al. "Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels". *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, vol.37-1, p.109-124.
 - [25] Weidner A, Glage A, Biermann H, "In-situ characterization of the microstructure evolution during cyclic deformation of novel cast TRIP steel", *Procedia Engineering*, 2010, Vol.2, p.1961-1971, DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.211>.
 - [26] Zaefferer S, Romano P, Friedel F, "EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels". *Journal of Microscopy*, 2008, vol.230, p.499-508, DOI:<https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2008.02010.x>.
 - [27] Warren A.D, Harniman R.L, Collins A.M, "Comparison between magnetic force microscopy and electron back-scatter diffraction for ferrite quantification in type 321 stainless steel", *Ultramicroscopy*, 2015, vol.148, p.1-9, DOI:<http://dx.doi.org/10.1016/j.ultramic.2014.08.006>.

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo se desarrolló gracias al apoyo del CONACYT a través de una beca para estudios Doctorales del autor principal en el DICIM de la UASLP. Asimismo, se agradece al Ing. José Jaime López Soria del Instituto Tecnológico de Morelia, a las L.Q. Claudia Hernández Galván y M.M.I.M Rosa L Tovar Tovar del Instituto de metalurgia de la UASLP, así como al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde y M.C. José G. Quezada Amezcua del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas y Materiales de la UMSNH, por las facilidades prestadas para llevar a cabo la experimentación".

MATERIAL SUPLEMENTARIO

http://www.revistadyna.com/documentos/pdfs/_adic/8578-1.pdf

