

Proceso de fundición y tratamiento térmico de homogenización de un acero previo a la obtención de una microestructura TWIP/TRIP

Alondra Reyes Pérez¹, Ignacio Mejía Granados², Arnoldo Bedolla Jacuinde³, Simitrio Maldonado Ruiz¹, José María Cabrera Marrero⁴

¹ Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Unidad Académica de Ingeniería, Universidad Autónoma de Zacatecas, Av. López Velarde No. 801, Centro, C.P. 98000, Zacatecas, México.

² Departamento de Metalurgia Mecánica, Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Edificio "U-3", Ciudad Universitaria, 58030-Morelia, Michoacán, México.

³ Departamento de Fundición, Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Edificio "U-3", Ciudad Universitaria, 58030-Morelia, Michoacán, México.

⁴ Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales, Universitat Politècnica de Catalunya, Av. Eduard Maristany, 16, 08019-Barcelona, Spain.

Resumen: Dentro de los aceros avanzados de alta resistencia, los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) y plasticidad inducida por transformación (TRIP) han cobrado relevancia por sus sobresalientes propiedades mecánicas, como su gran combinación entre resistencia y ductilidad así como su alta resistencia al impacto que se atribuyen a la formación de maclas dentro de los granos que actúan como barrera de dislocación. La adición de elementos microaleantes que modifican el tamaño de grano y la formación de fases mejora sus propiedades mecánicas. El presente trabajo evalúa el comportamiento de un acero TWIP/TRIP con composición base Fe-22Mn-3Al-3Si-0.2C (wt%) y la adición de vanadio al 0.2 y 0.4 (wt%). Un horno de inducción con atmosfera controlada de argón fue utilizado para el proceso de fundición, se aplicó un tratamiento térmico de homogenización. Las muestras fueron sometidas a ensayos de dureza y microdureza. Se observa la formación de dendritas a través de microscopía óptica.

Palabras clave: Acero de alto manganeso, Microestructura, Comportamiento mecánico.

Abstract: In the group of advanced high-strength steels (AHSS), Twinning Induced Plasticity (TWIP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP) steels had gained a considerable attention for their outstanding mechanical properties such as great combination of strength and ductility, as well as their high impact resistance; both of them attributed to the twins formation inside the grain, which acts as dislocation barrier. Addition of micro-alloying elements, which modify the grain size and phase formation, improves mechanical properties. The present work evaluate behavior of a high-Mn AHSS TWIP/TRIP steel with base composition Fe-22Mn-3Al-3Si-0.2C (wt%) with addition of 0.2% and 0.4% of V. Vacuum induction furnace with a controlled Ar atmosphere was used in melting process. Additional solution heat treatment was applied. Dendrites formation was observed by light optical microscopy (LOM). Samples were tested for hardness and micro-hardness.

Keywords: High manganese steel, Microstructure, Mechanical behaviour.

1. Introducción

Siendo una industria de fundamental en el desarrollo tecnológico, la industria acerera entiende la necesidad de seguir en constante desarrollo tanto en la implementación de nuevos procesos como en la producción de nuevos materiales, aleaciones que incrementan y mejoran las ya sobresalientes características mecánicas de los aceros. Uno de los sectores que más han invertido en los últimos años en el desarrollo de nuevos materiales, entre ellos el acero, ha sido la industria automotriz. En su

constante esfuerzo para reducir el peso de los vehículos y lograr mejores rendimientos de consumo de combustible, el diseño de nuevas aleaciones más ligeras, resistentes y duraderas es un área constante de investigación propia o financiada para este fuerte actor del comercio internacional.

Algunos de los aceros que se han desarrollado gracias a esta búsqueda son los llamados TWIP (Twinning Induced Plasticity) y TRIP (Transformation Induced Plasticity), estos aceros forman parte de los denominados aceros avanzados de alta resistencia (o AHSS por sus siglas en inglés) y que destacan en sus

propiedades mecánicas por una excelente resistencia a la tensión superior a los 1200 MPa combinada con elongaciones mayores al 70%, y a nivel microestructural por la presencia de fase austenítica a temperatura ambiente.

Las investigaciones más recientes se han enfocado en estudiar el efecto que tendrán sobre estas aleaciones de alto manganeso (17-30 wt%) el añadir pequeñas porciones de elementos microaleantes, entendiéndose como estos afectaran la microestructura de la aleación y por ende las propiedades mecánicas del mismo.

Sin embargo, pocos son los estudios que abordan el efecto de los microaleantes sobre una propiedad mecánica en especial, la resistencia al desgaste abrasivo aleaciones con efecto TWIP y TRIP combinado. El presente proyecto tiene como objetivo producir y caracterizar un acero de Fe-22Mn-3Al-3Si-0.2C microaleado con Vanadio y realizar un análisis comparativo de dureza y microdureza.

2. Marco teórico

El desarrollo de los aceros para uso en la fabricación de automóviles ha intentado satisfacer la continua demanda de la reducción en peso, incluso teniendo en cuenta la presencia de dispositivos de seguridad cada vez más eficaces y sofisticados.

Dos factores importantes han estado impulsando el desarrollo de nuevos productos de acero para la industria automotriz. El primero es el deseo de una mayor economía de combustible, que además de diseño, se controle en gran parte por el espesor del acero. A fin de abordar el aspecto de reducir el calibre del material, se necesitan productos con resistencia más alta, mejor ductilidad y conformabilidad. El segundo se enfoca en el rendimiento y la seguridad, el factor principal es la capacidad del acero para una mayor absorción de energía. Para este aspecto los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) con aumento en elongaciones totales y en particular con elongaciones uniformes, son los seleccionados para implementarse en este tipo de manufactura automotriz. Es por eso, que los AHSS representan una solución óptima para estas aplicaciones, así pues el desarrollo de esta familia de aceros sigue en crecimiento, generando materiales aún mejores tanto en la manufactura del proceso como para la seguridad del conductor.

La diferencia fundamental entre los grados de aceros convencionales (HSS) y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) es ciertamente su microestructura: los aceros HSS son monofásicos, con una matriz ferrítica; en cambio los aceros AHSS son aceros multifase que contienen ferrita residual, martensita, bainita y /o austenita retenida, en cantidades y proporciones adecuadas para obtener las características mecánicas deseadas [1].

2.1 Aceros TWIP

Los aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP) fueron inventados en 2004 por el profesor Georg Foremmeyer, Jefe del Departamento de Tecnología de Materiales del Instituto Max Planck para la investigación del Hierro. Los aceros TWIP contienen alrededor de 20% de Mn y pequeñas cantidades de carbono, aluminio y silicio y se pueden deformar hasta 90% [3].

La plasticidad inducida por el maclado (Twinning Induced Plasticity TWIP) se debe a la estructura austenítica que hace años se conoce en los aceros Hadfield, y la cual, en los aceros TWIP, tiene una reducida energía de falla de apilamiento (EFA) – es de unos 20 mJ/m² -, lo cual facilita la formación de maclas durante la deformación. Esto porque la acción de maclado se produce únicamente cuando la EFA está entre 12 y 35 mJ/m², si es menor se formará martensita ϵ y es mayor el mecanismo de deformación será el deslizamiento de dislocaciones [3].

Debido a que entre el 60 y 70% de partes de un vehículo están fabricadas de acero, en los últimos años se ha presentado un aumento en el peso total de los vehículos debido al aumento en componentes y equipamiento. Por tal motivo, la reducción del peso de los componentes requiere de la investigación y manufactura de materiales más ligeros con las mismas propiedades mecánicas o superiores, así como un aumento en la resistencia al impacto y a la fatiga, sin omitir las posibles mejoras en el diseño de los vehículos. El empleo de aceros TWIP y TRIP permite un ahorro en peso total del vehículo del 30 al 40% [4].

Los aceros TWIP son actualmente uno de los materiales más atractivos para aplicaciones estructurales, tal y como lo muestra el reciente incremento en las investigaciones científicas y patentes realizadas en los últimos años. Estos son ampliamente considerados para aplicaciones específicas, tales como en la industria de los trenes de alta velocidad, en la industria de la construcción y, más particularmente, en la industria automotriz, donde se debe de cumplir con los nuevos requerimientos energéticos, enfocados a un menor consumo de combustibles, que ayuden a mitigar la contaminación ambiental. Así mismo, de la mano está el tema de la seguridad de los usuarios de automóviles, hablando en términos de choques y colisiones; requiriéndose materiales más resistentes, más dúctiles y de gran capacidad de absorción de energía, que garanticen la integridad física de los usuarios [5].

2.2 Aceros TRIP

Los aceros TRIP se caracterizan por poseer una gran zona de deformación uniforme, lo que se traduce en un gran valor del índice de endurecimiento por deformación.

Las características mecánicas de los aceros con comportamiento TRIP se explican a partir de su microestructura, la cual está compuesta por Ferrita, Bainita y Austenita Retenida. Al someter el acero a determinado nivel de esfuerzos, la Austenita Retenida se transformará en Martensita, lo que producirá el efecto de plasticidad característica de estos aceros [5].

Los altos contenidos de Silicio y Carbono de los aceros TRIP también dan como resultado un volumen significativo de Austenita retenida en las microestructura finas.

Durante la deformación, las dispersión de las segundas fases duras en las ferritas suaves, se crea un alto índice de endurecimiento por deformación, tal como se observa en los aceros doble fase, sin embargo en los aceros TRIP la Austenita Retenida transforma progresivamente a martensita aumentando su resistencia, incrementando así el rango de endurecimiento por deformación a niveles muy altos.

Los rangos de endurecimiento por deformación en los aceros TRIP substancialmente mayores que los aceros convencionales HSS, esto es particularmente útil para los diseñadores requieren aceros de alta dureza [6].

2.3 Energía de falla de apilamiento

La energía de falla de apilamiento juega un importante papel en la aparición del efecto TWIP: maclaje del grano austenítico. Es esencial que la EFA esté dentro de un rango específico de entre 10-40 mJ/m² para que ocurra la deformación inducida por maclaje [13]. Una falla de apilamiento se entiende como un error en la secuencia de apilamiento de los átomos que definen una estructura; así, la falla de apilamiento en la estructura FCC del acero TWIP se debe a un error que existe en la secuencia de apilamiento de los planos de mayor compactación, cambiando de ABCABCABC a ABCACBCAB [17]. Cualquier imperfección en la red cristalina incrementa la energía interna en el lugar donde se localiza el defecto. Así, las fallas de apilamiento tienen una energía característica por unidad de área, llamada energía de falla de apilamiento (EFA). La EFA puede ser controlada por dos parámetros en específico, la composición química y la temperatura [7].

2.4 Deformación por maclado

En ciertos materiales, particularmente metales, el maclaje es uno de los principales medios de deformación. Esto puede causar un extensivo cambio en la forma o colocar planos potenciales de deslizamiento en una posición más favorable para el deslizamiento. El maclaje es un movimiento de planos de átomos en la red, paralelo a un plano específico (de maclaje) de manera que la red se divide en dos partes simétricas diferentemente orientadas. La cantidad de movimiento de cada plano de átomos en la región maclado es proporcional a su distancia del plano de maclaje es proporcional a su distancia del plano de maclaje de manera que se forma una imagen especular a través del plano de maclaje [8].

2.5 Elementos Aleantes

Como ya se ha mencionado, tanto la microestructura y composición química, entre otras propiedades del acero, juegan un papel importante en las propiedades mecánicas finales de la pieza; es por eso que se describirán los efectos que proporciona cada elemento químico en cada aleación. En la Figura 1 se resumen los efectos del proceso de la mayoría de los elementos aleantes [9].

En lo que respecta a los elementos de aleación en los aceros TWIP, el principal propósito es:

- Estabilizar la fase austenítica.
- Proporcionar un endurecimiento por solución sólida.
- Controlar la energía de falla de apilamiento (SFE).
- Precipitar carburos de aleación en lugar de la formación habitual de cementita.
- Mejorar la resistencia a la corrosión por la formación de capas superficiales protectoras.

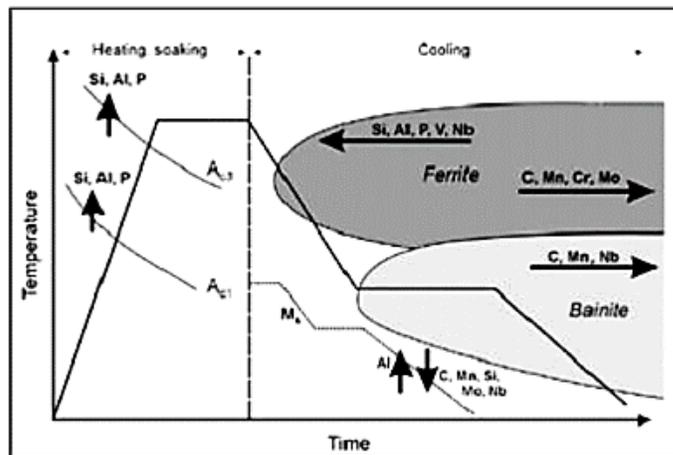


Figura 1. Influencia de elementos aleantes de aceros en el proceso de formación de microestructura.

La composición química de partida determina las propiedades mecánicas finales del acero fabricado, así como el modo en que los elementos se distribuyen en él, ya que cada elemento tiende a formar carburos u otros compuestos [10]. A continuación, se describen los elementos que son más relevantes en las aleaciones estudiadas en la investigación:

Manganeso: El efecto de Mn es fundamental en el acero, así en combinación con el Carbono el Manganeso puede formar distintos carburos: Mn₇C₃, Mn₅C₆, Mn₂₃C₆ y Mn₁₅C₅; sin embargo, generalmente, para los contenidos habituales de manganeso los únicos carburos que aparecen son (Fe, Mn) ₃C y, principalmente, Mn₃C. Las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos se ven modificadas, tanto por el contenido en Manganeso como por el contenido en carbono [11].

Aluminio: El aluminio reduce la actividad del carbono en la austenita, aumentado la solubilidad metaestable del carbono en el acero. Las adiciones de aluminio inhibieron el maclado mecánico y expandieron el intervalo de temperatura en el cual ocurre el envejecimiento dinámico por deformación (EDD) y ocurrió endurecimiento rápido por deformación. El principal efecto del aluminio es suprimir el maclado por lo tanto modificar el comportamiento de endurecimiento [1].

Silicio: Este elemento reduce la fase austenítica y promueve la transformación martensítica durante el enfriamiento y/o la deformación [12]. La adición del 2% de Si a un acero Fe-27Mn baja la EFA de la austenita, aumentando las fallas de apilamiento, generándose así sitios de nucleación para la martensita ε [1].

Carbono: El C es considerado el gran estabilizador de la austenita por excelencia, ya que la solubilidad de éste en la austenita es muy alta, por lo tanto, la estabiliza y la endurece simultáneamente [1].

Vanadio: El vanadio es un fuerte formador de carburos y su adición a los aceros al manganeso incrementa notablemente la resistencia a la fluencia, pero con su correspondiente decrecimiento de la ductilidad. El vanadio se usa en aceros al manganeso endurecibles por precipitación en cantidades de 0.5 a 2% debido a la estabilidad de los carbonitruros de vanadio [14].

3. Metodología

Se describen los métodos utilizados en el diseño de la aleación, preparación de muestras y las diferentes técnicas de caracterización seleccionadas. En la investigación se han seleccionado tres aleaciones con diferente porcentaje de aleación, como elemento microaleante principal el vanadio, pertenecientes a los Aceros Avanzados de Alta Resistencia mecánica (AHSS).

La composición química propuesta de los materiales utilizados en este trabajo de investigación se muestra en la tabla 1.

Se utilizó una cortadora de cinta para los elementos Fe y Al a partir de barras de material 2" x 2" (Proceso lento para evitar modificaciones de la estructura). Mn, Si, V estuvieron disponibles en hojuela y cuantificados en báscula de precisión.

Se utilizó un horno de atmósfera controlada por gas Argón de la marca CONSARC modelo INDUCTOTERM VIP-I a temperatura máxima de 4000°C con una carga de 5 kg de material para el proceso de fundición (material concentrado).

Se utiliza una mufla de laboratorio de la marca FELISA modelo FE-340 para los tratamientos térmicos de homogenización, se comienzan con tres ciclos progresivos de 200°C, 600°C y 800°C con un periodo de 15 minutos cada uno, posteriormente una etapa estable de 1100°C por un lapso de 5 horas y 30 minutos, concluyendo con un enfriamiento dentro del equipo sin control de temperatura, hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Para la obtención de las micrografías de cada uno de los materiales involucrados se utilizó un microscopio óptico de platina invertida marca Unión Versamet-3. La preparación de las muestras se realizó la técnica de desbaste y pulido. El desbaste se realizó por medio de lijas de carburo de silicio de 180 #, 240 #, 380 #, 400 #, 600 #, 800 #, 1200 #, 2000 #. Seguido por pulido mecánico, en paño con alúmina de tamaño 1µm, 0.3 µm para pulido preliminar y 0.05 µm, para pulido final. Después de este procedimiento las muestras fueron atacadas con nital al 5% para revelar la microestructura. Posteriormente las muestras fueron lavadas con agua y secadas con aire caliente.

El ensayo de microdureza se llevó a cabo con las muestras con tratamientos térmicos y en "as cast" previamente desbastadas y pulidas en acabado espejo. El ensayo se hizo con una carga de 2.942 Kgf y un indentador de diamante piramidal. A cada muestra se le realizaron 10 indentaciones con una distancia de separación de 500 µm a través de un barrido longitudinal. Para el ensayo de microdureza se utilizó un microdureómetro Shimadzu, Modelo: HMV.

Para el ensayo de dureza Brinell, se dio uso de un equipo AFFRI fabricado por BREVETTI Modelo: 206 RT, se buscó determinar la variación de dureza superficial de cada una de las

probetas trabajadas. Para este ensayo se aplicó una precarga de 10kgf, y una carga de 150 kgf a 10 segundos, tomando 5 mediciones sobre la cara trabajada.

4. Resultados y Discusión

4.1 Microestructura

En la Figura 2 se agrupan las imágenes de los resultados de las micrografías ópticas para las 3 aleaciones propuestas en este trabajo con y sin tratamiento de homogenización. En la Figura 2.A se presenta la micrografía de la muestra base sin tratamiento térmico; en esta podemos observar la formación dendritas dentro de una fase constante de austenita, esta formación de dendritas dificulta determinar la localización de los límites de grano y diferenciarlos de la formación de óxidos silicio o aluminio. La Figura 2.B muestra la micrografía de la aleación con 0.1% de vanadio, se puede observar un decremento de formación de dendritas a lo largo de matriz de hierro γ e incrementando el tamaño de grano en comparación a la muestra base; además se puede distinguir de mejor modo la formación de óxidos principalmente de silicio principalmente dentro de los granos y sólo en pocas ocasiones en los límites de los mismos. También se aprecia la formación de algunos carburos cerca de los silicatos y en los límites de grano. Los resultados de la micrografía para la muestra de 0.4% V *as cast* se presentan en la Figura 2.C, se observa que existen granos de tamaño similar a la muestra con 0.1%V en la matriz y también una disminución del tamaño de los óxidos formados, la identificación entre los granos se vuelve más clara por la disminución en el grosor del límite. Además, se incrementa levemente la formación de carburos principalmente en las trayectorias formadas por los óxidos.

Para las muestras que han recibido el tratamiento de homogenización, la Figura 2.D presenta el resultado obtenido para la aleación base. Como es esperado, el tratamiento de homogenización elimina la presencia de la estructura primaria dendrítica lo que permite identificar mejor la presencia de óxidos y la formación de los granos, en este caso mejor definidos y de fronteras irregulares. Se observa la posible formación de carburos. El resultado más interesante es la formación de lo que parece ser maclas en par de granos en dirección vertical y la formación de dislocaciones en algunos de estos granos. En la Figura 2.E se presenta la micrografía para la muestra con 0.1% de vanadio; se observa una reducción considerable en el tamaño de grano y mayor presencia de óxidos, así mismo ya se distingue formación de carburos en pequeña cantidad. Es de llamar la atención que no se presenta el efecto que se supone son maclas que se observa en la muestra base. Se siguen presentando una matriz completamente austenítica en todos los casos. La Figura 2F corresponde a la muestra de 0.4% de vanadio con tratamiento de homogenización. La principal diferencia que se aprecia en comparación a las demás micrografías es la presencia de límites de grano con rectas regulares en su mayoría y la formación de límites dobles en varios casos. Se reduce considerablemente la presencia de óxidos en la matriz austenítica aunque se conserva la ligera presencia de carburos. Sigue sin presentarse la formación de maclas o dislocaciones.

Tabla 1. Composición química nominal de las aleaciones propuestas

Acero	C	Mn	Al	Si	V
Composición Base	0.2	22	3	3	-
Base + 0.1 V	0.2	22	3	3	0.1
Base + 0.4 V	0.2	22	3	3	0.4

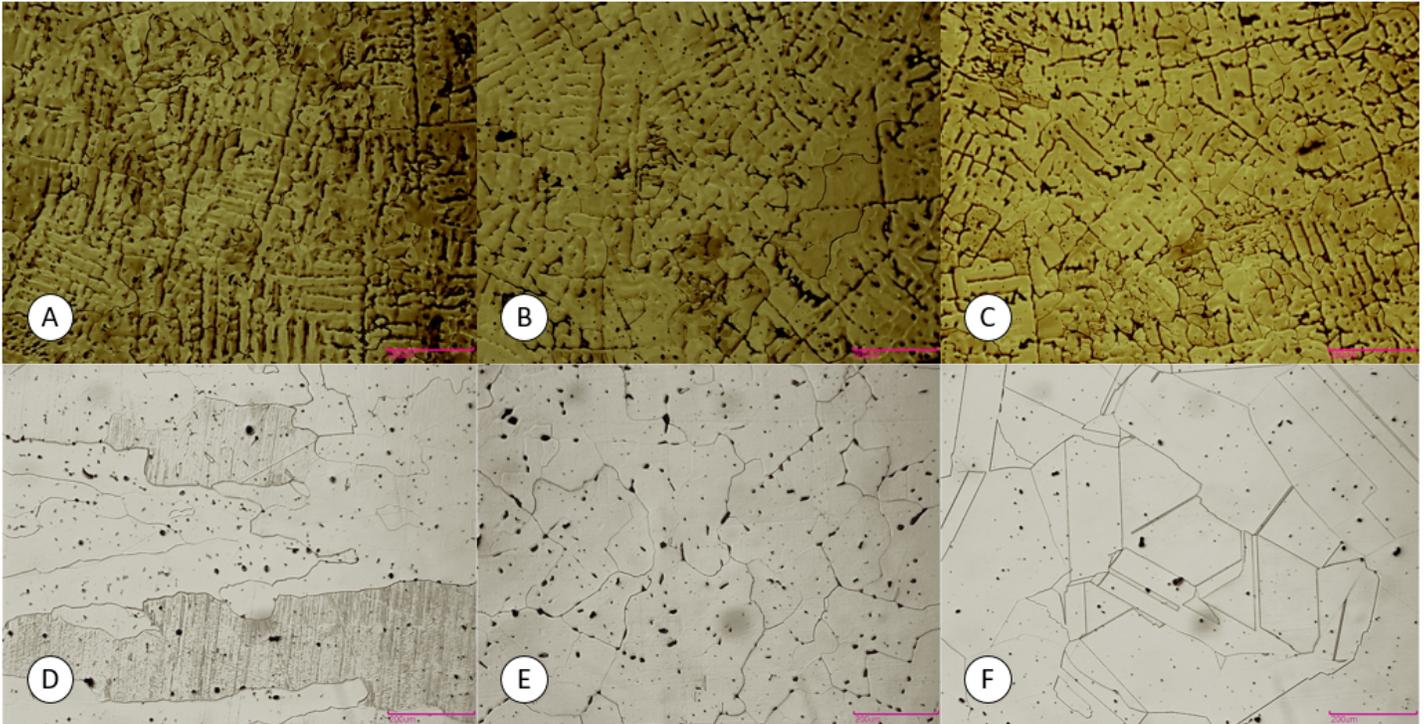


Figura 2. Imágenes de las micrografías obtenidas por microscopía óptica. A) Muestra base sin tratamiento térmico. B) Aleación base con 0.1 wt.% de Vanadio añadido sin tratamiento de homogenización. C) Aleación base con 0.4 wt.% de Vanadio añadido sin tratamiento de homogenización. D) Muestra base con tratamiento térmico. E) Aleación base con 0.1 wt.% de vanadio añadido con tratamiento de homogenización. F) Aleación base con 0.4 wt.% de vanadio añadido con tratamiento de homogenización.

4.2 Microdureza

En la Figura 3 se presentan los resultados estadísticos de la prueba de microdureza Vickers para las 3 aleaciones propuestas. Se realizaron ensayos antes y después del tratamiento de homogenización.

Comenzando con las pruebas en muestras sin tratamiento

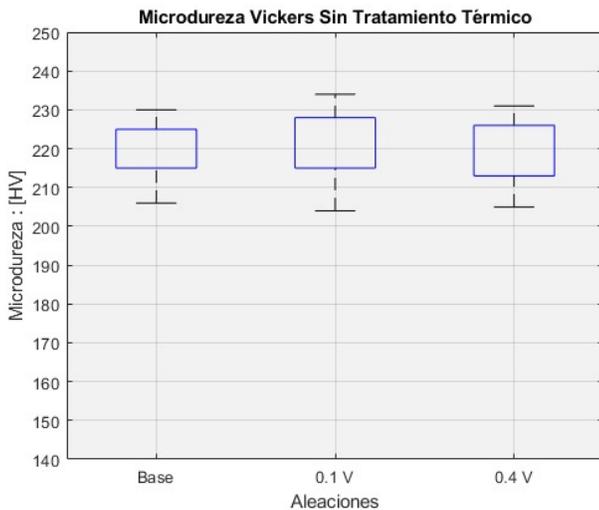


Figura 3. Resultados estadísticos de la prueba de microdureza Vickers para las muestras sin tratamiento térmico.

térmico; para la aleación Base con 0% de Vanadio observamos una dureza promedio de 218.7 HV con picos máximo en 230 HV y mínimo de 206 HV y una desviación estándar de 7.51. En los ensayos de la muestra con 0.1% de vanadio se obtuvo una dureza promedio de 220.6 HV y una desviación estándar de 8.79, máximo de 234 y mínimo de 204.

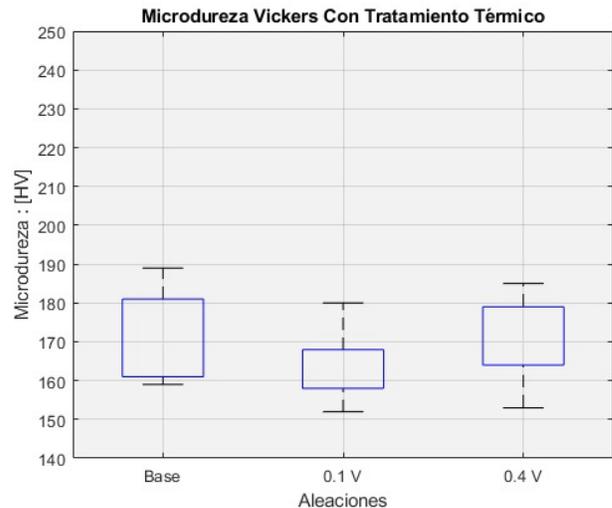


Figura 4. Resultados estadísticos de la prueba de microdureza Vickers para las muestras con tratamiento térmico.

Finalmente, para la aleación con 0.4 % de Vanadio se tiene un promedio de dureza de 218.7 HV, máximo de 231 HV, mínimo de 205 HV con una desviación estándar de 8.98.

En los ensayos de microdureza para las muestras que se sometieron al tratamiento de homogenización tenemos los resultados estadísticos que se muestran en la Figura 4.

Para la aleación Base (0.0% V) se obtiene un valor promedio de 171.8 HV y una desviación estándar de 11.855; valor máximo de 189 HV y mínimo de 159 HV. La muestra con 0.1% V presenta una microdureza promedio de 165.1 HV con mínimos y máximos de 152 HV y 180 HV respectivamente. Para la última muestra que corresponde a la aleación de 0.4% de V se obtuvo un máximo de 185 HV, un mínimo de 153 HV con un valor promedio de 170 HV y una desviación estándar de 10.16.

4.3 Dureza

La Figura 5 presenta los resultados estadísticos del ensayo de dureza Brinell en las 3 aleaciones propuestas para el caso sin tratamiento térmico. En el primer gráfico que corresponde a la aleación Base con 0.0% de vanadio se obtiene un valor promedio de dureza de 165 HB30 con máximo de 187 HB30 y mínimo de 145 HB30, la muestra estadística tiene una desviación de 14.30. El ensayo en la muestra con 0.1% de Vanadio arroja valor promedio de 170.2 HB30 y una desviación estándar de 11.77, valor máximo de la muestra es de 179 HB30 mientras que el mínimo corresponde a los 150 HB30. Para concluir con las muestras sin tratamiento térmico, el ensayo en la aleación con 0.4% V presentó un valor de dureza promedio de 166.4 HB30 con valor máximo de 176 HB30 y mínimo de 156 HB30, la desviación estándar de la muestra es de 10.28.

De modo similar, en la Figura 6 se muestran los resultados estadísticos de la prueba de dureza para las muestras con tratamiento de homogenización. El primer gráfico a la izquierda representa el resultado de la muestra base, se muestra un conjunto

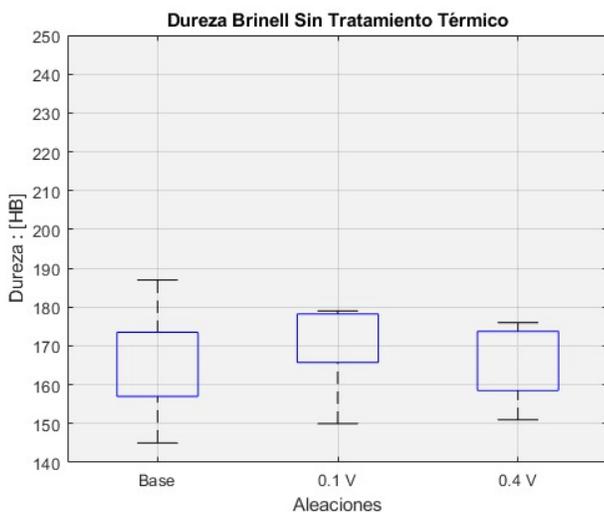


Figura 5. Resultados estadísticos de la prueba de dureza Brinell (HB30) para las muestras sin tratamiento térmico.

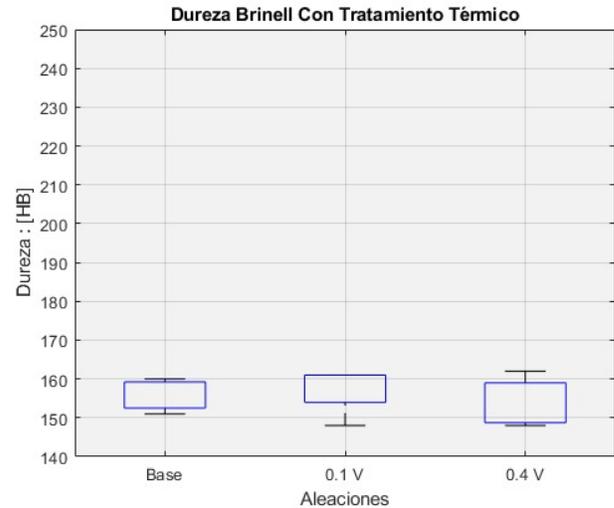


Figura 6. Resultados estadísticos de la prueba de dureza Brinell (HB30) para las muestras con tratamiento térmico.

compacto con media de 157 HB30 y desviación estándar de 3.53, la prueba arroja valores entre 151 HB30 y 160 HB30. La segunda barra de la Figura 6 corresponde a los resultados de la prueba de la muestra con 0.1 wt. % de vanadio añadido. Al igual que la muestra base es un conjunto más compacto con máximo de 161 HB30 y mínimo de 149 HB30, un valor promedio de dureza de 156.8 HB y desviación estándar de 5.35. El último gráfico a la derecha es de la muestra con 0.4 wt.% V, con una desviación de 6.05 y un valor promedio de 154.4 HB, sigue un comportamiento muy similar a lo presentado para las demás muestras y análogo entre los casos con y sin tratamiento térmico.

5. Conclusiones

1. La microestructura primaria resultante del metal “as cast” indica un crecimiento de grano dendrítico conforme incrementa el porcentaje de vanadio.
2. La microestructura después de tratamiento térmico de homogenización en el metal de referencia está conformada por un grano austenítico elongado con presencia de maclas internas.
3. Con la adición de 0.1 wt% V el grano austenítico adopta una morfología equiaxial con presencia de óxidos y/o carburos.
4. Con la adición de 0.4 wt% V el grano austenítico tiende a tener un crecimiento con presencia de maclas en el borde de grano y una reducción óxidos y carburos.
5. Los valores de microdureza muestran una relación estrecha con la estructura del grano obtenida antes y después del tratamiento térmico. Los resultados de dureza Brinell son muy congruentes entre sí indicando valores que están dentro de un rango comparativamente similar.

6. Agradecimientos

La realización de este proyecto de investigación fue gracias a la colaboración de la Universidad Autónoma de Zacatecas y al

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo quienes proporcionaron los equipos y laboratorios necesarios. También al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo financiero otorgado para los estudios de posgrado.

Referencias

- [1] R. Pineda Huitrón, "Conformabilidad en Caliente de Acero TWIP.," Tesis Barcelona, España: Universidad Politécnica de Catalunya. , 2009.
- [2] B. Frommeyer, "Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steel for High Energy Absorption Purposes," ISIJ International, pp. 438-446. 2002.
- [3] A. Valencia Giraldo, "El Acero Hadfield Revisitado.," Revista Colombiana de Materiales, pp. 1-24., 2012.
- [4] B. C. K.-G. & K. J. Cooman, "High Mn TWIP Steels for Applications," INTECH. , 2011.
- [5] O. A. S. S. C. C. P. & B. D. Bouaziz, "High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships," Solid State Mater, pp. 141-168, 2011.
- [6] S. T. B. J. G. F. Oliver, "Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic," Materials Characterization, paper in press, accepted, 4 July 2006.
- [7] A. E. Salas Reyes, "Estudio de ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)," Tesis doctoral. Morelia Michoacan: Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo; Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, 2014.
- [8] S. Avner, "Introducción a la Metalurgia Física," McGraw-Hill., 1988.
- [9] V. H. Mercado Lemus, "Estudio de los mecanismos de desgaste por deslizamiento no-lubricado de aceros austeníticos alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados con Nb, Ti, V, Mo y Ti/B.," Tesis doctoral. Morelia Michoacán: Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, 2017.
- [10] E. A. Dumay, "'Influence of addition elements on the stacking- fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn- C steel'," Materials Science and Engineering A, Vols. 483-484, p. p. 184, 2008.
- [11] R. & R. R. Schramm, "Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels," Metallurgical and Materials Transactions., pp. 1345-1351., 1975.
- [12] S. F. T. & T. Y. Takaki, "The Effects of Si and Al Alloying on α/γ Phase Equilibria in Fe-Cr-Ni-Mn Based Ternary and Quaternary Systems.," Journal of Phase Equilibria and Diffusion, pp. 632-638., 1990.
- [13] A. E. A. García, "'Estudio tribológico de aceros austeníticos tipo Hadfiel: influencia del Manganeso en su respuesta frente al desgaste'," Revista de Metalurgia, Vol. 46, p. p. 47, 2010.
- [14] A. Figueroa, "Caracterización de la compatibilidad tribológica en aleaciones dúctiles mediante ensayo de tribometría coaxial.," Tesis de Maestría. México: Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM. , 2011.