

Análisis de los modos de solidificación en las zonas aledañas a la pileta de soldadura GTAW en un acero TRIP.

M. D. Cruz-Zapata^a, F. Reyes-Calderón^a, N. Alcantar-Mondragón^a

^aTecnológico Nacional de México, Instituto Tecnológico de Morelia, Av. Tecnológico 1500, Lomas de Santiaguito, 58120, Morelia, Michoacán, México (División de Estudios de Posgrado e Investigación, Departamento de Metalmeccánica)

ABSTRACT

The present research work carried out studies on a TRIP steel, starting from an AISI 1018 charge with ferromanganese and ferrosilicon additions, which was subsequently subjected to an intercritical annealing heat treatment to obtain the AHSS, and then welded to determine the solidification mode or modes present in the steel. The heat treatment route was based on two stages 1) Intercritical annealing and 2) Isothermal bainitic treatment, to obtain the characteristic microstructure of these steels which are ferrite, bainite, martensite and retained austenite, in different percentages. The welding process used was the autogenous GTAW process considering as main variables the feed rate and voltage, as well as the cooling medium to analyze the zone of interest (ZF). To determine the solidification modes, it was necessary to determine the temperature gradient (G) and the solidification rate (R), to correlate them and determine these morphologies.

ARTÍCULO CIENTÍFICO

Recibido 04 Diciembre, 2024
Revisado 18 Diciembre, 2024
Aceptado 29 Diciembre, 2024

KEYWORDS

TRIP; Solidification modes;
Temperature gradient;
Solidification rate

Introducción

El estudio de las uniones soldadas manifiesta distintas regiones microestructurales, una de ellas es la zona de fusión (ZF), región donde sucede el derretimiento y cristalización para así dar origen al cordón de soldadura. Dado que todos los metales son de naturaleza cristalina y la mayoría disponen de redes cristalinas, existe el fenómeno de solidificación; que es la transición de líquido a sólido [1, 2]. Los modos de solidificación son fundamentales para los procesos de transformación ya que influyen directamente en las propiedades microestructurales de los materiales. Dicho esto, uno de los fundamentos más importantes dentro de los modos de solidificación son el gradiente de temperatura (G) y la tasa de solidificación (R) ya que influirán en las dimensiones de la obteniendo las diferentes formas morfológicas que pueden existir en el interfaz sólido líquido dentro de esas morfologías se distinguen principalmente: planar, celular, columnar dendrítico y dendrítico equiaxial.

Dichos modos se clasifican de acuerdo con el gradiente térmico y velocidad de enfriamiento en la zona de fusión (ZF) [1, 3, 4]. Comprender y controlar los modos de solidificación en los AHSS son de gran interés científico y tecnológico, debido a que no hay suficiente información sobre este comportamiento. Por ello conocer la relación del gradiente de temperatura respecto a la tasa de solidificación en el proceso GTAW autógeno, nos permitirá establecer el/los modos de solidificación que presentan estos aceros.

AUTOR DE CORRESPONDENCIA Marco Cruz  m17120710@morelia.tecnm.mx  División de Estudios de Posgrado e Investigación, Departamento Metalmeccánica, Instituto Tecnológico de Morelia, México. Se puede acceder a los datos complementarios en línea en <https://doi.org/10.71103/ha7r9690>

© 2024 Los autores. Publicado por la Asociación Mexicana en Ciencias en Soldadura, Metalurgia e Ingeniería, A.C. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives License (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>) que permite la reutilización, distribución y reproducción sin fines comerciales en cualquier medio, siempre que la obra original esté debidamente citada y no sea alterada, transformada o construida de ninguna manera. Los términos en los que se ha publicado este artículo permiten la publicación del Manuscrito Aceptado en un repositorio por parte del autor o con su consentimiento.

Metodología

Se fundido el acero a partir de una carga AISI 1018 con adiciones de ferromanganeso de alto carbono y ferro silicio. La adición de estas aleaciones se realizó para asegurar las reacciones en estado sólido durante el tratamiento térmico. El material fue proporcionado por el posgrado en Ciencias en Metalurgia del Instituto Tecnológico de Morelia. Se diseñó el tratamiento térmico para obtener el acero TRIP, dichos parámetros se obtuvieron a partir de las curvas TTT y CCT, los datos se obtuvieron a partir de la composición química del material base. Se obtuvieron los parámetros de soldadura GTAW autógeno en el laboratorio de soldadura del Instituto Tecnológico de Morelia. Para finalmente congelar la zona de fusión y hacer la caracterización correspondiente para realizar los cálculos de G y R.

Resultados y discusión

Análisis del material en condición de suministro

En la Figura 1 se observa la microestructura de un acero bajo en carbono y microaleado, con alto contenido de Mn y Si, cuya composición química se muestra en la Tabla 1. Su microestructura consta de ferrita y perlita, dicho esto se percibe que el material posee una matriz ferrítica con morfología equiaxial que pertenece a granos poligonales, casi de la misma magnitud, se visualiza que en varias zonas del material hay una recrystalización de grano, esto debido a que el material fue laminado en caliente, teniendo así una sola dirección de grano.

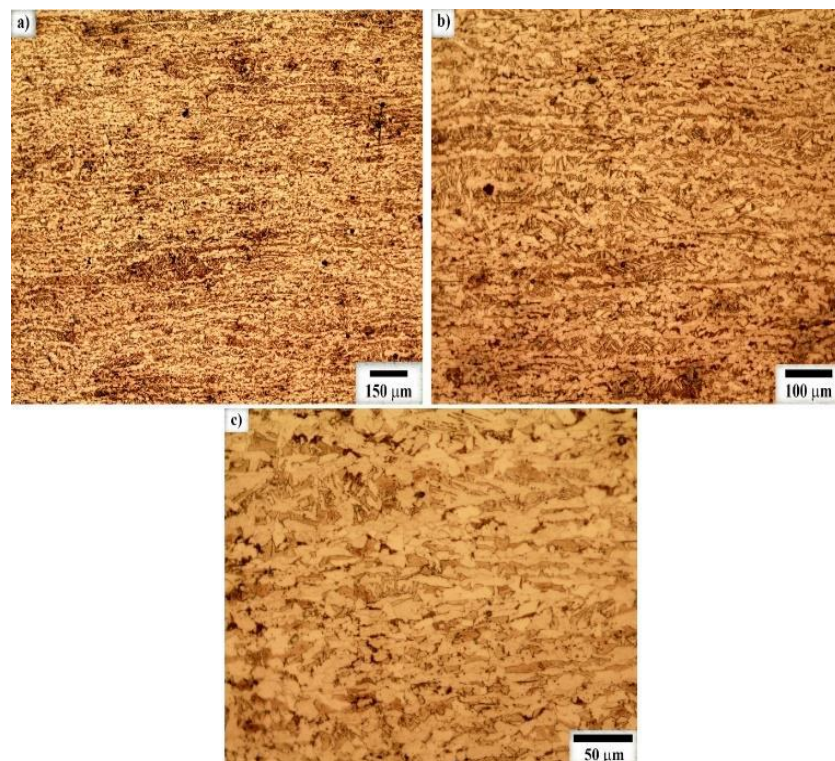


Figura 1. Microestructura del material de suministro, vista lateral, atacado con Nital al 3% durante 3s.

Diseño de tratamiento térmico: Obtención de acero TRIP

El tratamiento térmico se llevó a cabo en dos etapas: 1) Recocido intercrítico en una mufla Felisa® a una temperatura de 785 °C durante un tiempo de permanencia de 360s, 2) Tratamiento isotérmico bainítico,

para dicho proceso se empleó un horno de sales, en este caso se utilizaron sales de nitrito de potasio (KNO_2) y nitrato de potasio (KNO_3) a una temperatura de 430°C durante un tiempo de permanencia de 180s, para finalmente templarlas en agua a temperatura ambiente. Se muestra en la Figura 2.

Diseño de tratamiento térmico: Obtención de acero TRIP

El tratamiento térmico se llevó a cabo en dos etapas: 1) Recocido intercrítico en una mufla Felisa® a una temperatura de 785°C durante un tiempo de permanencia de 360s, 2) Tratamiento isotérmico bainítico, para dicho proceso se empleó un horno de sales, en este caso se utilizaron sales de nitrito de potasio (KNO_2) y nitrato de potasio (KNO_3) a una temperatura de 430°C durante un tiempo de permanencia de 180s, para finalmente templarlas en agua a temperatura ambiente. Se muestra en la Figura 2.

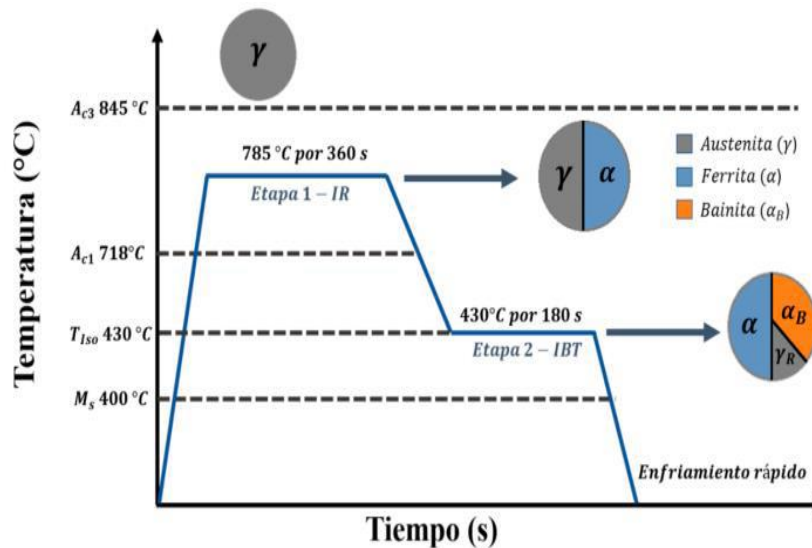


Figura 2. Ruta del tratamiento térmico para la obtención del acero TRIP.

El tiempo de permanencia en la fase intercrítica tiene un efecto importante sobre el porcentaje de austenita generada, tiempos de permanencia más largos conducen a un aumento de tamaño de grano de la austenita, por lo que esto es un problema para aceros con bajo contenido de carbono, ya que el mismo porcentaje de carbono debe distribuirse uniformemente entre los granos grandes, lo que da como resultado la inestabilidad de la austenita. Si el tiempo es corto el enriquecimiento de carbono en la austenita no será suficiente ya que no se disolverá eficazmente. Sin embargo, se recomienda un intervalo de tiempo de 5 a 15 minutos para producir el mayor porcentaje de austenita estable. Para la segunda etapa IBT extender el tiempo de transformación bainítica consumirá más austenita estable, lo que provocará la precipitación de carburos. Si se usa por un periodo corto de tiempo, la austenita no será completamente estable y probablemente la fase resultante durante el enfriamiento será martensita. Por ello se recomienda un tiempo de permanencia de 2 a 5 minutos [5, 6].

Caracterización Microestructural del acero TRIP

Dentro de la micrografía Figura 3 se puede visualizar que tiene una matriz ferrítica dentro de la matriz se perciben tonalidades café, lo cual se entiende que es bainita, se hace presente de dos formas, bainita superior, producto de la transformación que comienza en la nucleación de granos de ferrita en las fronteras de austenita, esta bainita se distingue por el ordenamiento de las agujas dentro del grano y bainita inferior

la cual se difiere del anterior por el desacomodo de las agujas debido a la transformación. Dentro de las islas de bainita, puede alojar la austenita retenida, la cual no se puede apreciar, pero su existencia está confirmada por el difractograma de rayos X.

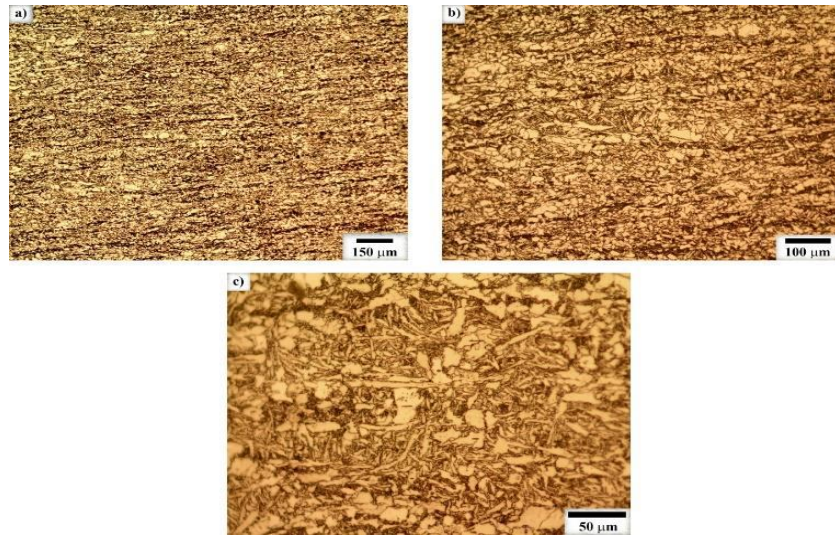


Figura 3. Microestructura acero TRIP, vista lateral, atacado con Nital al 3% durante 11s.

Difracción de Rayos X

Los patrones de difracción de Rayos X obtenidos del material tratado térmicamente, se observa en la Figura 4. Se identificaron 4 picos de ferrita (α) [(110 α), (002 α), (121 α), (022 α)] y 5 picos de austenita [(111 γ), (200 γ), (220 γ), (331 γ), (222 γ). De acuerdo con el análisis de DRX, bajo las condiciones de IA (T_1 785 °C y t_1 360 s) y IBT (T_2 450°C y t_2 3 s) En la muestra se encontraron dos fases, la principal fue la fase ferrita (90.3 %) y la fase austenita (9.7 %).

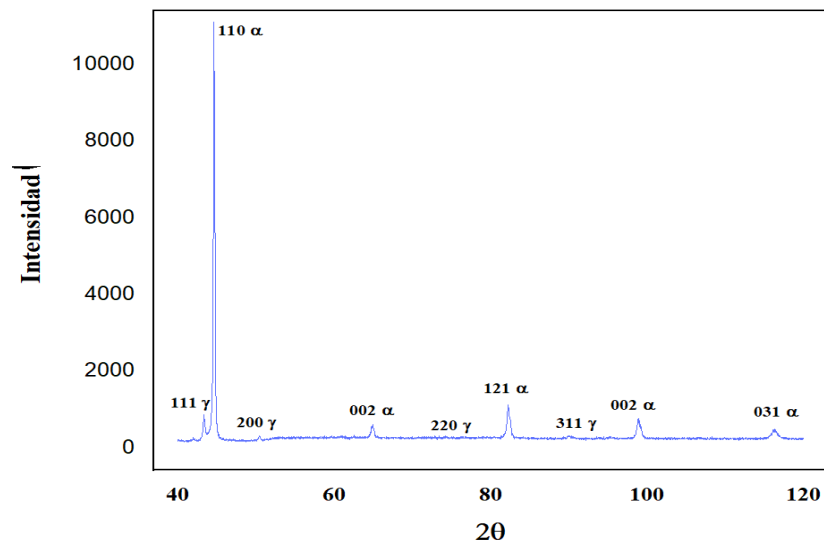


Figura 4. Difracción de Rayos X del material investigado.

Cálculo de los parámetros G y R

Para determinar los parámetros G es necesario obtener las curvas del ciclo térmico del proceso de soldadura, a partir de esas curvas se determinará la derivada (dT/dt) Figura 5. Estas curvas térmicas se obtuvieron a partir del uso de termopares Tipo K, dichos termopares fueron instrumentados por debajo de la placa. A partir de la parametrización de soldeo se elaboró un diseño de experimentos DoE Full Factorial 22 se tomaron dos factores y dos niveles, pero para la corroboración de datos se decidió hacer una réplica, lo que nos lleva tener 8 corridas de soldadura, dichos datos aparecen en la Tabla 1. Para realizar el temple durante el soldeo, se utilizaron diferentes métodos y diferentes medios de enfriamiento, con la finalidad de congelar la ZF ya que es la zona de mayor importancia, para el estudio realizado. Se decidió, verter el agua por encima del cordón, debido a que por debajo de la placa no se logró congelar la zona de fusión, en esta prueba se decidió utilizar agua a temperatura ambiente 23°C. En la Figura 7 se ve la macrografía de dicho método.

Tabla 1. Diseño de experimentos Full Factorial 2².

Corrida	Amperaje (A)	Voltaje Real (V)	V. avance (mm/s)	Eficiencia GTAW	HI (J/mm)
1	60	10.50	1.5	0.6	252.00
2	80	10.83	1.75	0.6	297.05
3	60	10.58	1.75	0.6	217.54
4	80	10.81	1.5	0.6	345.92
5	80	11.28	1.75	0.6	309.26
6	60	10.55	1.75	0.6	217.03
7	60	9.78	1.5	0.6	234.72
8	80	10.76	1.5	0.6	344.16

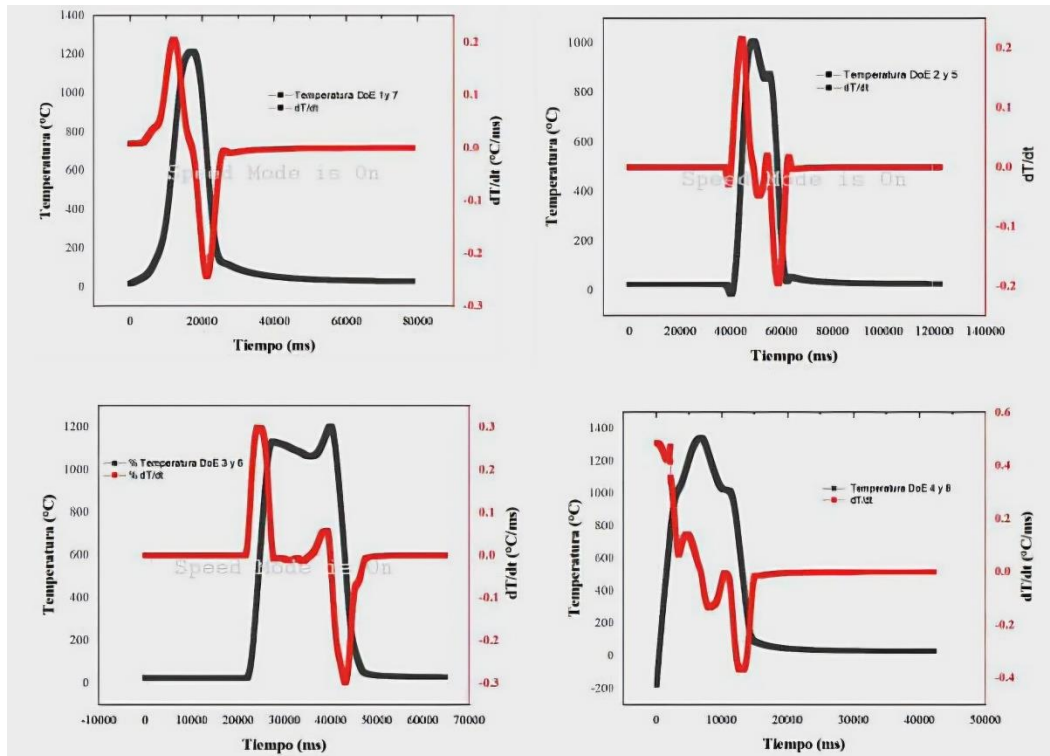


Figura 5. Curvas Térmicas de acuerdo con el DoE.

Una vez de calcular G, se procederá a calcular R, donde es necesario caracterizar la piqueta de soldadura en macrografía, considerando la línea central del cordón observando la dirección del crecimiento de grano para así obtener el ángulo (α), calcular el parámetro R es posible determinarlo de manera experimental [7].

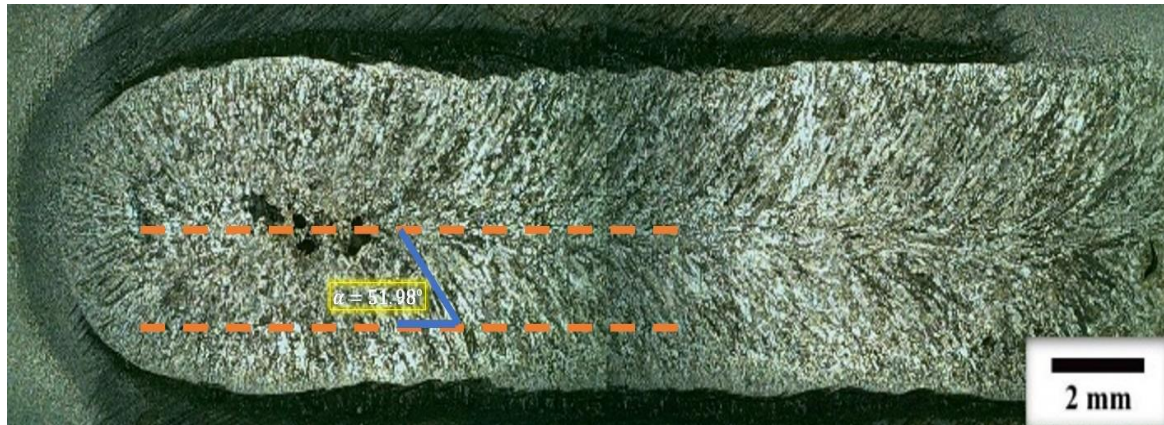


Figura 6. Macrografía del cordón de soldadura para calcular el ángulo con respecto al crecimiento de grano.

Conclusiones

1. A partir de un acero 1018 microaleado, se logró obtener los parámetros óptimos del tratamiento térmico para obtener un acero avanzado de alta resistencia (TRIP) con un porcentaje de austenita retenida de 9.7 %.
2. El amperaje y velocidad de avance son factores importantes ya que estos van a definir y la morfología y dirección del crecimiento de los granos durante la solidificación
3. Calcular el gradiente de temperatura (G) es posible calcularse con las curvas térmicas obtenidas mediante la derivada de la temperatura respecto al tiempo.
4. Calcular la tasa de solidificación (R) se puede obtener de manera experimental, si se hace un congelamiento de la piqueta adecuado, se toma como referencia la línea central del cordón y la dirección que toman los granos durante la solidificación, obteniendo el ángulo para determinar dicho valor.

Sugerencias y recomendaciones

Se recomienda tener un sistema de enfriamiento bien estandarizado, para poder utilizar diferentes medios de enfriamiento y correlacionar las diferencias que hay entre cada uno de ellos, así como también variar el ángulo del perfil del electrodo, ya que esto también influirían en las morfologías de solidificación.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer al Consejo Nacional de Humanidades Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT, México) por el apoyo al proyecto. Además, los autores agradecen al Tecnológico Nacional de México / I. T. Morelia por el apoyo en laboratorios y equipos. Los estudios de D. Cruz fueron patrocinados por CONAHCYT, México.

Declaración de conflicto de interés

Los autores no informaron ningún posible conflicto de intereses relacionado a esta publicación

ORCID

Marco Cruz  <https://orcid.org/0009-0009-8033-4089>

Francisco Reyes  <https://orcid.org/0000-0002-2745-4833>

Nereyda Alcantar  <https://orcid.org/0000-0002-4658-5409>

Referencias

- [1] Lippold JC. Welding metallurgy and weldability: John Wiley & Sons; 2014.
- [2] Pástor M. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura: Escuela Superior Politécnica de Chimborazo. Facultad de Mecánica; 2003.
- [3] Kou S. Welding metallurgy. New Jersey, USA. 2003;431:223-5.
- [4] Kou S. A criterion for cracking during solidification. Acta Materialia. 2015;88:366-74.
- [5] Copete Daza AJS, Gonzalez Duarte MA. Efecto de diferentes porcentajes de deformación sobre un acero con contenido de carbono menor al 0.2% y manganeso mayor al 1.0%.
- [6] López Cortez VH. Efecto del calor de entrada en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de soldaduras de aceros avanzados de alta resistencia de plasticidad inducida por transformación TRIP unidos por el proceso GMAW para la industria automotriz: Universidad Autónoma de Nuevo León; 2013.
- [7] Schempp P, Cross C, Pittner A, Oder G, Neumann RS, Roach H, et al. Solidification of GTA Aluminum Weld Metal: Part I - Grain Morphology Dependent upon Alloy Composition and Grain Refiner Content. Welding Journal. 2014;93:53s-9s