

Caracterización de material y determinación de propiedades de fractura de un acero TWIP

Material characterization and determination of fracture properties of a TWIP steel

Matías Bordone¹, Juan Perez-Ipiña² y Alberto Monsalve¹

¹Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.

²GMF, CONICET, Argentina
matias.bordone@usach.cl

Resumen

Los aceros *TWIP*, Twinning-Induced Plasticity (plasticidad inducida por maclado) están incluidos en el grupo de los denominados segunda generación de aceros avanzados de alta resistencia. Son aceros con alto contenido de manganeso (20% en peso aproximadamente) y totalmente austeníticos a temperatura ambiente. Tienen, a priori, un elevado potencial de aplicación por la particularidad de presentar una excelente combinación de resistencia y ductilidad, a la que se suma su gran capacidad de deformación ante esfuerzos de impacto entre otras cualidades sobresalientes. Los principales tópicos contemplados en las investigaciones llevadas a cabo en los aceros TWIP corresponden al estudio de las propiedades mecánicas tradicionales y la correlación entre éstas y la microestructura. Existen estudios acerca de conformabilidad, soldabilidad y fatiga por citar algunos más particulares. El presente trabajo se enfoca en una caracterización mecánica-metalúrgica de un acero de composición base y la determinación de las propiedades a fractura, aspecto del que no se dispone de mucha información en la literatura.

Palabras Clave: TWIP; Plasticidad inducida por trenza; Tenacidad a fractura; Curva J-R; JIc.

Abstract

Twinning-Induced Plasticity or *TWIP* steels are included in the second generation of advanced high-strength steels. Their manganese content is about 20 % in weight and the microstructure is fully austenitic at room temperature. TWIP steels becomes one of the most attractive and potential materials for many applications due their exceptional combination of strength and ductility and high energy absorption capacity under impact loading among other outstanding features. The main topics considered in researching of TWIP steels correspond to the study of mechanical properties and its correlation with microstructure. More particular investigations were developed in formability, weldability and fatigue properties. The present work is focused in a mechanical and metallurgical characterization of a base composition TWIP steel and the determination of fracture properties with the aim to explore this subject considering that not much information is available in literature.

Keywords: TWIP; Twinning-induced plasticity; Tenacidad a fractura; Curva J-R; JIc.

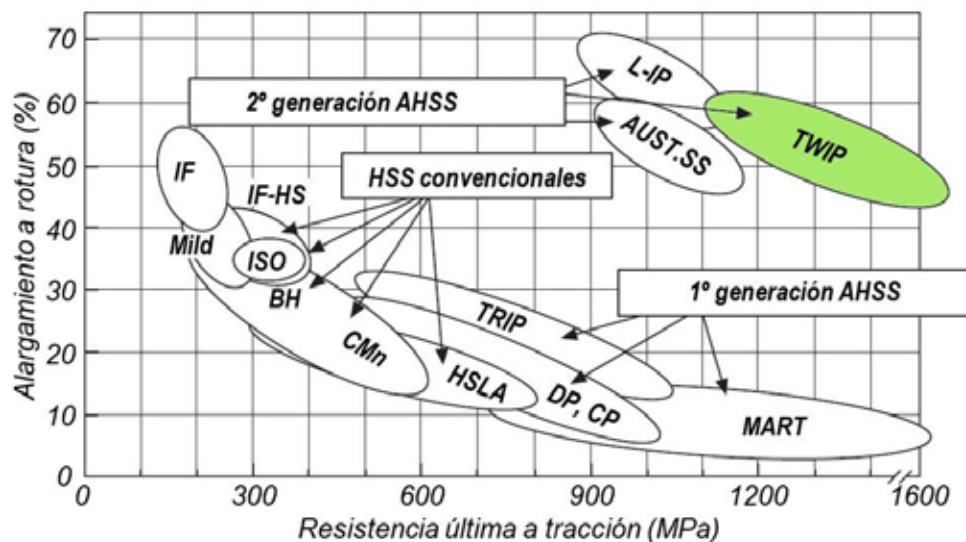
Introducción

El constante y creciente desarrollo tecnológico que aconteció en los últimos años en diversas áreas del sector metal-mecánico condujo al planteamiento de importantes desafíos. Éstos se vieron reflejados en la necesidad de contar con piezas cuyos diseños son cada vez más complejos, y los materiales utilizados para su construcción deben ser capaces de resistir eficientemente las solicitaciones externas impuestas, tanto en los procesos de fabricación como durante el desempeño en servicio. También deben tomarse en consideración todos los aspectos referidos a la seguridad, confiabilidad y costos propios de la producción. Los requisitos contemplados fueron en gran parte alcanzados en los denominados Aceros Avanzados de Alta Resistencia (Fonstein, 2015; Rana y Singh, 2016).

Actualmente existen tres generaciones de aceros avanzados de alta resistencia. Dentro de la primera se encuentran, entre otros, los denominados Dual Phase (DP) y Transformation Induced Plasticity (TRIP) respectivamente (Badeshia y Honeycombe, 2006; Chiaberge, 2011; Fonstein, 2015). Los aceros TWIP, sigla que en su idioma original corresponde a *Twinning-Induced Plasticity* y se traduce al

castellano como *plasticidad inducida por maclado*, se encuadran dentro de la segunda generación de AHSS. Fueron patentados por la compañía Surcoreana Posco en 1991, pero no fue hasta comienzos de la primera década del 2000 cuando se iniciaron las pruebas a escala industrial, las que se vieron motivadas al advertir una de sus características más relevantes: exhiben una elevada resistencia a tracción en combinación con gran ductilidad (UTS dentro del rango 900 - 1100 MPa y alargamientos a rotura de entre 50 y 60 % a temperatura ambiente) (Grässel *et al.*, 2000). Esta particularidad los destaca respecto de otros aceros, posicionándolos hacia el vértice superior derecho del diagrama δ % vs. σ_{UTS} que se muestra en la Figura N° 1. Sumado a lo anterior, y al igual que los aceros TRIP y DP, los TWIP presentan una excelente capacidad de absorción de cargas de impacto.

Si bien los aceros TWIP fueron concebidos para aplicaciones automotrices, no se descarta su aplicación en otros ámbitos por sus atractivas propiedades. De hecho, publicaciones recientes los proponen para la fabricación de componentes estructurales destinados a utilizarse en edificios para absorber energía producto de la acción de cargas sísmicas (Kusakin y Kaibyshev, 2016).



AHSS: Advanced High Strength Steels, **AUST.SS:** Austenitic Stainless Steels, **BH:** Bake Hardenable, **C-Mn:** Carbon-Manganese, **CP:** Complex Phase, **DP:** Dual Phase, **HSLA:** High Strength Low Alloy, **HSS:** High Strength Steels, **IF:** Interstitial Free, **IF-HS:** Interstitial Free-High Strength, **ISO:** Isotropic, **L-IP:** Lightweight Steels with Induced Plasticity, **MART:** Martensitic, **Mild:** Mild steels, **TRIP:** Transformation-Induced Plasticity, **TWIP:** Twinning-Induced Plasticity.

Figura N° 1. Ductilidad (expresada como porcentaje de alargamiento a rotura) vs. resistencia última a tracción para diferentes tipos de aceros (adaptado de (Rowe, 2012)).

Existen aspectos que aún permanecen abiertos en los citados aceros y uno de ellos corresponde al estudio de las propiedades de fractura (De Cooman *et al.*, 2018). En la Ciencia de Materiales moderna, la mecánica de fractura constituye una valiosa herramienta que permite caracterizar la resistencia que ofrece un material a la propagación de fisuras. La información obtenida es de gran valía no sólo al momento de proyectar o diseñar un componente, sino también para abordar situaciones de piezas fisuradas que se encuentran en servicio. A través de la mecánica de fractura es posible analizar bajo qué condiciones una pieza puede coexistir con el defecto o bien determinar si éste constituye un riesgo potencial de falla. Lo anterior es especialmente relevante en aquellos casos en los que el riesgo de vida humana y/o impacto ambiental es elevado. Una aplicación muy útil de esta especialidad yace en la comparación de la tenacidad a fractura de distintos materiales en virtud de seleccionar al más tenaz para una aplicación determinada.

En los aceros de alto manganeso pueden desarrollarse tres mecanismos de endurecimiento. Ellos son el deslizamiento de dislocaciones, el maclado mecánico y la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$, la cual puede inducirse térmicamente (durante el enfriamiento del material una vez fundido) y/o mecánicamente (por acción de esfuerzos externos) (Bergeron *et al.*, 1997). El parámetro que rige la in-

teracción entre estos mecanismos y define la preponderancia de uno sobre otro es la *energía de falla de apilamiento*. Ver Figura N° 2.

El excepcional endurecimiento por deformación que presentan los aceros TWIP se atribuye al efecto Hall-Petch dinámico, advertido por Remy a finales de los 70 (Remy, 1978). Este fenómeno se basa en la interacción entre los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones y maclado mecánico. Ante la acción de una carga externa se activa inicialmente el primero de los citados mecanismos y cuando se alcanza una deformación ingenieril del 2 al 5% comienza a desarrollarse el maclado mecánico. El aumento en la fracción volumétrica de maclas, disminuye la distancia efectiva para el deslizamiento de dislocaciones. Las maclas constituyen barreras al deslizamiento, promoviendo así el endurecimiento por deformación en la medida que se incremente el esfuerzo actuante (De Cooman y Findley, 2018). La Figura N° 3 corresponde a una ilustración esquemática de este fenómeno.

En aleaciones con energías de fallas de apilamiento dentro del rango 18 - 45 mJ/m² se logra el efecto TWIP, es decir, competencia entre maclado mecánico y deslizamiento de dislocaciones con estructuras completamente austeníticas a temperatura ambiente, suprimiéndose la transformación $\gamma \rightarrow \epsilon$ (Allain *et al.*, 2004). Los principales factores que

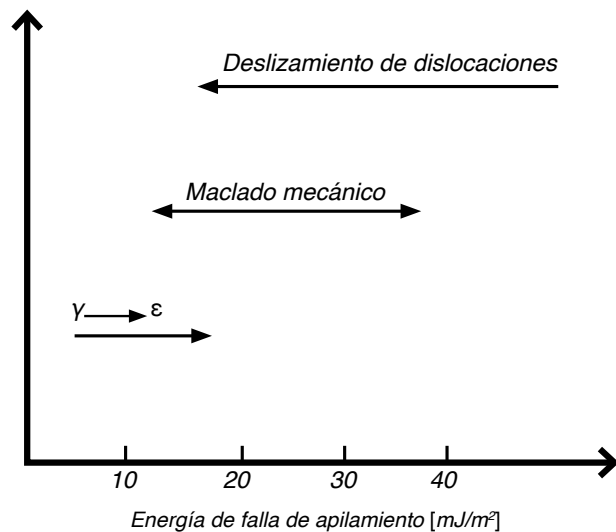


Figura N° 2. Relación entre la energía de falla de apilamiento y los mecanismos de endurecimiento posibles en aceros de alto contenido de manganeso (adaptado de (Fonstein, 2015)).

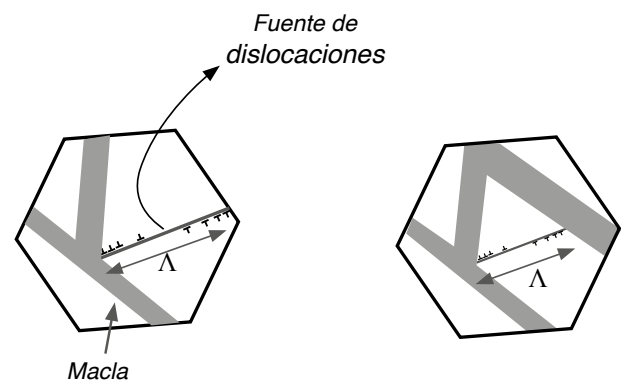


Figura N° 3. Representación esquemática del efecto Hall-Petch dinámico. El patrón original de deslizamiento de dislocaciones disminuye su longitud debido al aumento en la fracción volumétrica de maclas, obstaculizando a las dislocaciones y dando lugar a un considerable aumento del endurecimiento por deformación (adaptado de (De Cooman & Findley, 2018)).

inciden en el valor de la energía de falla de apilamiento son la composición química y la temperatura. Existe también una influencia del tamaño de grano, aunque de manera menos significativa que en el caso de los dos parámetros citados (Zambrano, 2016).

El presente trabajo se inició fabricando una aleación cuya composición química fue definida sobre la base a la energía de falla de apilamiento, con el objeto de que se desarrolle únicamente el efecto TWIP a temperatura ambiente. Una vez fabricada se sometió a un procesamiento termomecánico y se realizaron estudios y determinaciones referidos a la caracterización química y microestructural. Luego se efectuaron ensayos para determinar algunas de las propiedades mecánicas clásicas y las propiedades de fractura bajo la metodología elasto-plástica.

Fabricación del acero.

Tratamiento termomecánico

El acero estudiado en el presente trabajo fue fabricado en un horno de inducción abierto, trasvasándose el metal en estado líquido a una cuchara y desde allí a un molde de arena de sílice con resina fenólica y catalizador recubierto con pintura de magnesita. Las dimensiones de la palanquilla fabricada son aproximadamente iguales a 90 mm de alto, 90 mm de ancho y 400 mm de longitud con un peso de 25 kg. El tratamiento termomecánico adoptado es similar a los desarrollados en otros estudios (Wietbrock *et al.*, 2010; Daamen *et al.*, 2012; De Barbieri *et al.*, 2018). Se inició en una forja abierta en temperaturas dentro del rango 950 - 1150°C, quedando el espesor final en 20 mm. Continuó con una homogeneización a 1200°C durante un tiempo de 40 minutos procediendo luego con el laminado en caliente a las mismas temperaturas que el forjado. Se efectuaron un total de dos pasadas, reduciéndose el espesor a 16 mm (20% de reducción). Inmediatamente luego de finalizar la última pasada se procedió a templar en un horno con baño de sales a 350°C por 40 minutos. Finalmente, las muestras se extrajeron del horno dejándose enfriar al aire.

Determinación de la composición química

La composición química de la aleación estudiada se obtuvo mediante un análisis por espectrometría de emisión óptica en un equipo marca Spectro Analytical Instruments, modelo SPECTROMAXx. Este análisis fue realizado en un fragmento extraído del material que fue sometido al tratamiento termomecánico descrito en el apartado anterior. En la Tabla N° 1 se presentan los resultados obtenidos, correspondientes al promedio de las últimas dos mediciones según lo indicado en la norma adoptada como referencia (ASTM, 2013b).

Energía de falla de apilamiento

En el presente trabajo la energía de falla de apilamiento se calculó a temperatura ambiente aplicando el modelo termodinámico de Olson y Cohen (Olson y Cohen, 1976), definido en la ecuación (1). Este modelo se basa en la interpretación de Hirth (Hirth, 1970) de una falla de apilamiento como un embrión de martensita de estructura HCP, y se calcula sobre la base de la diferencia de energía libre de Gibbs entre la fase ϵ (HCP) y la γ (FCC).

$$EFA = 2\rho\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (1)$$

en donde ρ es la densidad superficial de los átomos en los planos {111}, $\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon}$ el cambio en la energía libre de Gibbs (fuerza motriz) requerida para que se produzca la transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ y $\sigma^{\gamma/\epsilon}$ la energía por unidad de superficie de la interface {111} entre las fases γ y ϵ .

La Tabla N° 2 presenta el resultado obtenido y se compara con valores tomados de otros estudios en donde se analizaron composiciones químicas que pueden considerarse próximas a la estudiada y en las que se ha comprobado experimentalmente que se desarrolla únicamente el efecto TWIP. El valor obtenido guarda relación con la composición determinada y con los valores consultados. En la tabla se han reportado dos valores para una misma aleación y calculados con el mismo modelo que

C	Mn	Si	Cr	P	S	Fe
0,54	20,69	0,19	0,13	0,021	0,001	Bal.

Tabla N° 1. Composición química de la aleación estudiada (% en peso/peso).

	Energía de falla de apilamiento [mJ/m ²]	Referencia
Aleación estudiada	21,2	-
Fe-20Mn-0,65C	23,5	(Mazancová y Mazanec, 2009)
Fe-22Mn-0,60C	19,0	(Allain <i>et al.</i> , 2004)
Fe-22Mn-0,60C	23,0	(Dumay <i>et al.</i> , 2008)

Tabla N° 2. Energía de falla de apilamiento calculada a temperatura ambiente para la aleación en estudio y comparación con valores extraídos de bibliografía a la misma temperatura.

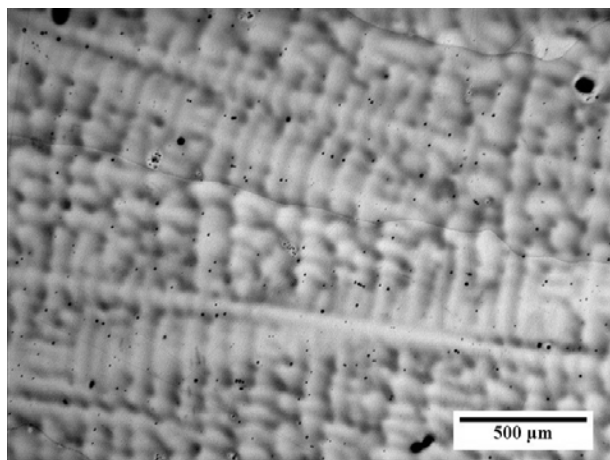
difieren entre sí con el objeto de resaltar que existe cierto grado de incertidumbre asociado (Gholizadeh, 2013). Entre otros factores, una de las principales fuentes de tal incertidumbre radica en el valor adoptado para el parámetro σ^{ve} que puede variar entre 5 y 15 mJ/m² (Zambrano, 2016).

Caracterización microestructural

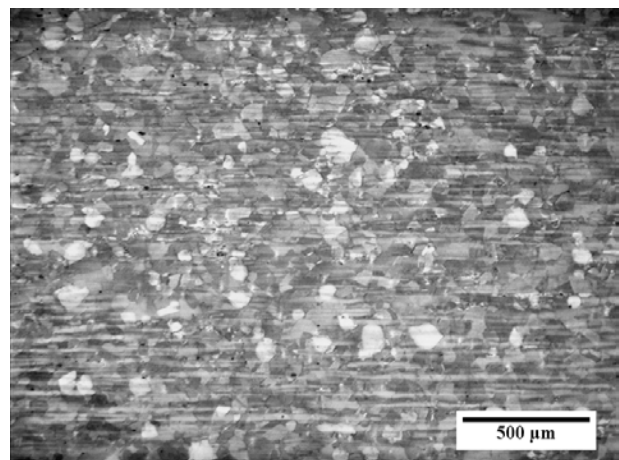
Los análisis desarrollados en este apartado fueron llevados a cabo en fragmentos extraídos mediante cortes por electroerosión, en virtud de no alterar la microestructura por efecto del calor y/o deformación que podría propiciarse utilizando otras técnicas de corte. La preparación de las superficies de las probetas metalográficas se inició con papeles de lija de diversas granulometrías, finalizándose en paño con alúmina de 0,5 μm en suspensión y utilizando agua destilada como lubricante/refrigerante.

Todas las micrografías presentadas en el trabajo fueron obtenidas en un microscopio marca Zeiss® modelo Axiotech equipado con una cámara de video Donpisha® modelo XC-003 3 CCD.

La micrografía de la Figura N° 4a corresponde al material en condición de colada, pudiendo apreciarse una estructura del tipo dendrítica constituida completamente por granos bastos de austenita. La Figura N° 4b fue tomada luego del forjado del material, presentándose una estructura también austenítica y de morfología consistente en bandas con segregación asociada, no evidenciándose rastros de la estructura original de colada. En la Figura N° 5 se presenta la microestructura final resultante del tratamiento termomecánico, la que está constituida por granos poligonales de austenita con una distribución y tamaño más uniforme respecto del forjado, habiéndose atenuado las bandas de segregación.



(a)



(b)

Figura N° 4. Análisis metalográfico. (a) Estado de colada (50X). (b) Forjado (50X). Ataque: nital 2%.

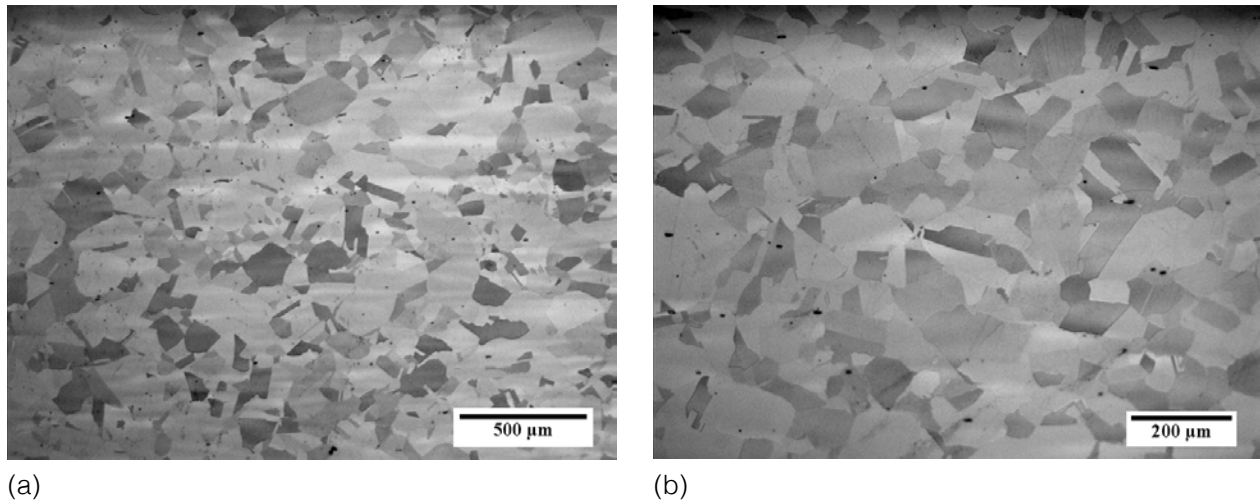


Figura N° 5. Caracterización microestructural. Condición resultante del tratamiento termomecánico. (a) 50X. (b) 100X. Ataque: nital 2%.

La Tabla N° 3 presenta los resultados de la determinación del contenido de inclusiones no metálicas acorde a los lineamientos estipulados en la norma ASTM E45 (ASTM, 2018b), la cual caracteriza a las inclusiones por su morfología de acuerdo a los cuatro grupos indicados. En la misma tabla se detallan los resultados de la medición del tamaño de grano realizada sobre las muestras tomadas en dirección de laminación y adoptando el método de comparación establecido en la norma ASTM E112 (ASTM, 2013a). Se informa el número ASTM (G) y su equivalencia en relación al tamaño promedio en micrones.

Caracterización mecánica

Ensayos de dureza

Los ensayos de dureza fueron ejecutados tomando como referencia a la norma ASTM E18 (ASTM,

2019) en un durómetro de banco marca EMCO - TEST®, modelo M4R-075, adoptando la escala Rockwell B (penetrador esférico de $\varnothing 1/6''$ de carburo de tungsteno, pre-carga de 10 kgf y carga total de 100 kgf). Se realizaron un total de seis (6) improntas. Los resultados se detallan en la tabla 4, de donde se desprende que los valores son repetitivos y guardan relación con los considerados típicos de aceros inoxidable austeníticos laminados en caliente de la serie 300 (McGuire, 2008).

Ensayo estático de tracción

Se efectuó un ensayo estático de tracción bajo los lineamientos de la norma ASTM E8 (ASTM, 2016) en una máquina universal Zwick/Roell® modelo Z050 ProLine, de 50 kN de capacidad sobre una probeta plana extraída con su eje longitudinal coincidente con la dirección de laminación y el espesor

Nivel inclusionario							
Tipo A: sulfuro		Tipo B: alúmina		Tipo C: silicato		Tipo D: óxido globular	
Serie		Serie		Serie		Serie	
Fina	Gruesa	Fina	Gruesa	Fina	Gruesa	Fina	Gruesa
0,5	0,5	0	0	1,5	0,5	1,0	0,5
Tamaño de grano							
G				2 - 3			
\bar{d} [μm]				179,6 - 127,0			

Tabla N° 3. Caracterización microestructural. Nivel inclusionario según norma ASTM E45 (ASTM, 2018b) y tamaño de grano según ASTM E112 (ASTM, 2013a).

						Dureza [HRBW]	
1	2	3	4	5	6	Promedio	Desv. estándar
89,1	89,8	89,5	92,0	89,7	91,7	90,3	1,23

Tabla N° 4. Ensayos de dureza.

Esfuerzo de fluencia (σ_{YS}) [MPa]	Esfuerzo último (σ_{YS}) [MPa]	Alargamiento a rotura (ϵ_R), $L_0 = 50$ mm [%]	Índice de endurecimiento por deformación (n)
342	974	63,0	0,61

Tabla N° 5. Ensayo estático de tracción.

con la dirección normal. Tal probeta fue obtenida mediante cortes por electroerosión, mejorándose luego la terminación superficial por medio de una lijadora de banda con papeles de granulometrías 400 y 600 para las zonas planas y una lijadora circular de altas revoluciones para los radios de encuentro entre la zona calibrada y las de amarre. En la Figura N° 6 se expone un esquema con las dimensiones generales.

El ensayo fue realizado bajo atmósfera controlada de laboratorio (temperatura de 23°C y 35% de humedad relativa) a una velocidad de 2,5 mm/min. La deformación se midió desde el inicio hasta un valor del 5% con un extensómetro de contacto directo (tipo clip-on) modelo digiClip® del mismo fabricante de la máquina. Luego se continuó midiendo con la barra travesera de la máquina hasta alcanzar la rotura. La Figura N° 7 corresponde a una fotografía de la probeta montada en la máquina con el extensómetro acoplado, previo al inicio del ensayo.

La Tabla N° 5 presenta los resultados obtenidos. Los gráficos de la Figura N° 8 corresponden a la curva de tensión vs. deformación verdadera, obtenida

convirtiendo los valores ingenieriles que se almacenan en el computador de la máquina con las ecuaciones correspondientes (Davis, 2004). En la misma figura se aprecia un detalle hacia los valores más bajos de deformación donde comienzan a manifestarse fluctuaciones en la carga a medida que crece la deformación. Este flujo aserrado es usual en ensayos de tracción uniaxiales a temperatura ambiente en aleaciones Fe-Mn-C y se atribuye a la iniciación y propagación de bandas denominadas “Portevin – LeChatelier” en las que se localiza la deformación. El fenómeno que subyace a la formación y propagación de estas bandas en los aceros TWIP corresponde al de envejecimiento por deformación dinámico (“*Dynamic Strain Aging*”, DSA) basado en la interacción entre dislocaciones que se deslizan y la difusión de átomos de carbono hacia ellas tendiendo a anclarlas (Chen *et al.*, 2007). Además del flujo aserrado, otra consecuencia macroscópica del fenómeno DSA es un coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación negativo, lo que explica la baja estricción (reducción de área de fractura) resultante del ensayo (Bouaziz *et al.*, 2011).

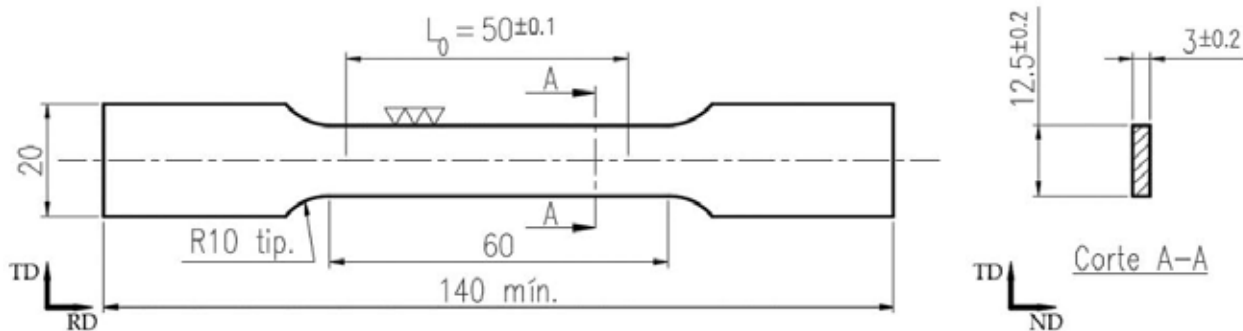


Figura N° 6. Ensayo estático de tracción. Dimensiones de la probeta empleada.

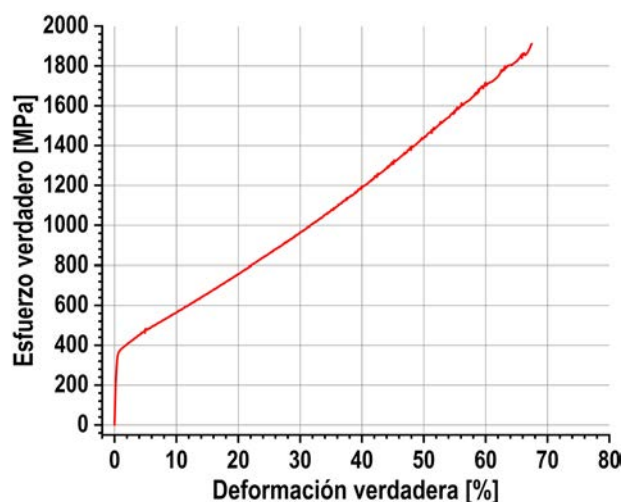


Figura N° 7. Ensayo estático de tracción. Fotografía de la máquina y detalle de zona de mordazas en instante previo al inicio del ensayo.

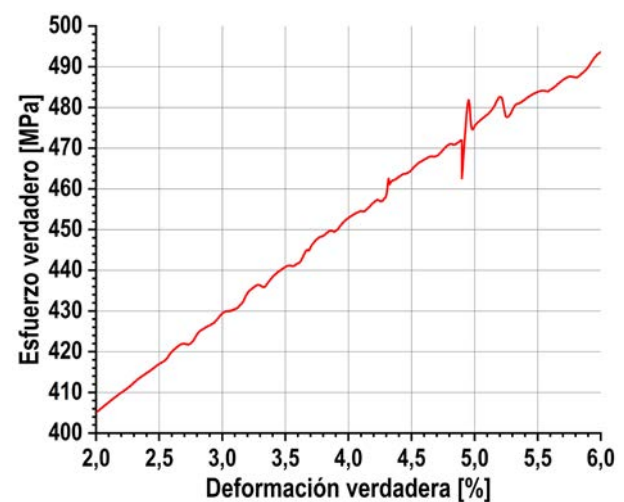
Luego de la realización del ensayo se extrajeron fragmentos de las dos mitades de la probeta conteniendo a las superficies de fractura. Los cortes se efectuaron en forma manual con un arco de sierra y protegiendo las superficies de fractura. Uno de estos fragmentos se expone en la Figura N° 9a donde puede constatarse la baja estricción que caracteriza a estos aceros y se atribuye al fenómeno DSA comentado previamente. La observación de la superficie de fractura en un microscopio electrónico de barrido (SEM) permite afirmar que el micromecanismo que opera es del tipo dúctil, es decir, por nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, denominados “voids” (hoyuecos). Alrededor de las cavidades se observan zo-

nas de deformación (zonas claras) denominadas “dimples”. Estos se generan por la deformación de la matriz en torno a inclusiones no metálicas o partículas de segunda fase (Liu, 2005). En la Figura N° 9b se expone la imagen obtenida en el SEM mediante electrones secundarios, indicándose con una flecha una inclusión no metálica.

Con los fragmentos extraídos se prepararon probetas metalográficas para ser observadas en un microscopio óptico. La Figura N° 10a presenta una imagen tomada en el perfil de rotura, siendo el mismo del tipo transgranular, característico de las roturas dúctiles. Asociados al mismo se observan líneas de morfología curvada, correspondientes a



(a)



(b)

Figura N° 8. Ensayo estático de tracción. (a) Curva esfuerzo verdadero vs. deformación verdadera. (b) Detalle de inicio de flujo aserrado (fenómeno DSA). La flecha indica la conmutación en la medición de la deformación (extensómetro a travesa).



Figura N° 9. Análisis de fractura de probeta ensayada a tracción. (a) Foto macroscópica del fragmento extraído montado en un soporte para ubicarlo en el microscopio electrónico de barrido. (b) Imagen obtenida con electrones secundarios. Presencia de dimples característicos del micromecanismo de fractura dúctil.

maclas mecánicas generadas por acción del esfuerzo actuante. En la Figura N° 10b se muestran las maclas en la zona contigua al perfil de rotura.

Difracción de rayos x

Se efectuaron ensayos de difracción de rayos X en el material obtenido del tratamiento termomecánico (condición inicial de ensayo) y en una de las muestras tomadas de la probeta traccionada que se analizó en el apartado anterior, con la finalidad es comparar las fases cristalinas en ambas situaciones. Los ensayos fueron llevados a cabo en un difractómetro Philips PANalytical X'Pert MPD, siendo el rango de escaneo $35^\circ - 105^\circ$; paso $0,02^\circ$;

velocidad $5^\circ/\text{min}$; tubo de cobre y k_α igual a 1,20. Se utilizó el software de libre acceso MAUD versión 2.93 (Lutterotti, 2019) para el refinamiento de los perfiles de difracción basado en el método de Rietveld (Rietveld, 1967; Rietveld, 1969).

La Figura N° 11 presenta los difractogramas obtenidos, en donde las escalas han sido normalizadas al mismo rango para facilitar la comparación entre ellos. Se observa que no hay aparición de nuevos peaks, lo cual constituye una evidencia de que las fases son las mismas antes y después de la deformación plástica producida en los ensayos de tracción. Sin embargo, sufrieron alteraciones en su morfología que están asociadas a variaciones en el tamaño de cristalita y a la introducción de defec-

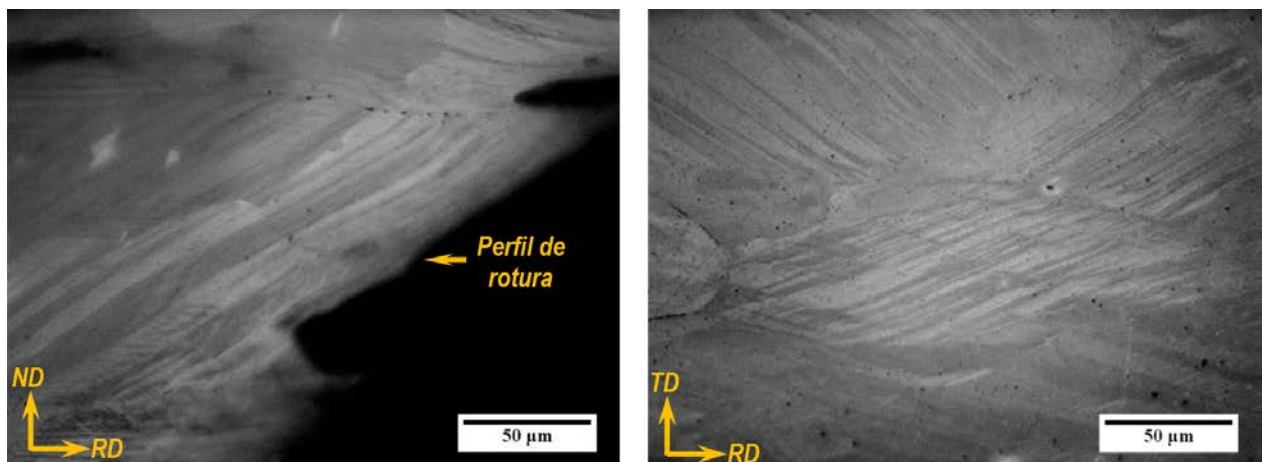


Figura N° 10. Análisis metalográfico en muestra extraída de probeta ensayada a tracción. Presencia de maclas inducidas por deformación. (a) Perfil de rotura (500X). (b) Zona contigua a perfil de rotura (500X). Ataque: nital 2%.

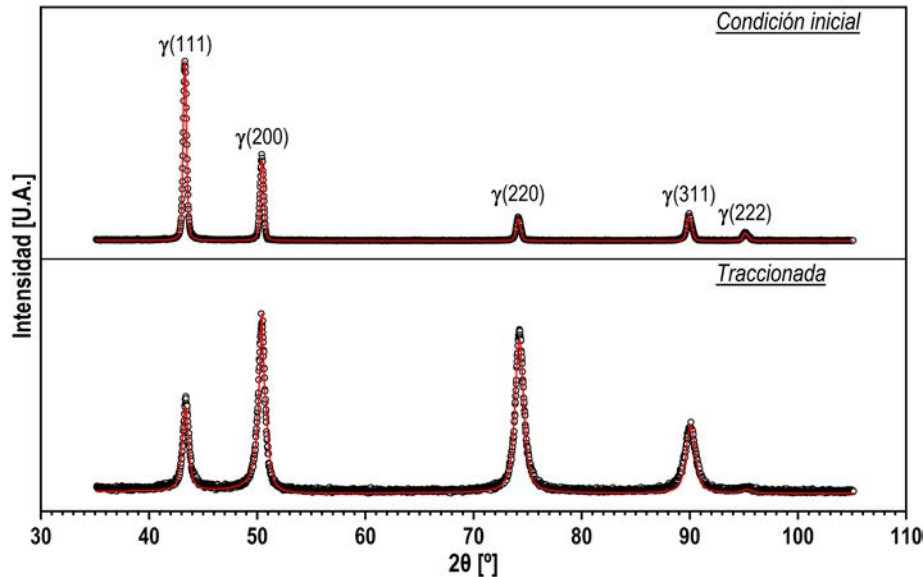


Figura N° 11. Ensayos de difracción de rayos X. Difractogramas obtenidos.

tos planares (fallas de apilamiento), lineales (dislocaciones) y otras formas de desorden atómico (Young, 1993). Dependiendo del tipo de defecto, en cristales FCC la alteración de un *peak* de difracción se manifiesta en la intensidad, el ancho y asimetría por citar algunos parámetros. Es posible una cuantificación de los citados defectos empleando el modelo ajustado por la técnica de refinamiento (línea de trazo continuo y color rojo) (Balogh *et al.*, 2006).

Ensayo de tenacidad a fractura

La tenacidad a fractura se define como la resistencia que ofrece un material al crecimiento de una fisura y la metodología que se adopte para caracterizarla dependerá del comportamiento estructural del material a la temperatura considerada. Un acero TWIP a temperatura ambiente tiene comportamiento de curva de resistencia. Esto significa que, ante la acción de una carga externa, una fisura puede crecer en forma estable y, si eventualmente se alcanzase la inestabilidad, ella se producirá por un mecanismo de desgarramiento dúctil, como el observado en el ensayo de tracción.

El criterio adoptado para caracterizar la tenacidad a fractura en el presente trabajo corresponde a la Integral J, encuadrado dentro de la metodología elasto-plástica de la mecánica de fractura. En primer lugar se obtuvo la curva de resistencia, consistente en la representación de la tenacidad en función del incremento de fisura (J vs. Δa). Para

esto se adoptó el método de las descargas parciales estipulado en la norma ASTM E1820 (ASTM, 2018a). Luego se calculó el valor de J_{IC} , parámetro puntual relativo al inicio del crecimiento estable de fisura.

La probeta empleada es una compacta de tensión, C(T), de espesor $B = 15$ mm y ancho $W = 40$ mm extraída del material en sentido L-T (carga aplicada en dirección de laminación y propagación de fisura en dirección transversal a laminación), a la

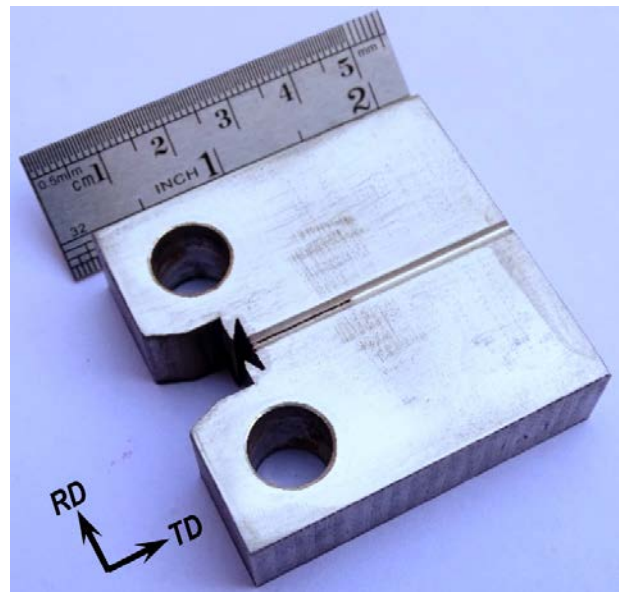


Figura N° 12. Probeta C(T) lista para iniciar el ensayo de tenacidad a fractura.

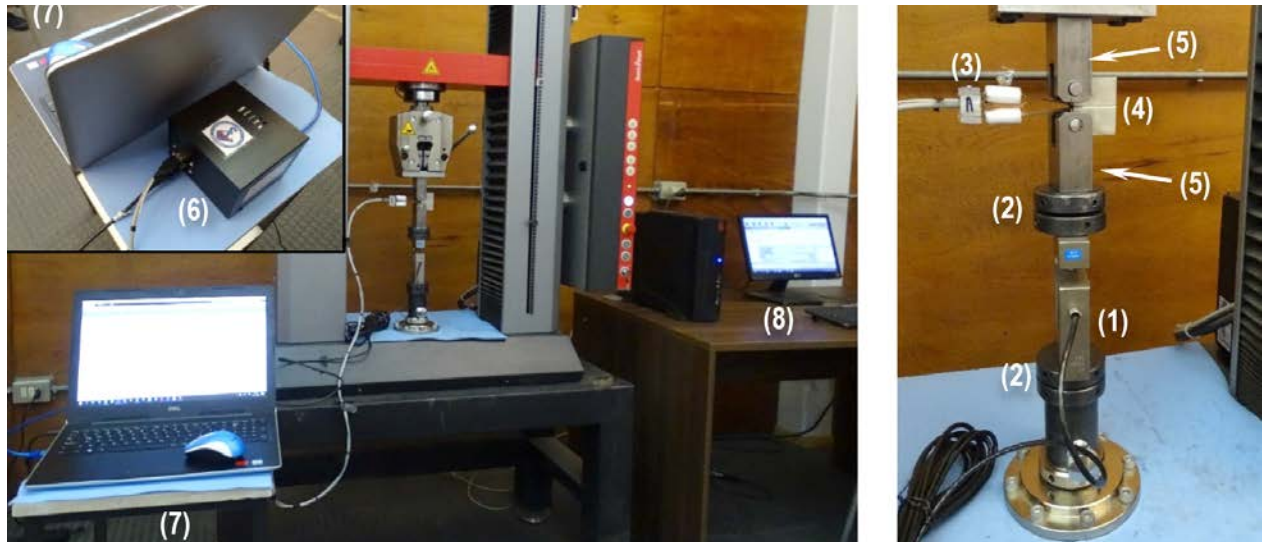


Figura N° 13. Equipamiento experimental para ensayo de tenacidad a fractura.

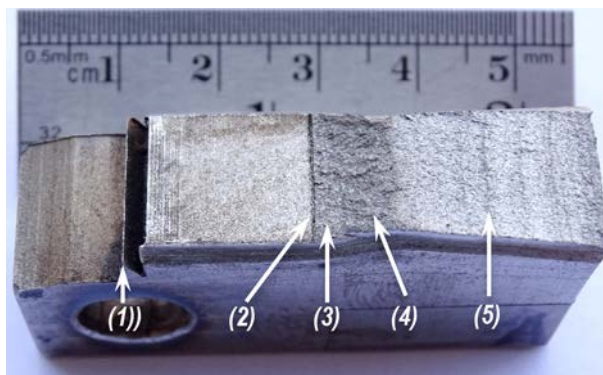


Figura N° 14. Probeta ensayada a fractura. (1) Línea de carga. (2) Entalla. (3) Pre-fisura (fatiga). (4) Crecimiento estable (fractura). (5) Pos-fisura (fatiga).

que se le indujo una fisura crecida por fatiga en una máquina con accionamiento por resonancia marca RUMUL® modelo MIKROTRON de 20 kN. Posteriormente se ejecutaron dos entallas laterales en "V" para favorecer el estado plano de deformaciones, atenuando el efecto de tunelado y eliminando la ocurrencia de labios de corte (shear-lips). En la Figura N° 12 se expone una fotografía de la probeta lista para iniciar el ensayo de fractura.

El ensayo de fractura se llevó a cabo en la misma máquina con la que se realizó el ensayo estático de tracción, a la que se implementaron diversos accesorios. Estos son indicados en la Figura N° 13 y se mencionan resumidamente a continuación. La carga registrada en el ensayo se obtuvo de una celda externa (1) de la marca Vishay Micro-measu-

rements® fijada al bastidor de la máquina mediante accesorios roscados (2). El desplazamiento se midió con un extensómetro tipo *clip gage* (3) sobre la línea de carga de la probeta (4) la cual se monta sobre dos mordazas tipo *clevis* (5). El sistema de adquisición de datos (6) procesa las señales de carga y desplazamiento que luego son enviadas a un computador externo (7) en donde se almacenan y se leen en tiempo real tanto en forma numérica como gráfica. El control del ensayo se realizó operando el computador (8) propio de la máquina de ensayos.

Se efectuaron un total de 33 descargas parciales del orden del 15% cada una, controlando siempre por desplazamiento. Pevio al inicio de cada descarga fue necesario dejar transcurrir un tiempo de entre 30 a 60 segundos para permitir la relajación de las tensiones en la punta de la fisura. Una vez finalizado el ensayo la probeta se sometió nuevamente a fatiga, separando la probeta en dos partes. La Figura N° 14 muestra una de ellas, sobre la cual se midieron las longitudes de fisura necesarias para los cálculos según el método propuesto (Korin *et al.*, 2008).

En la Figura N° 15 se presenta el registro carga vs. desplazamiento en línea de carga obtenido del ensayo. Mediante el tratamiento de los datos de este registro se llegó a la obtención de la curva J-R de la Figura N° 16, indicada con línea continua de trazo rojo y definida por la ecuación (2). Los puntos rellenos se encuentran dentro de la región de datos

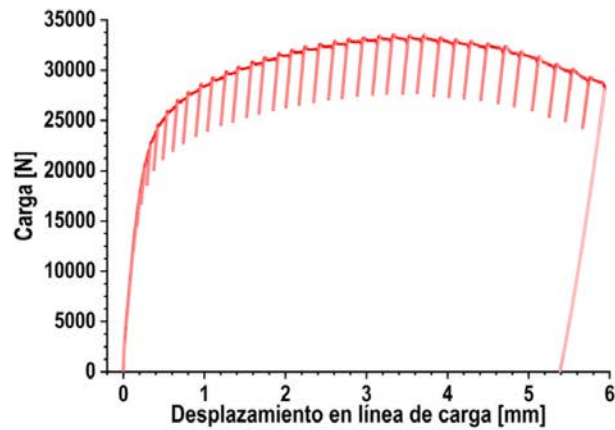


Figura N° 15. Registro obtenido en ensayo de tenacidad a fractura.

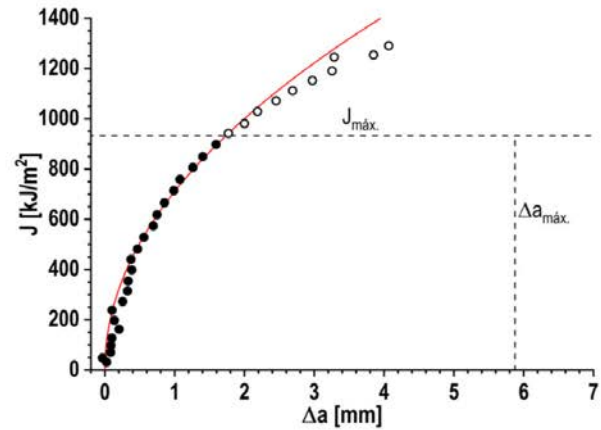


Figura N° 16. Curva J-R obtenida del procesamiento del registro de la Figura N° 15.

$$J = C_1(\Delta a)^{C_2} \quad (2)$$

donde es válida la curva, delimitada por los valores de $J_{\text{máx}}$ y $\Delta a_{\text{máx}}$. Los puntos vacíos están fuera de la región de datos válidos. La Tabla N° 6 presenta los resultados del ajuste potencial y el valor de J_{Ic} . El detalle de las ecuaciones implicadas en el tratamiento de los datos puede encontrarse en la norma ASTM E1820 (ASTM, 2018a).

La probeta ensayada fue cortada por electroerosión aproximadamente por el centro del espesor extrayéndose un fragmento con el que se preparó una probeta metalográfica. Las observaciones en el microscopio óptico enfocadas en la zona con crecimiento estable revelan características similares a las encontradas en el análisis de la probeta traccionada: perfil de rotura transgranular con maclas de deformación de morfología curvada en los granos de austenita asociados al mismo. Una evidencia particular que pudo constatarse aquí es la presencia de cavidades subsuperficiales de forma aproximadamente circular, las que presumiblemente se generaron por el mecanismo dúctil. Ver Figura N° 17a.

Al analizar la zona donde se ubica la entalla de la probeta a partir de la cual crece la fisura inicial por fatiga se observan diferencias sustanciales respecto del caso anterior. El esfuerzo cíclico no alteró la condición microestructural original, la cual permanece completamente austenítica. Ver Figura N° 17b.

Conclusiones

El presente trabajo consistió en una caracterización de material de un acero TWIP de composición Fe-20,69Mn-0,54C. Se resumen a continuación los aspectos principales que surgieron de los estudios y determinaciones llevados a cabo:

- Por medio del modelo termodinámico de Olson y Cohen se calculó la energía de falla de apilamiento y se obtuvo un valor igual a 21,2 mJ/m².
- La microestructura observada a temperatura ambiente es completamente austenítica y la dureza promedio es del orden de 90,3 HRB.

Ajuste potencial curva J-R (ecuación (2))				J_{Ic}
C_1	C_2	Puntos usados en el ajuste	Coefficiente de correlación	[kJ/m ²]
711,21	0,4930	12	0,9983	566,57

Tabla N° 6. Ensayo de tenacidad a fractura.

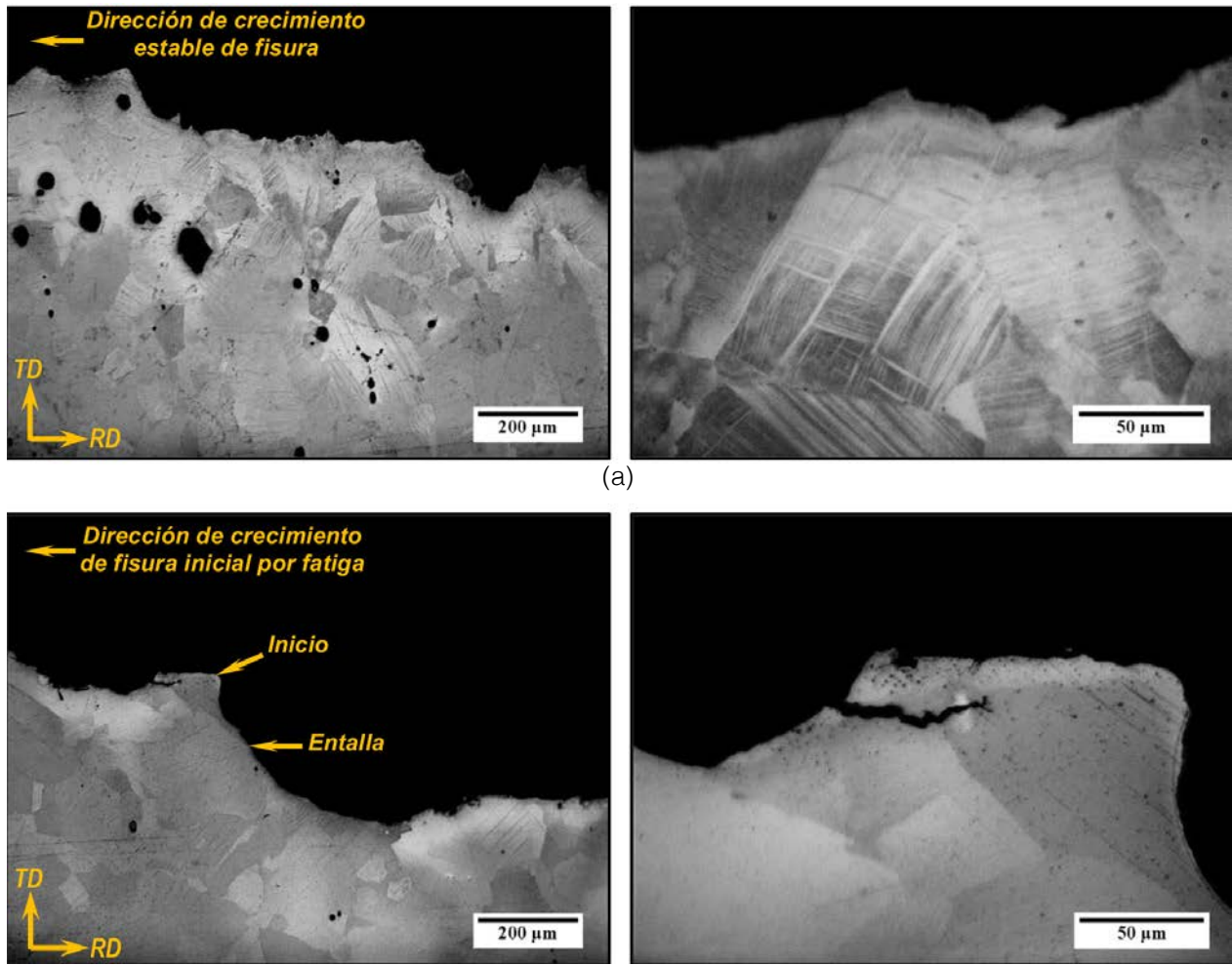


Figura N° 17. Análisis metalográfico en probeta ensayada a fractura. (a) Zona de crecimiento estable. (b) Zona de fisura crecida por fatiga. Ataque: nital 2%. Izquierda: 100X. Derecha: 500X.

- Los ensayos estáticos de tracción arrojaron valores que pueden considerarse acorde a la composición estudiada ($\sigma_{UTS} = 974 \text{ MPa}$, $\sigma_{YS} = 342 \text{ MPa}$ y $\epsilon_R = 63\%$).
- El micromecanismo de fractura observado al analizar la superficie de fractura de la probeta traccionada es del tipo dúctil (nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades).
- Se comprobó mediante difracción de rayos X que la única fase presente es austenita antes y después de los ensayos de tracción.
- El comportamiento a fractura fue caracterizado mediante la metodología elasto-plástica. Se obtuvo la curva de resistencia (J-R) por el método de las descargas parciales y un valor de J_{Ic} igual a $566,57 \text{ kJ/m}^2$.
- En los ensayos de tracción y tenacidad a fractura, las zonas asociadas a los perfiles de rotura que

sufrieron severa deformación plástica presentan maclas mecánicas cuya apariencia consisten en delgadas líneas curvadas.

Agradecimientos

Los autores agradecen al Departamento de Ingeniería de la Universidad de Santiago por el apoyo en los ensayos de caracterización y mecanizado de probetas, al laboratorio de Tecnología y Desarrollo de Materiales (DEYTEMA) por su contribución en la realización de los análisis metalográficos y al Instituto de Física de Rosario (IFIR - CONICET) por su contribución en los estudios de difracción de rayos X. A la Agencia Nacional de Investigación y Desarrollo (ANID), beca Folio N°21190016 y al Proyecto DICYT 052014MG.

Referencias

- Allain S, Chateau JP, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. 2004. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys. *Materials Science and Engineering* 387-389: 158-162. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>
- ASTM. 2013a. ASTM E112-13 Standard test methods for determining average grain size. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2013b. ASTM E2209-13 Standard test method for analysis of high manganese steel by Spark atomic emission spectrometry. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2016. ASTM E8-16 Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2018a. ASTM E1820-18 Standard test method for measurement of fracture toughness. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2018b. ASTM E45-18 Standard test methods for determining the inclusion content of a steel. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2019. ASTM E18-19 Test method for Rockwell hardness of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- Badeshia H, Honeycombe R. 2006. *Steels: microstructure and properties*. Ed. Elsevier, The Netherlands.
- Balogh L, Ribárik G, Ungár T. 2006. Stacking faults and twin boundaries in FCC crystals determined by X-ray diffraction profile analysis. *Journal of Applied Physics* 100: 023512. <https://doi.org/10.1063/1.2216195>
- Bergeron N, Guenin G, Esnouf C. 1997. Characterization of the stress induced martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy: microstructural observation at different scales, mechanism of formation and growth. *Materials Science and Engineering* 238: 309-319.
- Bouaziz O, Allain S, Scott CP, Cugy P, Barbieri D. 2011. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 15: 141-168. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>
- Chen L, Kim HS, Kim SK, De Cooman BC. 2007. Localized Deformation due to Portevin-LeChatelier effect in 18Mn-0.6C TWIP austenitic steel. *ISIJ International* 47: 1804-1812. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.1804>
- Chiaberge M. 2011. *New trends and developments in automotive system engineering*. IntechOpen, Rijeka, Croatia.
- Daamen M, Guvenc O, Mambach M, Hirt G. 2012. Cold rolling of high manganese steel produced by strip casting and by adapted hot forming route. 9th International Rolling Conference and the 6th European Rolling Conference.
- Davis J. 2004. *Tensile Testing*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
- De Barbieri F, Cerda FC, Pérez-Ipiña J, Artigas A, Monsalve A. 2018. Temperature dependence of the microstructure and mechanical properties of a twinning-induced plasticity steel. *Metals* 8. <https://doi.org/10.3390/met8040262>
- De Cooman BC, Estrin Y, Kim SK. 2018. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia* 142: 283-362. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
- De Cooman BC, Findley K. 2018. *Introduction to the Mechanical Behavior of Steel*. American Iron and Steel Technology AIST.
- Dumay A, Chateau JP, Allain S, Migot S, Bouaziz O. 2008. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. *Materials Science and Engineering A* 483-484: 184-187. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.170>

- Fonstein N. 2015. Advanced high strength sheet steels. Springer International Publishing, Berlin/Heidelberg, Germany.
- Gholizadeh H. 2013. The influence of alloying and temperature on the stacking-fault energy of iron-based alloys. Tesis, Montan Universität, Leoben, Austria.
- Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer LW. 2000. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development - properties - application. *International Journal of Plasticity* 16: 1391-1409. [https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/S07496419\(00\)00015-2](https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/S07496419(00)00015-2)
- Hirth J. 1970. Thermodynamics of stacking faults. *Metallurgical Transactions A* 1: 2367-2374.
- Korin I, Larrainzar C, Perez-Ipiña J. 2008. Crack length and stable crack extension measurements from images acquired by means of a conventional flatbed scanner. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 31: 876-884.
- Kusakin PS, Kaibyshev R. 2016. High-Mn twinning-induced plasticity steels: Microstructure and Mechanical Properties. *Rev Adv Mater Sci* 44: 326-360.
- Liu AF. 2005. Mechanics and mechanisms of fracture: an introduction. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
- Lutterotti L. 2019. Materials analysis using diffraction. Software de libre acceso. <http://nanoair.dii.unitn.it:8080/maud/>
- Mazancová E, Mazanec K. 2009. Stacking fault energy in high manganese alloys. *Materials Engineering* 16: 26-31.
- McGuire M. 2008. Stainless steels for design engineers. ASM International, ALMERE, The Netherlands.
- Olson GB, Cohen M. 1976. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC HCP transformation. *Metallurgical Transactions A* 7: 1897-1904. <https://doi.org/10.1007/BF02659822>
- Rana R, Singh SB. 2016. Automotive steels design, metallurgy, processing and applications. Elsevier, Amsterdam, The Netherlands.
- Remy L. 1978. Kinetics of {F.C.C.} deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour. *Acta Metallurgica* 26: 443-451. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90170-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90170-0)
- Rietveld H. 1967. Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinements. *Acta Crystallographica* 22: 151-152.
- Rietveld H. 1969. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures. *J Applied Crystallography* 2: 65-71.
- Rowe J. 2012. Advanced materials in automotive engineering. Elsevier, Amsterdam, The Netherlands.
- Wietbrock B, Bambach M, Seuren S, Hirt G. 2010. Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Materials Science Forum* 3134-3139. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3134>
- Young RA. 1993. The Rietveld method. *Phys Scr* 6: 132-166.
- Zambrano O. 2016. Stacking fault energy maps of Fe-Mn-AL-C-Si steels: effect of temperature, grain size and variations in compositions. *J Eng Materials Technol* 138: <https://doi.org/10.1115/1.4033632>