



Ciencia Latina
Internacional

Ciencia Latina Revista Científica Multidisciplinar, Ciudad de México, México.
ISSN 2707-2207 / ISSN 2707-2215 (en línea), noviembre-diciembre 2024,
Volumen 8, Número 6.

https://doi.org/10.37811/cl_rcm.v8i6

EFEECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZACIÓN EN LA MICROESTRUCTURA Y DUREZA DE UN ACERO MICROALEADO CON NB

**EFFECT OF SOLUTION HEAT TREATMENT ON
THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF A
NB-MICROALLOYED STEEL**

Vanessa Abigail Jiménez González

Universidad Autónoma de Coahuila, México

Ma. de Jesús Soria Aguilar

Universidad Autónoma de Coahuila, México

Francisco Raúl Carrillo Pedroza

Universidad Autónoma de Coahuila, México

Victor Manuel Narváez García

Universidad Autónoma de Coahuila, México

Romeo Omar Preciado Martínez

Altos Hornos de México S. A., México

DOI: https://doi.org/10.37811/cl_rcm.v8i6.15331

Efecto del Tratamiento Térmico de Solubilización en la Microestructura y Dureza de un Acero Microaleado con Nb

Vanessa Abigail Jiménez González¹vanessa.jimenez@uadec.edu.mx<https://orcid.org/0009-0004-5167-8740>Universidad Autónoma de Coahuila
México**Francisco Raúl Carrillo Pedroza**raul.carrillo@uadec.edu.mx<https://orcid.org/0000-0002-0413-0676>Universidad Autónoma de Coahuila
México**Romeo Omar Preciado Martínez**romeo.pm70@gmail.com<https://orcid.org/0009-0004-1792-1479>Altos Hornos de México S. A.
México**Ma. de Jesús Soria Aguilar**ma.soria@uadec.edu.mx<https://orcid.org/0000-0003-3910-7772>Universidad Autónoma de Coahuila
México**Victor Manuel Narváez García**vinarvaezg@uadec.edu.mx<https://orcid.org/0009-0000-4178-8939>Universidad Autónoma de Coahuila
México

RESUMEN

En este estudio, se presentan los resultados del efecto de la aplicación de tratamientos térmicos de solubilizado (TTS) sobre un acero grado comercial con diferentes contenidos de niobio (Nb) como elemento de aleación (0.059, 0.084 y 0.146 %). El empleo de porcentajes variables de aleación de Nb, permitió evaluar además, el efecto sobre la precipitación y su distribución en la microestructura, y por ende, la variación en la propiedad de dureza y microdureza, antes y después de la aplicación de los TTS. Las temperaturas del TTS oscilaron entre 850-1150 °C con tiempos de permanencia de 1 a 8 h, seguidos de un proceso de enfriamiento rápido con el fin de aumentar su resistencia. Las técnicas de caracterización empleadas incluyen microscopía óptica y electrónica de barrido, donde se confirma la formación de precipitados de Nb en la matriz de la aleación, así como mediciones de dureza y microdureza. Las muestras presentaron en su mayoría islas de perlita dentro de una matriz ferrítica y refinación de grano a temperaturas de 950 a 1150 °C, los TTS causaron un incremento en los valores de dureza, mayores a 35 HRC dentro de las primeras dos horas de TTS, alcanzándose los mejores resultados a 950 y 1050 °C en los tres aceros, dentro de las primeras 4h de tratamiento. Por otro lado, se pudo observar que la dureza disminuye a medida que se incrementa el tiempo de permanencia a valores mayores a 6 h, así como con el incremento en la temperatura de TTS, indicando así la posible disolución de NbC dentro de la matriz.

Palabras clave: niobio, acero, solubilización, endurecimiento por precipitación, NbC

¹ Autor principal

² Correspondencia: ma.soria@uadec.edu.mx

Effect of Solution Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of a Nb-Microalloyed Steel

ABSTRACT

In this study, the results of the effect of the application of solubilized thermal treatments (TTS) on a commercial grade steel with different contents of niobium (Nb) as an alloying element (0.059, 0.084 and 0.146%) are presented. The use of variable percentages of Nb alloy also allowed us to evaluate the effect on precipitation and its distribution in the microstructure, and therefore, the variation in the hardness and microhardness property, before and after the application of the TTS. The temperatures of the TTS ranged between 850-1150 °C with residence times of 1 to 8 h, followed by a rapid cooling process in order to increase its resistance. The characterization techniques used include optical and scanning electron microscopy, where the formation of Nb precipitates in the alloy matrix is confirmed, as well as hardness and microhardness measurements. The samples presented mostly pearlite islands within a ferritic matrix and grain refining at temperatures of 950 to 1150 °C, the TTS caused an increase in hardness values, greater than 35 HRC within the first two hours of TTS , achieving the best results at 950 and 1050 °C in the three steels, within the first 4 hours of treatment. On the other hand, it could be observed that the hardness decreases as the residence time increases to values greater than 6 h, as well as with the increase in the TTS temperature, thus indicating the possible dissolution of NbC within the matrix.

Keywords: niobium, steel, solution treatment, precipitation hardening, NbC

*Artículo recibido 18 noviembre 2024
Aceptado para publicación: 15 diciembre 2024*



INTRODUCCIÓN

El niobio es uno de los tres únicos elementos capaces de producir endurecimiento por precipitación en el acero, al igual que el Ti y V (Meza Vázquez, 2004).

Utilizar el Nb como elemento de aleación en aceros en porcentajes menores a 0.1 %, permite controlar la operación de solidificación y conseguir propiedades especiales, debido a la presencia de carburos que tienen la propiedad de ser muy duros (Muga & Delgado, 2005). Durante el proceso de solidificación, el Nb se combina con átomos disponibles de C y N² presentes para formar precipitados de carbonitruros de niobio, Nb (C, N). Entre más cantidad de estos elementos se encuentren en el acero, más rápido se formarán estos precipitados mientras se enfría el acero, como consecuencia, estos precipitados son más estables a altas temperaturas (Louhenkilpi, 2014).

Para alcanzar un endurecimiento por precipitación o tratamiento térmico de envejecido, normalmente se involucran los siguientes dos pasos antes del tratamiento térmico de precipitación: tratamiento de solubilización o disolución (TTS) y temple. Este método mejora las propiedades mecánicas del acero aleado con Nb, debido a que los precipitados de NbC, previenen la recrystalización y crecimiento de granos austeníticos formando precipitados en los límites de estos, generando así nuevos granos de ferrita (Fuentes Montemayor, 2003).

Durante el tratamiento térmico, la etapa de austenización del acero y la temperatura de calentamiento está determinada por la composición química del acero y debe ser tal, que permita asegurar la solubilidad completa de los precipitados de Nb para proveer el suficiente contenido de Nb, C y N² para la formación de precipitados (Vodopivec et al., 2013). Una temperatura muy alta asegura la completa disolución de los precipitados existentes, ocasionando la formación de precipitados más finos. Por otra parte, una temperatura baja no disolverá los precipitados existentes provenientes de la colada, disminuyendo el potencial de endurecimiento del acero (Graux et al., 2019).

No es deseable sobrepasar la temperatura a la cual se obtiene una solubilidad completa de los carbonitruros de Nb debido a que a mayor tiempo y temperatura de austenización se obtiene como resultado, un incremento heterogéneo de granos austeníticos y, por lo tanto, el acero obtiene propiedades mecánicas pobres (Griffin, 1990).



Cuando la transformación de austenita-ferrita ocurre, los precipitados de Nb (C, N) disminuyen el movimiento de la interfase ferrita/austenita, extendiendo así el tiempo de la transformación eutectoide e inhibiendo el crecimiento de la ferrita. Cuando el contenido de Nb excede cierto límite, el efecto de refinación de grano se verá reducido, y no podrá continuar refinando el grano (Zhou et al., 2021).

El proceso de recalentamiento está diseñado para asegurar la disolución completa (o casi completa) de los precipitados de microaleación formados durante la colada. La temperatura y el tiempo de recalentamiento dictan la disolución de los precipitados y la formación de la estructura de grano (Kundu, 2011).

METODOLOGÍA

Se utilizó un horno de inducción electromagnética para la fundición de las muestras variando el porcentaje de Nb. La composición química de los aceros obtenidos se muestra en la Tabla 1. Después de que los lingotes solidificaran a temperatura ambiente, se seccionaron en muestras cúbicas de 1x1x1 cm. Las probetas se sometieron a TTS a temperaturas de 850, 950, 1050 y 1150 °C tomados en base a la ecuación de disolución de Patel y Rakshe (2019). Se utilizó un horno tubular Carbolite modelo CTF 12/65/550, con tiempos de permanencia de 1, 2, 4, 6, y 8 h. Transcurrido el tiempo de permanencia, las muestras se templaron en agua a temperatura ambiente inmediatamente después de retirarlas del horno. La caracterización microestructural fue analizada por microscopía óptica (BestScope BS-6020TRF) y microscopía electrónica de barrido (JEOL JSM-6380LV). Para llevar a cabo este estudio, se utilizó la respuesta de los TTS, con respecto al cambio en la dureza, para reflejar la retención de Nb en la solución sólida del acero.

Para las pruebas de dureza se utilizó el durómetro NEWAGE IDENTRON modelo NI-300C con una carga de 100 kg por 10 s y el microdurómetro manual Vickers Zwick/Roell ZHV μ con una carga de 50 g por 10 s.

Tabla I. Composición química de los aceros obtenidos (%m/m)

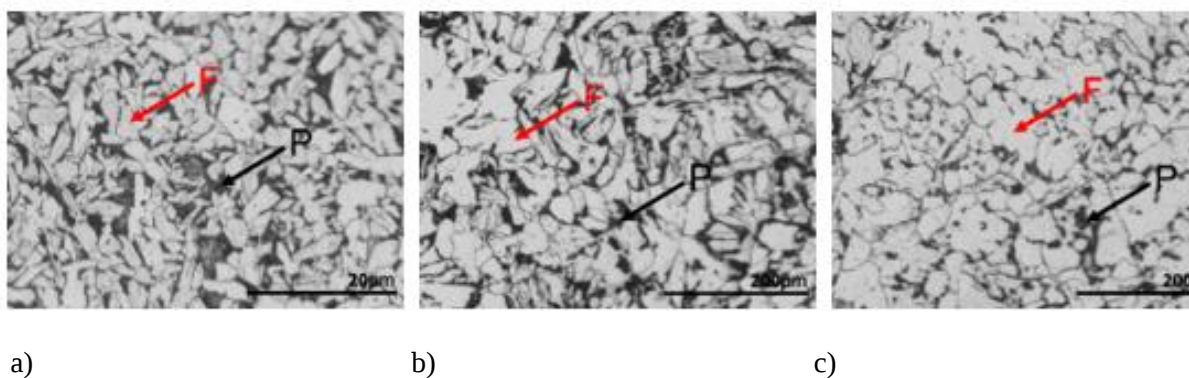
Acero	Fe	C	Nb	Ti	MN	V	Si
A	97.50	0.190	0.059	0.0023	1.010	0.110	0.470
B	97.34	0.170	0.084	0.0024	1.115	0.110	0.500
C	97.18	0.128	0.145	0.0026	1.175	0.110	0.760

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Metalografía

Las metalografías de las muestras sin TTS, se muestran en la Figura 1 con ampliación de 100X. Para todos los casos se observa una matriz ferrítica de granos equiaxiales (área clara) con zonas de perlita (área oscura). El porcentaje en el que se presentó la fase de perlita fue de 28, 29 y 22 % en las muestras de los aceros A, B y C, respectivamente.

Figura 1. Micrografías a 100X de las muestras

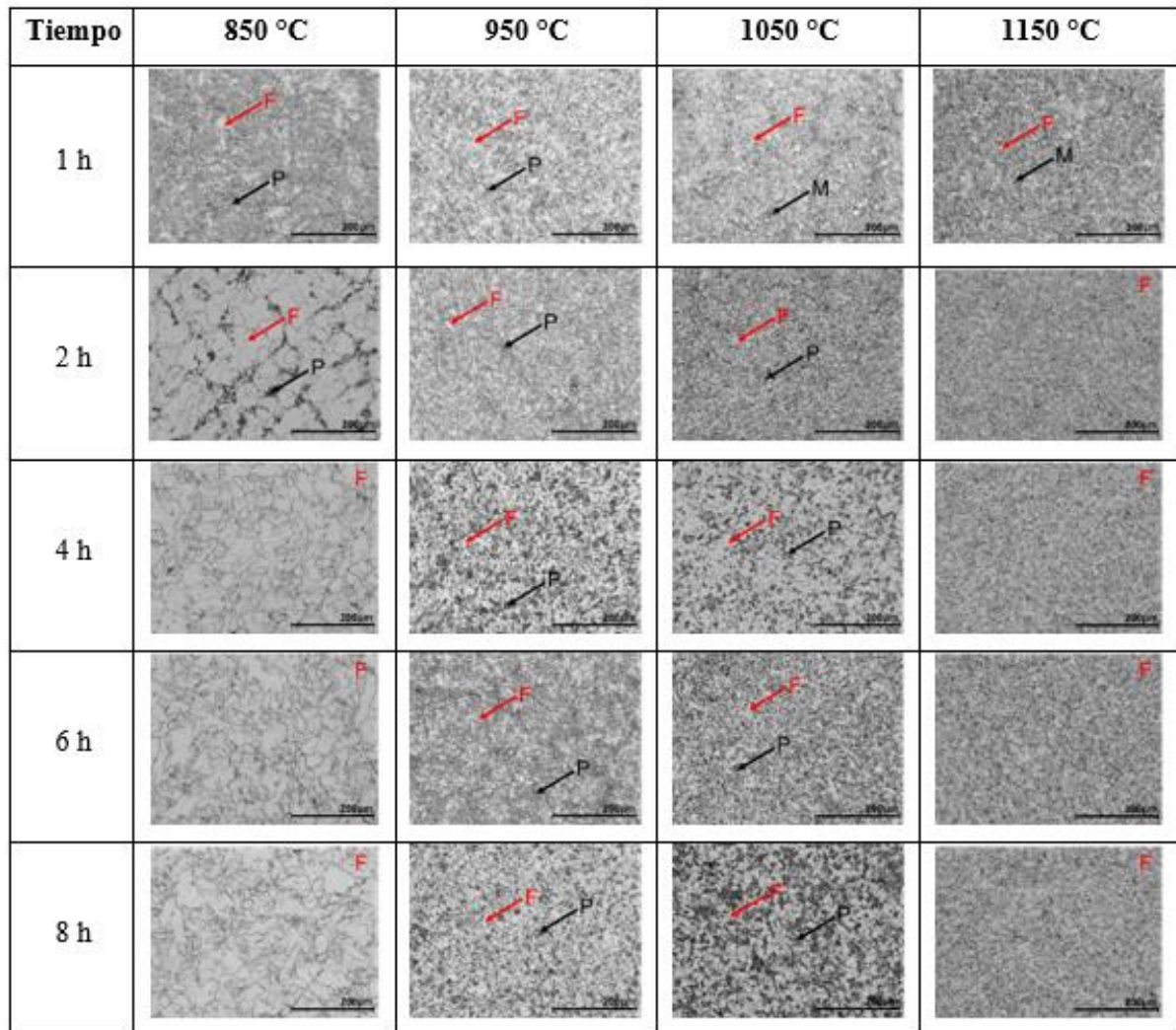


a) A, b) B y c) C en estado de colada: matriz ferrítica (F) con islas de perlita (P).

La Figura 2 muestra la evolución microestructural de las probetas del acero A tratadas térmicamente. En las probetas con TTS a 850 °C por un tiempo de 1 y 2 h, se observa una microestructura compuesta de una matriz ferrítica e islas de perlita en porcentajes de 82 y 14 %, respectivamente.

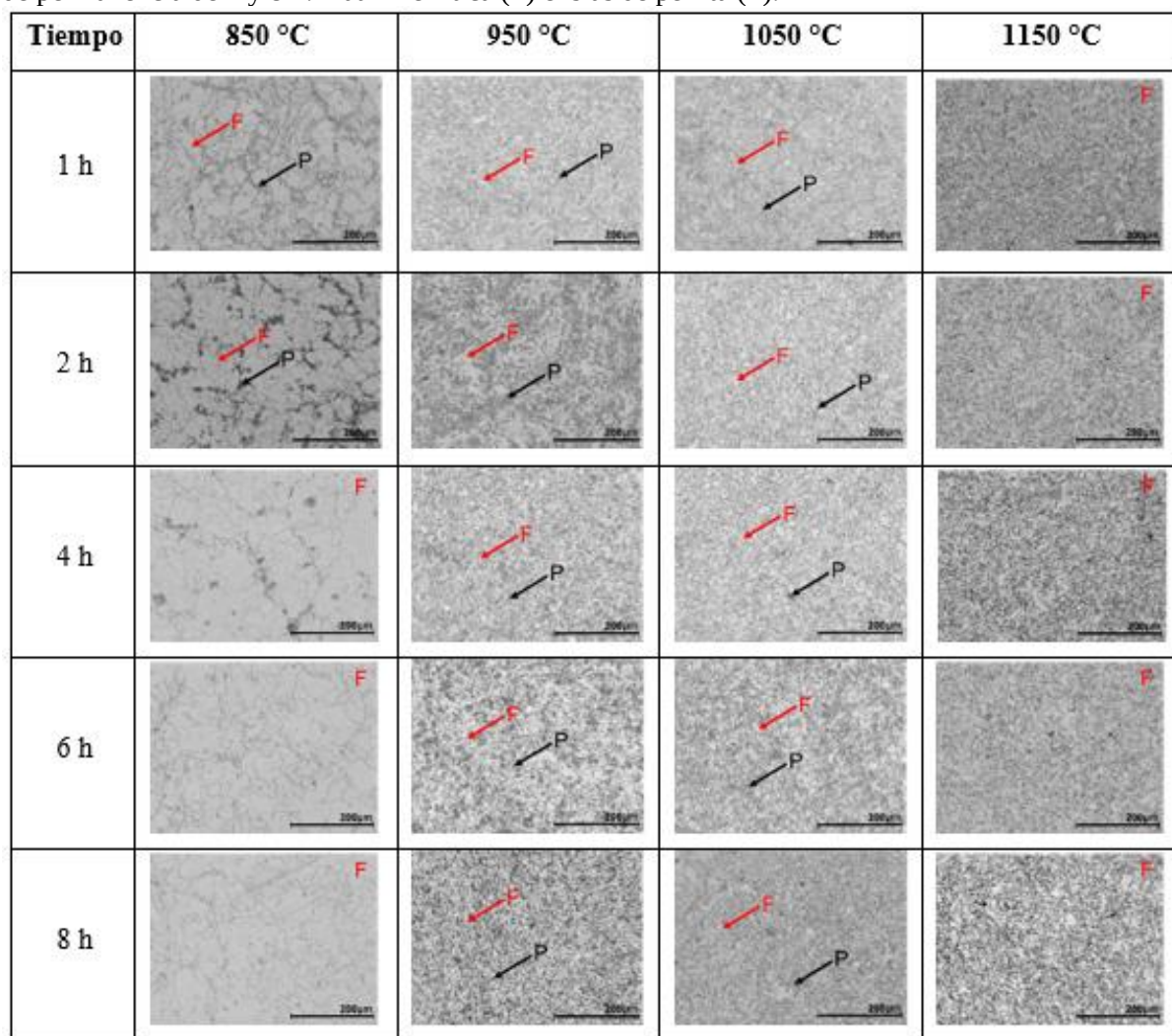
A partir de 4 h de TTS, no se alcanza a apreciar la fase de perlita. A 950 °C, la fase de perlita disminuye de 50 a 40 % a lo largo de las 8 h de TTS. Por otro lado, a la temperatura de 1050 °C de TTS en el tiempo de 1 h, se observa la fase de martensita, y a partir de 2 h a 8 h se aprecia una matriz de ferrita con islas de perlita que van en aumento de 9 a 40 %. Finalmente, a la temperatura de 1150 °C de TTS se puede observar la presencia de la fase de martensita a 1 h, y a partir de 2 h se aprecia únicamente la fase de ferrita.

Figura 2. Micrografías a 100X de muestras del acero A sometidas a TTS de 850 hasta 1150 °C con un tiempo de permanencia de 1 a 8 h: matriz ferrítica (F), islas de perlita (P) y martensita (M).



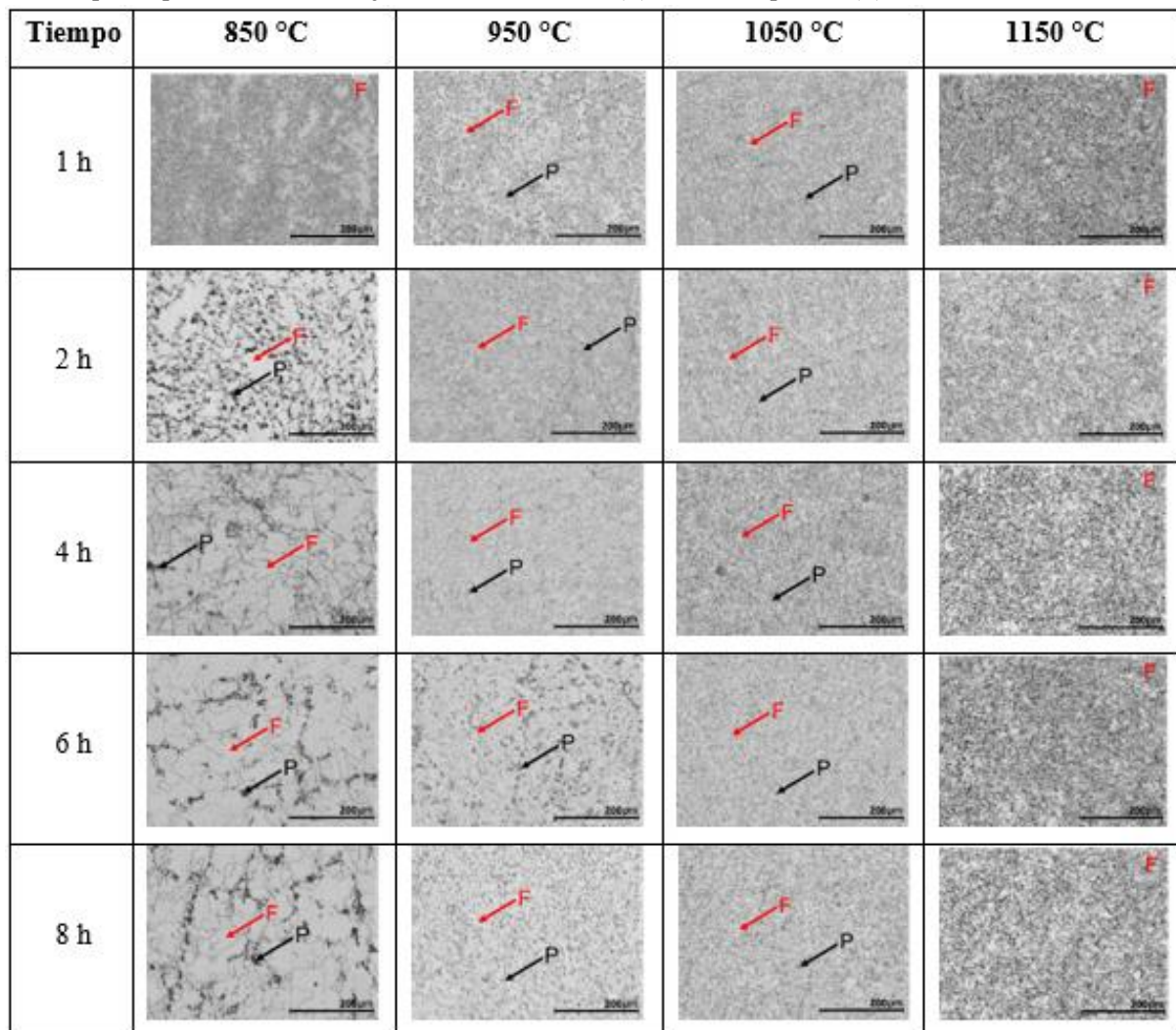
En la Figura 3 se observa la evolución microestructural de las probetas del acero B después de la aplicación de TTS. En las probetas tratadas térmicamente a 850 °C por un tiempo de 1, 2 y 4 h se observa una microestructura compuesta de una matriz ferrítica e islas de perlita en porcentajes de 5, 20 y 6 %, respectivamente. A 950 °C a 1 h de TTS, la fase de perlita se observa en proporción de 80 %, a 2, 4, 6 y 8 h se aprecia una disminución en la proporción de esta fase, siendo de 44, 46, 48 y 41 %, respectivamente. A 1050 °C la disminución de la fase de perlita es más drástica ya que a 1 hora de TTS se aprecia en un 72%, y después de 2 horas, disminuye a 25 % y a tiempos de 4, 6 y 8 hora se encuentra en porcentajes de 19, 24 y 11 %, respectivamente. Finalmente, a la temperatura de 1150 °C se observa únicamente la fase de ferrita para todos los tiempos de TTS.

Figura 3. Micrografías a 100X de la muestra B sometidas a TTS desde 850 hasta 1150 °C con un tiempo de permanencia de 1 y 8 h: matriz ferrítica (F) e islas de perlita (P).



La Figura 4 muestra la evolución microestructural de las probetas del acero C con TTS. A la temperatura de 850 °C y 1 h de permanencia, la probeta muestra únicamente la fase de ferrita, a partir de 2 h, surge la fase de perlita dentro de la matriz ferrítica en porcentaje de 15 %, para posteriormente disminuir a valores de 4, 5 y 7 % a los tiempos de 4, 6 y 8 h de permanencia, respectivamente. A 950 °C a 1 y 2 horas de TTS la fase de perlita se observa en porcentajes de 63 y 64%, y al aumentar el tiempo de permanencia a 4 horas, disminuye a valores de 34%, a 6 y 8 horas vuelve a disminuir nuevamente a valores de 17%. A 1050 °C y a 1 h de TTS la fase de perlita se observa en una proporción de 49% y disminuye posteriormente a valores de 41, 23, 11 y 13 % a 2, 4, 6 y 8 h, respectivamente. Finalmente, al igual que en casos anteriores, a la temperatura de 1150 °C se observa únicamente la fase de ferrita en todos los tiempos estudiados.

Figura 4. Micrografías a 100X de muestras del acero C sometidas a TTS desde 850 hasta 1150 °C con un tiempo de permanencia de 1 y 8 h matriz ferrítica (F) e islas de perlita (P).



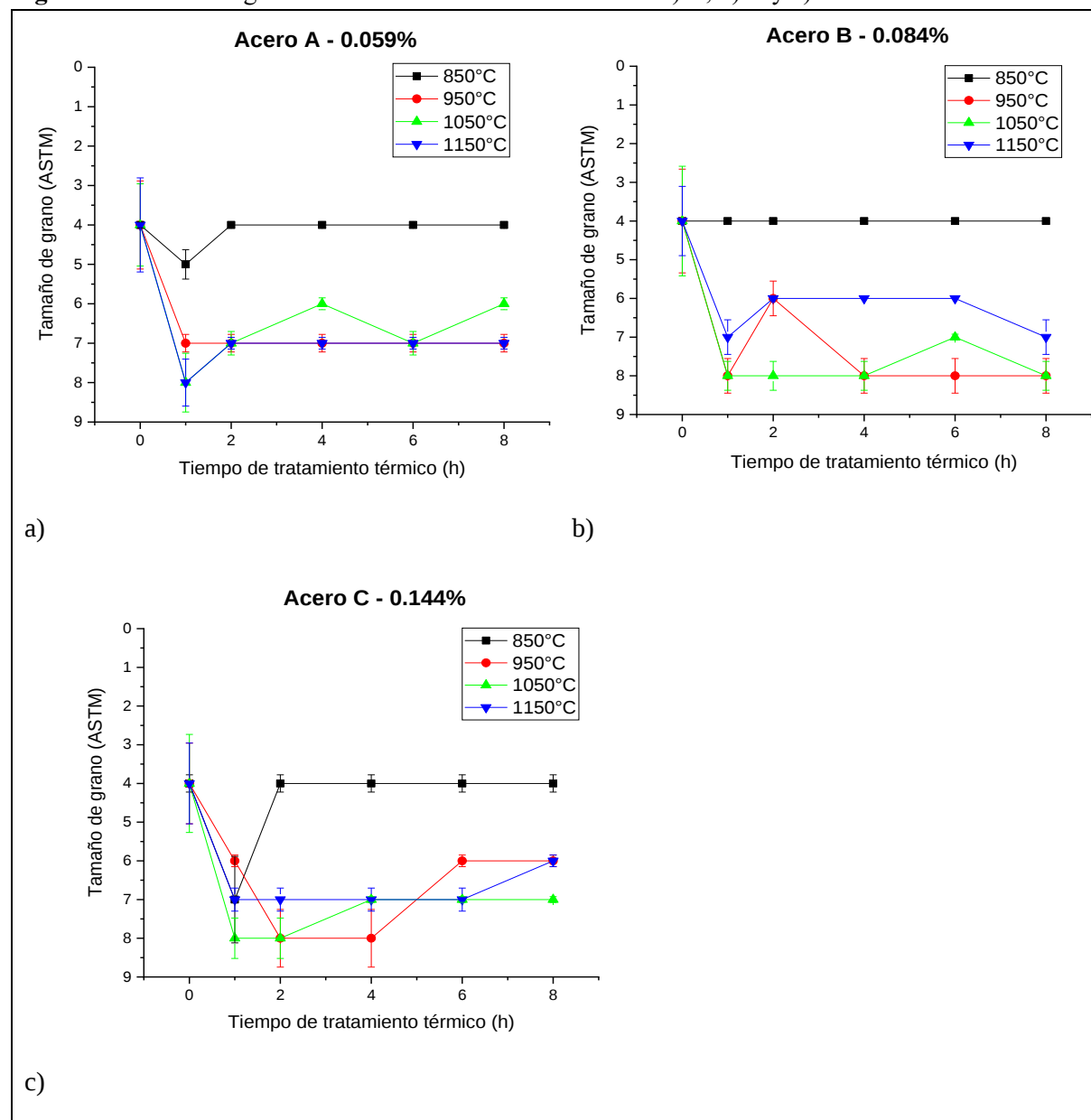
El cambio de la microestructura durante los TTS se ve fuertemente influenciado por el volumen de difusión del C^2 en la austenita. La formación de austenita a partir de microestructuras de ferrita-perlita, toma lugar en dos pasos: nucleación de austenita dentro de colonias de perlita con rápido crecimiento de la austenita consumiendo la perlita y una vez que esta ha sido disuelta, lento crecimiento de austenita consumiendo la ferrita (San Martín et al., 2008).

Tamaño de grano

Las probetas de los aceros A, B y C sin tratamiento térmico presentaron un tamaño de grano 4 de acuerdo a la norma ASTM E112. En la Figura 5 se muestra gráficamente el comportamiento del tamaño de grano de las muestras de los tres aceros sometidas a TTS a diferentes temperaturas.

A 850 °C no se observa variación significativa del tamaño de grano en ninguna de las aleaciones estudiadas en este trabajo, en función de tiempo de permanencia dentro del horno. Los valores promedio de tamaño de grano de acuerdo a la norma ASTM E112, fue de 4 en A y B, y 5 en C. A la temperatura de 950 °C las muestras del acero A se mantienen constantes en tamaño de 7 durante las 8 h. En el acero B se presentan valores de 8 a 2 y 4 h, y de 6 a 1, 6 y 8 h. A 1050 °C, se observa una variación del grano desde tamaños 6 y 7 para el acero A, 7 y 8 para los aceros B y C. A la temperatura de 1150 °C, los aceros A, B y C el tamaño de grano se refina a valores de 6 y 7 a comparación del tamaño previo al TTS.

Figura 5. Tamaño de grano ASTM de las muestras del acero a) A, b) B y c) C sometidas a TTS.



Los resultados descritos en esta sección, coinciden con los obtenidos por los siguientes autores dentro de alguna etapa de su metodología que emplean composiciones, temperaturas y tiempos similares a los de esta investigación.

Almatani y DeArdo (2020), trabajaron con muestras de acero de 0.03 y 0.06 %C con 0.04 y 0.08 %Nb, las cuales sometieron a 1 hora de tratamiento térmico a temperaturas de 900 a 1300 °C seguido de temple en agua. Estos autores observaron un refinamiento de grano en las temperaturas de 950 a 1050 °C, pero al aumentar la temperatura del tratamiento a 1150 a 1300 °C los tamaños de grano fueron en aumento. De 900 a 1050 °C se obtuvieron valores de 25 a 50 μm para todas las muestras y de 1050 °C a 1300 °C las muestras con 0.03 %C tuvieron un aumento de 50 a 75 μm a dichas temperaturas y las que contenían 0.06 %C valores de 50 a 200 μm (Almatani & Deardo, 2020).

Neto et al., 2018 estudiaron un acero de 0.18-0.24 %C, 0.50-0.80 % Mn y 0.042 %Nb, el cual sometieron a un tratamiento de normalizado a 1000 °C por 2 hr. Observaron tamaños de grano homogéneos de 3 y 4 ASTM antes del tratamiento térmico, y posteriormente, después del normalizado, los granos se refinaron a valores de 7 y 8 ASTM.

MEB

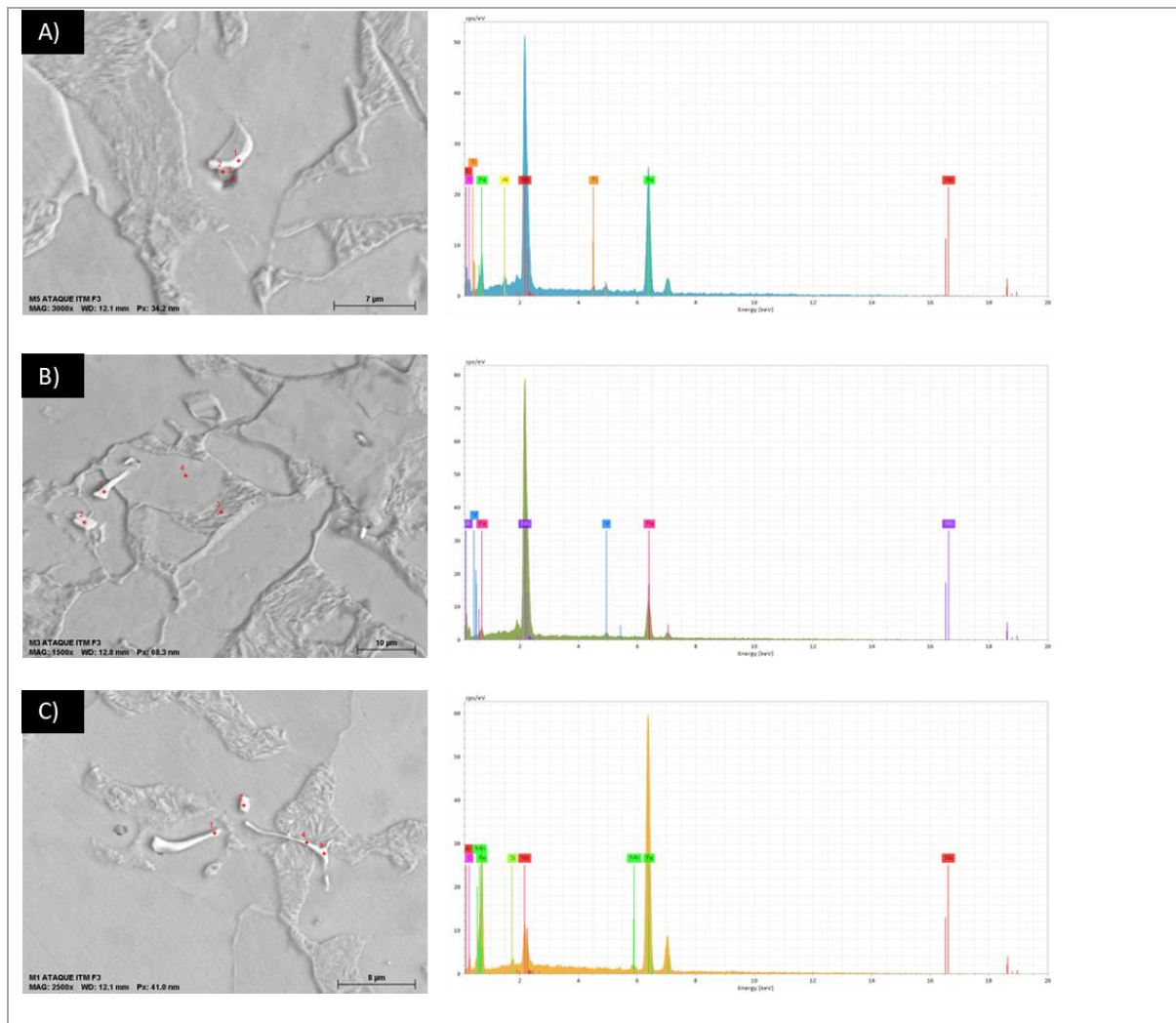
Las imágenes observadas por MEB de los tres aceros sin TTS se observan en la Figura 6. La presencia de Nb se presenta como áreas blancas acompañadas de Mn y/o V, dentro y fuera de inclusiones de sulfuro. A mayor contenido de Nb se observan estas áreas más alargadas con presencia de Ti, Si, V y/o Mn, además, de que están situados en el límite y dentro del grano ferrítico así como cercanos o unidos a una inclusión no metálica.

Roy et al., 2012 observaron precipitados heterogéneos de (Nb, Ti) (C, N) en inclusiones de MnS en un acero comercial colado con 0.09 %C, 0.019 %Ti y 0.05 %Nb y establecen que estas inclusiones tienen su origen en la microsegregación.

Por su parte Sarkar et al., 2021 observaron el mismo comportamiento en un acero con 0.23 %C aleado con 0.076 %Nb y estudiado a diferentes velocidades de enfriamiento después de colada continua, en donde observaron que inclusiones de MnS y/o $\text{MnS} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ se encontraron rodeadas de regiones ricas en Nb. Concluyendo que entre más lenta sea la velocidad de enfriamiento durante la solidificación, la densidad y fracción de inclusiones no metálicas con NbC se incrementa.

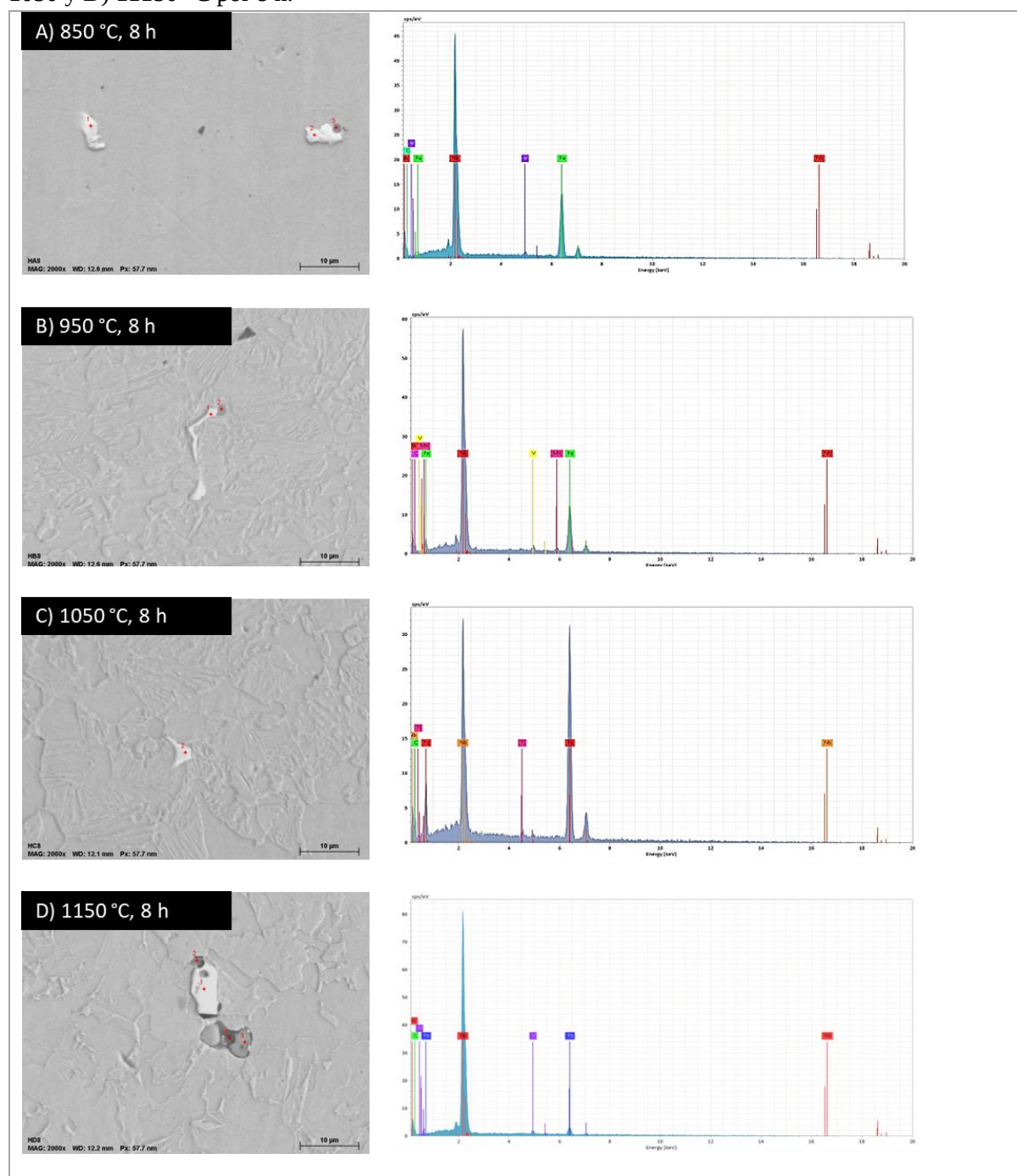


Figura 6. Análisis por MEB-EDX de muestras del acero: a) A, b) B y c) C sin tratamiento térmico.



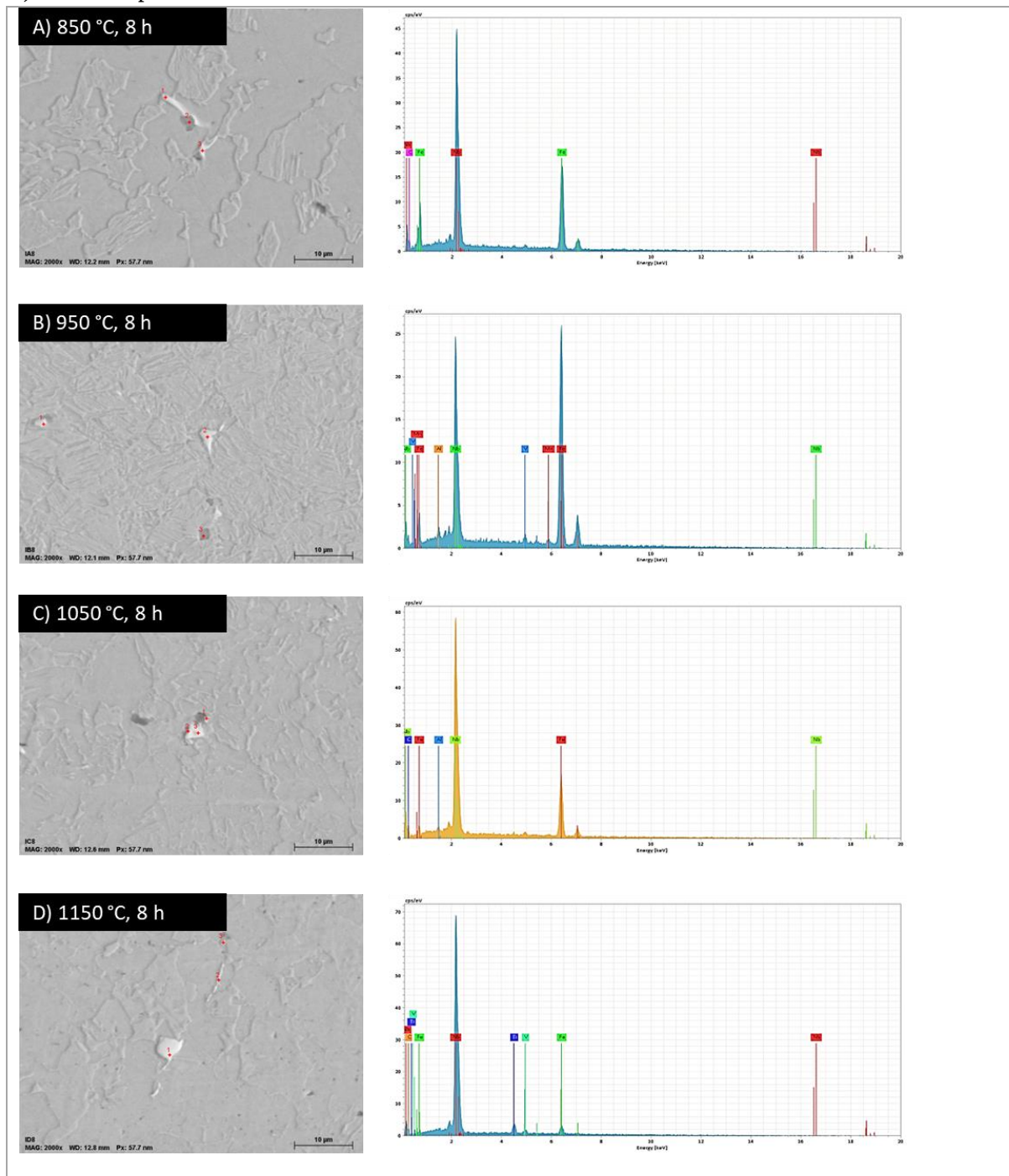
En el caso de la muestra del acero A tratada por 8 h (Figura 7), las partículas con presencia de Nb se encuentran acompañadas de Mn, V y/o Al, observándose que estas partículas aumentaron de tamaño conforme se aumentó la temperatura de TTS a valores de 263 a 670 %. Este mismo comportamiento se observa en el porcentaje de Nb, originalmente era de 52 %, y aumentó a contenidos de 63 a 89 % y el porcentaje de C² se mantuvo cercano al de la muestra sin tratamiento con valor de 6 %.

Figura 7. Análisis por MEB-EDX de muestras del acero A tratadas térmicamente a A) 850, B) 950, C) 1050 y D) 11150 °C por 8 h.



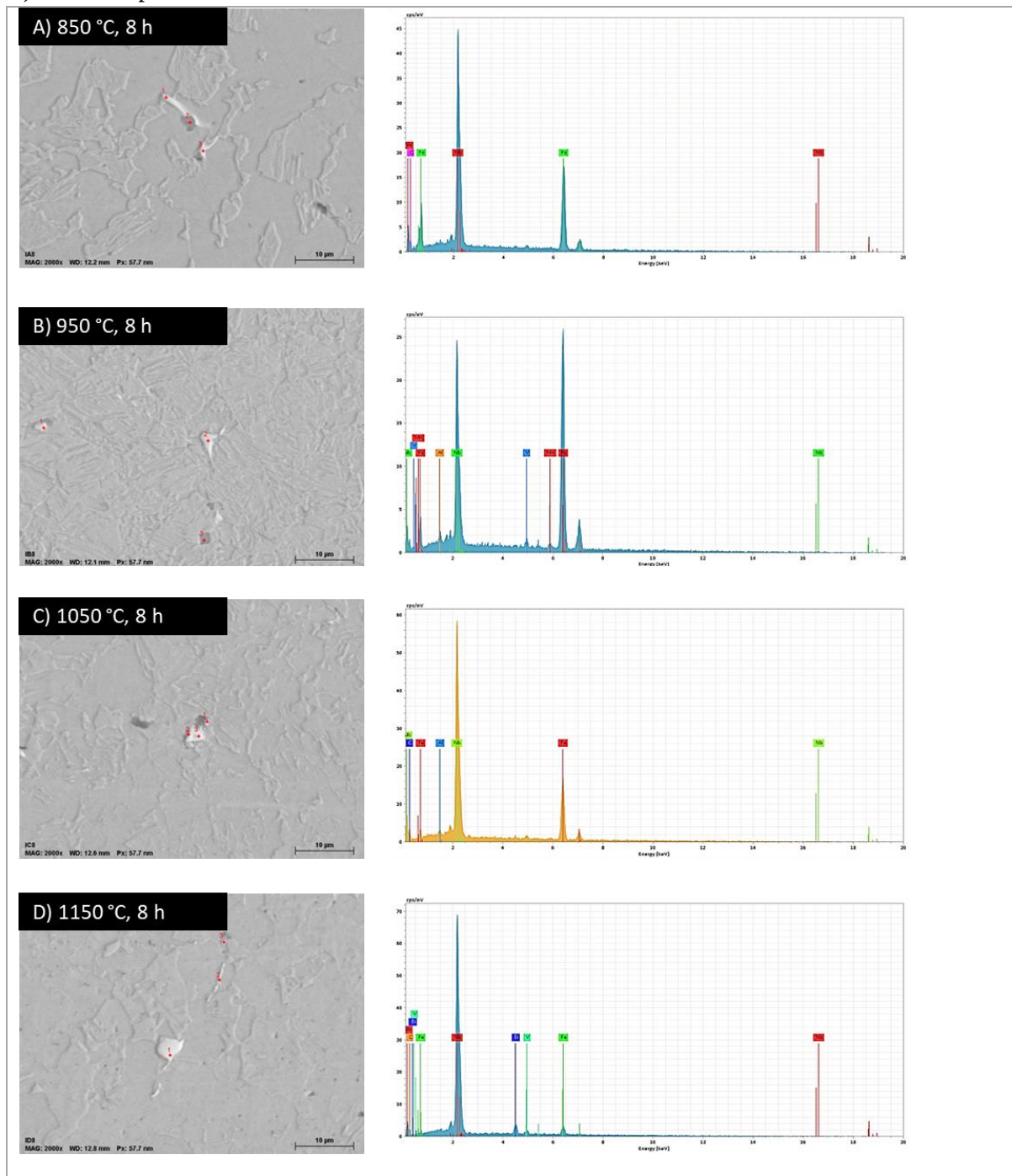
Las imágenes tomadas por MEB de la muestra del acero B tratada por un tiempo de 8 h, se muestran en las Figura 8. Además de la presencia de Nb, se encontró en menor porcentaje Mn, V, Ti y/o Al dentro de las partículas ricas en Nb. A 850, 950 y 1050 °C se redujo el tamaño de estas partículas en valores de 50, 32 y 36 %, respectivamente. Sin embargo, a 1150 °C aumentaron un 49 %. El mismo comportamiento se presentó de acuerdo al porcentaje de Nb dentro de estas, originalmente era de 80 %, disminuye a un 57, 36 y 64 % y, a 1150 °C aumento a 79 % de 63 a 89 %.

Figura 8. Análisis por MEB-EDX de la muestra B tratada térmicamente a A) 850, B) 950, C) 1050 y D) 11150 °C por 8 h.



Finalmente, se observó en la muestra del acero C tratada por 8 h (Figura 9), la presencia de Nb acompañado de Mn, V, Ti y/o Al. El tamaño de estas zonas y el porcentaje de niobio no muestra un comportamiento específico ya que a 850 y 1050 °C el tamaño se reduce un 45 y 6 % respectivamente, y aumenta a 950 y 1150 °C un 53 y 68 %. En el caso del contenido de Nb en estas partículas, este se incrementa a 98 y 78 % a las temperaturas de 850 y 1150 °C, respectivamente, y disminuye a 48 y 56 % a 950 y 1050 °C, respectivamente.

Figura 9. Análisis por MEB-EDX de la muestra C tratada térmicamente a A) 850, B) 950, C) 1050 y D) 11150 °C por 8 h.



Dureza y microdureza.

Las Figuras 10 - 12, muestran las mediciones de dureza Rockwell C y microdureza Vickers por fase con respecto a las temperaturas y tiempos de los TTS aplicados a las diferentes muestras.

Dentro de las primeras 2 h de tratamiento, en el acero A la dureza inicial de 18.5 HRC se incrementa a valores de 19 a 39 HRC, en el acero B con una dureza inicial de 17.1 HRC se incrementa a valores de

21 a 40 HRC y en el acero C con una dureza inicial de 21 HRC se incrementa a valores de 22 a 36.5 HRC, siendo los valores más altos a 950 y 1050 °C en los tres aceros. El comportamiento de la dureza de las muestras de los 3 aceros se ve afectado cuando se aumenta el tiempo a más de 2 h de tratamiento térmico.

La microdureza de la fase de ferrita presenta el mismo comportamiento establecido en la dureza Rockwell C para dichas muestras.

De acuerdo a Xiao et al., 2012 el contenido de niobio y carbono tiene un gran efecto en la cinética de disolución del niobio durante el proceso de calentamiento. Con el incremento del contenido de niobio y la temperatura, la cantidad de niobio que entra en solución aumenta, en cambio con el incremento de carbono en el acero la cantidad de niobio en solución disminuye. Esto puede ser la causa de la disminución de la dureza de las muestras con mayores porcentajes de Nb.

Figura 10. Dureza de muestras del acero A con 0.059% Nb con respecto a la temperatura y tiempo de tratamiento térmico de solución, a) dureza Rockwell B y b) microdureza Vickers por fase

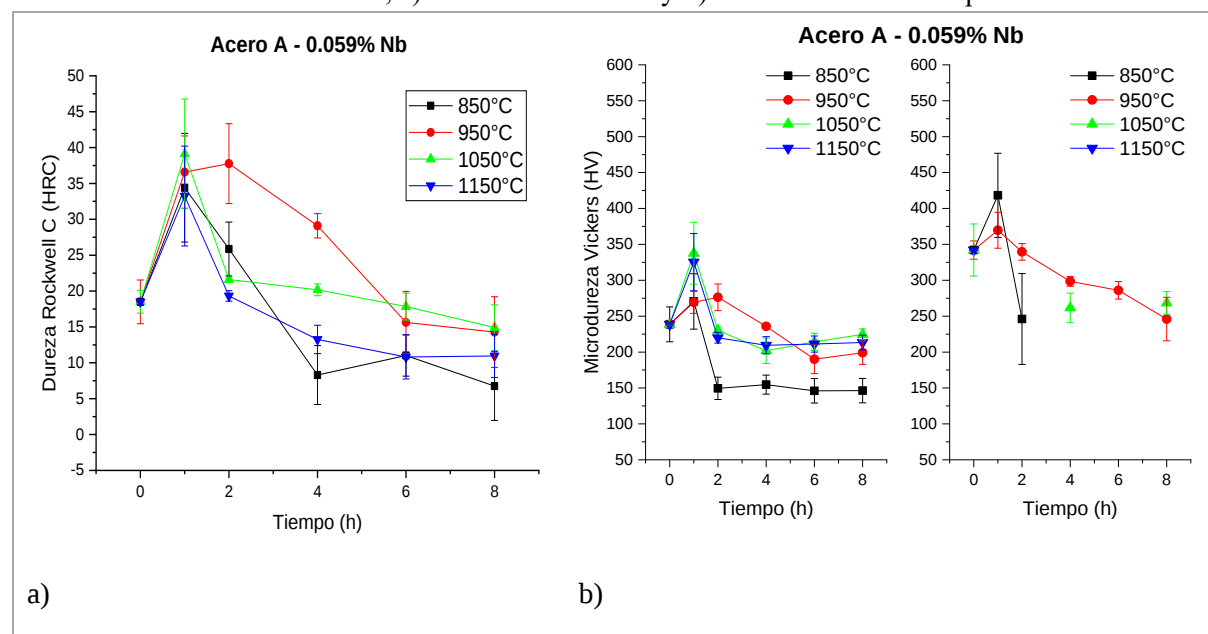


Figura 11. Dureza de muestras del acero B con 0.084% Nb con respecto a la temperatura y tiempo de tratamiento térmico de solución, a) dureza Rockwell B y b) microdureza Vickers por fase

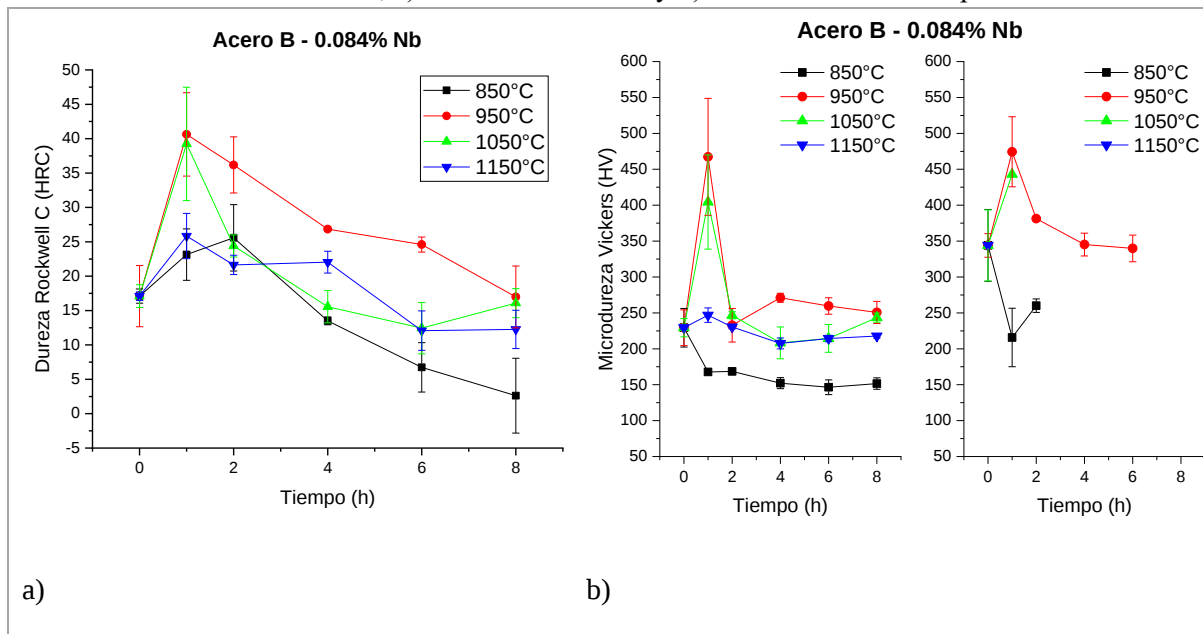
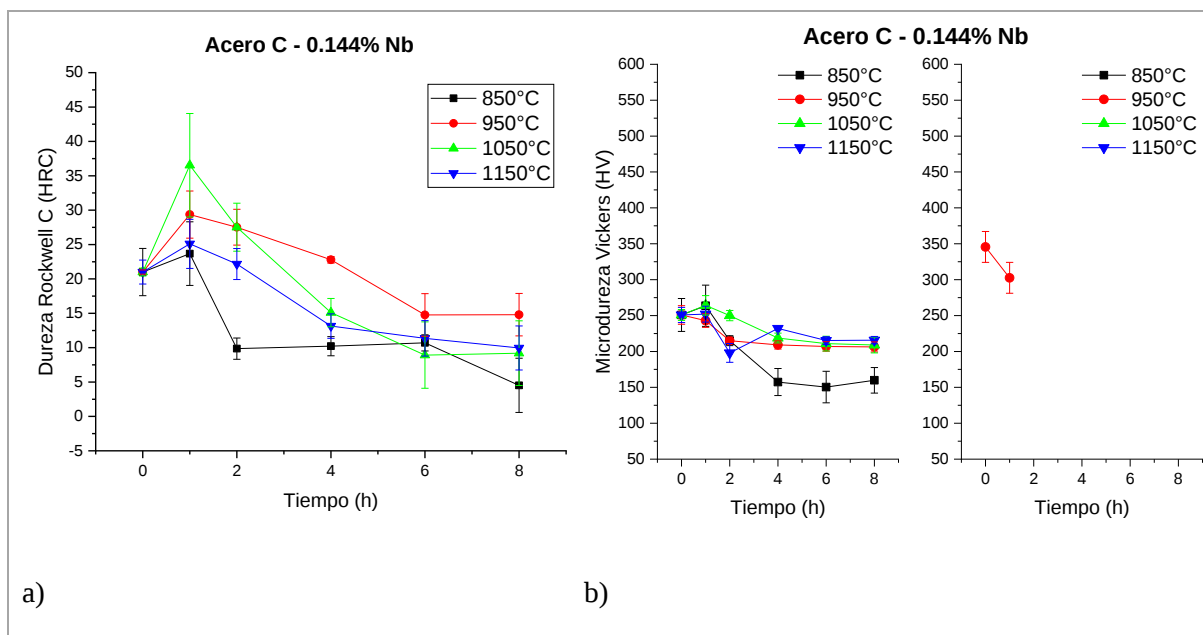


Figura 12. Dureza de muestras del acero C con 0.144% Nb con respecto a la temperatura y tiempo de tratamiento térmico de solución, a) dureza Rockwell B y b) microdureza Vickers por fase.



CONCLUSIONES

De esta investigación se pueden señalar las siguientes conclusiones:

De manera general, las microestructuras obtenidas consistieron principalmente en ferrita poligonal e islas de perlita, independientemente de la temperatura y tiempo del tratamiento térmico de solución, así como del contenido de Nb. El porcentaje de la fase perlita en las muestras de los aceros A, B y C en condición inicial, fue de 28, 29 y 22 %, respectivamente. Estos porcentajes variaron dependiendo de la temperatura de TTS y del tiempo de exposición. Sin embargo, a la temperatura de 1150 °C para el acero A solo se observa martensita a 1 h, y a partir de 2 h únicamente fase ferrita, y para los aceros B y C, solo se observa fase ferrita a todos los tiempos de tratamiento térmico.

El incremento de la temperatura y del tiempo de tratamiento térmico de solución, causa una mayor disolución de los precipitados de NbC, formados durante la solidificación. Esto se pudo comprobar por el aumento en la dureza, dentro de las primeras 2 h de tratamiento. En el acero A la dureza se incrementa hasta un 210 % con respecto al valor inicial. En el caso del acero B, la dureza se incrementa hasta un 174 % con respecto a la inicial, y en el caso del acero C el incremento en la dureza es de hasta un 233 %, encontrándose los valores más altos a 950 y 1050 °C en los tres aceros.

Por otro lado, también se pudo observar una disminución en la dureza cuando se aumenta el tiempo de permanencia, principalmente, a las temperaturas más altas de tratamiento, lo que ocasionó que posiblemente, los precipitados formados en el acero durante la solidificación, se redisuelvan, causando la desaparición del efecto de endurecimiento. El aumento en el contenido de Nb, causa el incremento de las zonas ricas de este elemento, y en consecuencia, aumentan de tamaño dentro de la matriz ferrítica.

Agradecimientos

Al Instituto Tecnológico Nacional de Morelia por el apoyo y equipo necesarios para el proceso de fundición, especialmente al Ing. José Jaime López Soria y el Dr. Constantin Alberto Hernández Bocanegra. Al Departamento de Investigación y Desarrollo, AHMSA de CV por brindarnos los recursos necesarios para este trabajo y por darnos acceso a MEB. Se agradece al M.C. Romeo Omar Preciado Martínez por su valioso apoyo a lo largo de este proyecto, Vanessa A. Jiménez desea agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo financiero otorgado para los estudios de posgrado.



REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- Almatani, R. A., & Deardo, A. J. (2020). Rational alloy design of niobium-bearing HSLA steels. *Metals*, 10(3). <https://doi.org/10.3390/met10030413>
- Fuentes Montemayor, J. A. (2003). Propiedades a impactos de aceros microaleados. [Tesis doctoral, Universidad Autónoma de Nuevo León]. Repositorio Académico Digital <http://eprints.uanl.mx/5791/>
- Graux, A., Cazottes, S., De Castro, D., San Martín, D., Capdevila, C., Cabrera, J. M., Molas, S., Schreiber, S., Mirković, D., Danoix, F., Bugnet, M., Fabrègue, D., & Perez, M. (2019). Precipitation and grain growth modelling in Ti-Nb microalloyed steels. *Materialia*, 5, 100233. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100233>
- Griffin, Dr. R. B. (1990). Thermomechanical processing of high strength low alloy steels. *Materials Science and Engineering: A*, 127(1). [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(90\)90200-m](https://doi.org/10.1016/0921-5093(90)90200-m)
- Patel, J. & Rakshe, B. (2019). Value Creation with Dilute Additions of Niobium in Carbon Structural Steels. SEAISI Conference & Exhibition, June 17-20. Bangkok, Thailand. <https://www.researchgate.net/publication/337707399>.
- Kundu, A. (2011). Grain Structure Development During Casting, Reheating and Deformation of Nb-Microalloyed Steel . [Doctoral dissertation, University of Birmingham] University of Birmingham eTheses Repository <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/2917/>
- Louhenkilpi, S. (2014). Continuous Casting of Steel. *Treatise on Process Metallurgy*, 3, 373–434. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096988-6.00007-9>
- Meza Vázquez, S. (2004). Soldabilidad de aceros HSLA termogalvanizados para aplicaciones automotrices [Tesis de maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León]. Repositorio Institucional UANL <http://eprints.uanl.mx/5501/1/1020150049.PDF>
- Muga, E., & Delgado, A. (2005). Obtención de aceros micro-aleados con titanio (Ti), vanadio (V) y niobio (Nb) en horno de inducción. [Tesis de Licenciatura, Instituto Politécnico Nacional]. Repositorio Dspace <https://tesis.ipn.mx/bitstream/handle/123456789/16355/25-1-16325.pdf?sequence=1>



- Neto, J. C. de M., Vieira, M. D., Guedes, A. E. D. S., Neto, J. E., de Freitas, B. M., Moreira, G. S., Cruz, L. C., Dias, W. S., Girard, N., Santiago, E. L. G., Nascimento, N. R. Do, & Dos Santos, M. D. (2018). Effect of niobium and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of sae 8620 steel. *Materials Science Forum*, 930 MSF, 327–332.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.930.327>
- Roy, S., Patra, S., Neogy, S., Laik, A., Choudhary, S. K., & Chakrabarti, D. (2012). Prediction of inhomogeneous distribution of microalloy precipitates in continuous-cast high-strength, low-alloy steel slab. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(6), 1845–1860.
<https://doi.org/10.1007/S11661-011-1045-9>
- San Martín, D., De Cock, T., García-Junceda, A., Caballero, F. G., Capdevila, C., & García De Andrés, C. (2008). Effect of heating rate on re-austenitisation of low carbon niobium microalloyed steel. *Materials Science and Technology*, 24(3), 266–272.
<https://doi.org/10.1179/174328408X265640>
- Sarkar, J., Modak, P., Singh, S. B., & Chakrabarti, D. (2021). Effect of cooling-rate during solidification on the structure-property relationship of hot deformed low-carbon steel. *Materials Chemistry and Physics*, 257. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123826>
- Vodopivec, F., Reškovic, S., & Mamuzić, I. (2013). Evolution of substructure during continuous rolling of microalloyed steel strip. *Materials Science and Technology*, 1999, 15(11), 1293–1299.
<https://doi.org/10.1179/026708399101505248>
- Xiao, F. ren, Cao, Y. bin, Qiao, G. ying, Zhang, X. bing, & Liao, B. (2012). Effect of Nb solute and NbC precipitates on dynamic or static recrystallization in Nb steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 19(11), 52–56. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60020-5](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60020-5)
- Zhou, J., Zhu, L., Sun, L., Wang, B., & Xiao, P. (2021). Influence of nb on the structure and high temperature performance of billet for high-rise structural steel. *Metals*, 11(11).
<https://doi.org/10.3390/met11111721>