



Ingeniería. Investigación y Tecnología

ISSN: 1405-7743

iit.revista@gmail.com

Universidad Nacional Autónoma de México
México

Arámburo, Gerardo; García, Sergio; Pérez, Ramiro; Juárez, Julio Alberto
Impacto tecnológico de aceros grado API 5L X-70 para la fabricación de ductos de 36 de diámetro
resistentes al gas amargo
Ingeniería. Investigación y Tecnología, vol. V, núm. 1, enero-marzo, 2004, pp. 17-26
Universidad Nacional Autónoma de México
Distrito Federal, México

Disponible en: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=40450102>

- Cómo citar el artículo
- Número completo
- Más información del artículo
- Página de la revista en redalyc.org

redalyc.org

Sistema de Información Científica

Red de Revistas Científicas de América Latina, el Caribe, España y Portugal
Proyecto académico sin fines de lucro, desarrollado bajo la iniciativa de acceso abierto



Impacto tecnológico de aceros grado API 5L X-70 para la fabricación de ductos de 36" de diámetro resistentes al gas amargo

G. Arámburo-Pérez, S. García-Galán, R. Pérez-Campos y J.A. Juárez-Islands
Facultad de Química, UNAM,

Instituto Mexicano del Petróleo e Instituto de Investigación de Materiales, UNAM
E-mails: gerardo@servidor.unam.mx, sergiogg@servidor.unam.mx y
julioalb@servidor.unam.mx

(recibido: febrero de 2003; aceptado: junio de 2003)

Resumen

Se evaluó el impacto del proceso en la fabricación de planchones de acero grado API X-70, asimismo, el proceso de deformación termomecánico controlado, más el enfriamiento de placas. El proceso para producir los planchones involucra el uso de 100% de hierro esponja, el cual es alimentado a un horno eléctrico, desgasificado al vacío y colado continuamente. Al planchón resultante se le aplica un programa de laminación en caliente controlado y a las placas resultantes se le aplica un enfriamiento al aire o acelerado. La mayoría de las placas enfriadas al aire mostraron una estructura baneada, algunas presentaron una región con segregación central y otras la segregación central más la presencia de intermetálicos. Después de modificar el proceso de fabricación del acero, su control termomecánico y su programa de enfriamiento, se obtuvo una placa con una microestructura ferrítica más un 0.5% en volumen de bainita. Esta microestructura junto con el resultado de sus propiedades mecánicas, cumplen con las propiedades del acero grado API 5L X-70, las cuales son requeridas en los tubos de acero por la industria petrolera.

Descriptores: tubo, acero, API 5L X-70, termomecánico.

Abstract

Several steel plates in the as-hot rolled plus cooled condition were studied, in order to evaluate the impact of the steelmaking route and the controlled thermomechanical processing plus the cooling media. The steelmaking route to produce the slabs involved the use of 100% sponge iron which was feed into an electric arc furnace, vacuum degassed, and then treated and continuously casted. After soaking, a controlled thermomechanical processing schedule was applied to steel slabs followed by air or accelerated cooling of plates. Most of the resulting steel plates cooled in air showed a banded structure, which sometimes presented a central segregation region. The worst plates with a central segregation region showed intermetallic compounds in it. After modifications of the steelmaking route and the controlled thermomechanical/cooling schedule, a steel plate with a ferritic microstructure plus 0.5 in vol % of bainite was obtained. This microstructure together with the resulting mechanical properties, fulfilled the API grade 5LX-70 properties, required by the oil industry.

Keywords: pipe, steel, API 5L X-70, thermomechanical.

Introducción

Actualmente se ha incrementado la demanda de aceros con alta resistencia mecánica y resistencia al gas amargo para la construcción de ductos que transporten hidrocarburos. Se ha señalado que la fabricación de este tipo de aceros requiere de una práctica estricta de aceración, una laminación en caliente del planchón en forma controlada, más un enfriamiento acelerado de la placa deformada (Mendoza *et al.*, 1999). Con respecto a la práctica de aceración, los desarrollos tecnológicos han permitido la producción de aceros con elementos microaleantes controlados en ppm (Mendoza *et al.*, 2000a), permitiendo una mejor respuesta cuando se someten a los procesos termo-mecánicos. Por ejemplo, con contenidos de C (<0.05 % en peso) se mejora la soldabilidad y se reduce el endurecimiento de la zona afectada por el calor. Los bajos contenidos de S disminuyen la susceptibilidad al agrietamiento por H₂ y los bajos contenidos de P reducen la tendencia al endurecimiento en regiones segregadas. El control de la morfología de las inclusiones mejora la tenacidad y la degradación de tuberías debido a la presencia del H₂S (Mendoza *et al.*, 2000b).

Con respecto a la composición química del acero, debe ser diseñada de tal forma que responda al proceso de laminación en caliente controlado, junto con el procedimiento de enfriamiento acelerado para alcanzar el límite de fluencia y la tenacidad que requieren las tuberías de aceros de 36 pulgadas de diámetro, en donde el acero grado API 5L X-70 ha sido el de mayor aceptación. La composición química del acero que satisface las propiedades

mecánicas del acero grado API 5L X-70, con resistencia al gas amargo, es del tipo Fe-C-Mn-Nb. Por esta razón, varios estudios se han llevado a cabo con el propósito de correlacionar los contenidos de Nb con el procedimiento de laminación controlada (Hulka, 1983); (Hashimoto y Komiso, 1983), más el efecto del enfriamiento acelerado (Hulka *et al.*, 1990), con el propósito de alcanzar dos metas: la resistencia al gas amargo y las propiedades de los aceros API X-70 o X-80 (Hashimoto y Komiso, 1983); (Hulka *et al.*, 1991). Este trabajo reporta los resultados de pruebas experimentales para fabricar y procesar un acero del tipo Fe-C-Mn-Nb capaz de responder al tratamiento termomecánico controlado, más el enfriamiento de placas, con el propósito de satisfacer las propiedades de un acero tipo API 5L X-70.

Procedimiento experimental

La tabla 1 muestra la composición química del grado de acero bajo estudio. La ruta para la fabricación del acero para producir los planchones involucró el uso del 100% hierro esponja, el cual se alimenta a un horno de arco eléctrico desgasado al vacío, tratado en la olla y colado continuamente.

El procesamiento termomecánico controlado involucró la laminación gruesa de los planchones en un rango de temperaturas de 1200°C a 1020°C. Este procedimiento de laminación controlada toma la ventaja de la adición del Nb, el cual precipita a bajas temperaturas, como partículas finas de carbonitruros en la austenita, estabilizando la deformación de los granos de γ, previniendo o al menos retardando la recristalización de los granos de γ.

Tabla 1. Composición nominal de aceros API 5L X-70 bajo estudio (% en peso)

C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	Ti	Ca	N ₂
0.037	1.50	0.14	<0.003	<0.015	0.03	0.09	0.27	0.26	0.16	0.010	0.0025	0.0040

El procedimiento final de laminación se lleva en el rango de temperatura de 1020°C a los 790°C u 890°C. Las placas en donde el último paso de laminación finalizó a 790°C, fueron enfriadas al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente. Las placas, en donde la temperatura final de laminación fue de 890°C, fueron enfriadas de manera acelerada a (~6°C/seg) hasta alcanzar los 670°C y enfriadas al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente.

La caracterización de la microestructura se llevó a cabo mediante el uso de un microscopio electrónico de barrido (Stereoscan 440), microanálisis (Philips 1200) y análisis termogravimétricos (Cole Palmer), éstos se emplearon para caracterizar las regiones centrales segregadas. Las pruebas de tensión de las placas se llevaron a cabo en una maquina (Instron 1125). Los ensayos se realizaron con una velocidad de avance del cabezal de 5.0 mm/min. Las pruebas de impacto charpy con muesca en V.

Resultados y discusión

La figura 1 muestra las microestructuras observadas en el grupo de placas analizadas. La microestructura consistió de: a) granos de ferrita con un bajo contenido de granos de bainita (Fig. 1a), b) granos de ferrita con un bajo contenido de perlita (Fig. 1b), c) una microestructura en bandas de ferrita y de perlita (Fig. 1c), d) una microestructura en bandas con una ligera región central segregada (Fig. 1d), e) una

microestructura bandeadada con una región central segregada (Fig. 1e) y f) una microestructura en bandas con una región altamente segregada con intermetálicos en ella (Fig. 1f).

Las microestructuras observadas en las figuras 1c a 1f, fueron obtenidas después de aplicar a los planchones una laminación gruesa controlada, en el rango de temperaturas de 1200°C a 1020°C, seguido por una laminación fina en el rango de temperaturas de 1020°C a 790°C, para después dejar enfriar las placas al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente. Las microestructuras observadas en las figuras 1a y 1b, fueron obtenidas después de llevar a cabo una modificación en la práctica de la fabricación del acero, aplicando una laminación controlada gruesa al planchón, seguida por una laminación controlada fina en un rango de temperaturas de 1020°C a 890°C, enfriando de manera acelerada a las placas en el rango de 890°C a 660°C (~6°C/seg) seguido de un enfriamiento al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Datos adicionales a la microestructura observada en la figura 1 se muestran en la tabla 2, por ejemplo, el tamaño de grano ferrítico fue casi constante; sin embargo, el por ciento de ferrita se incrementó hasta un 10.8 %. La cantidad de perlita dependerá de la composición química del acero y su velocidad de enfriamiento durante la solidificación (microsegregación).

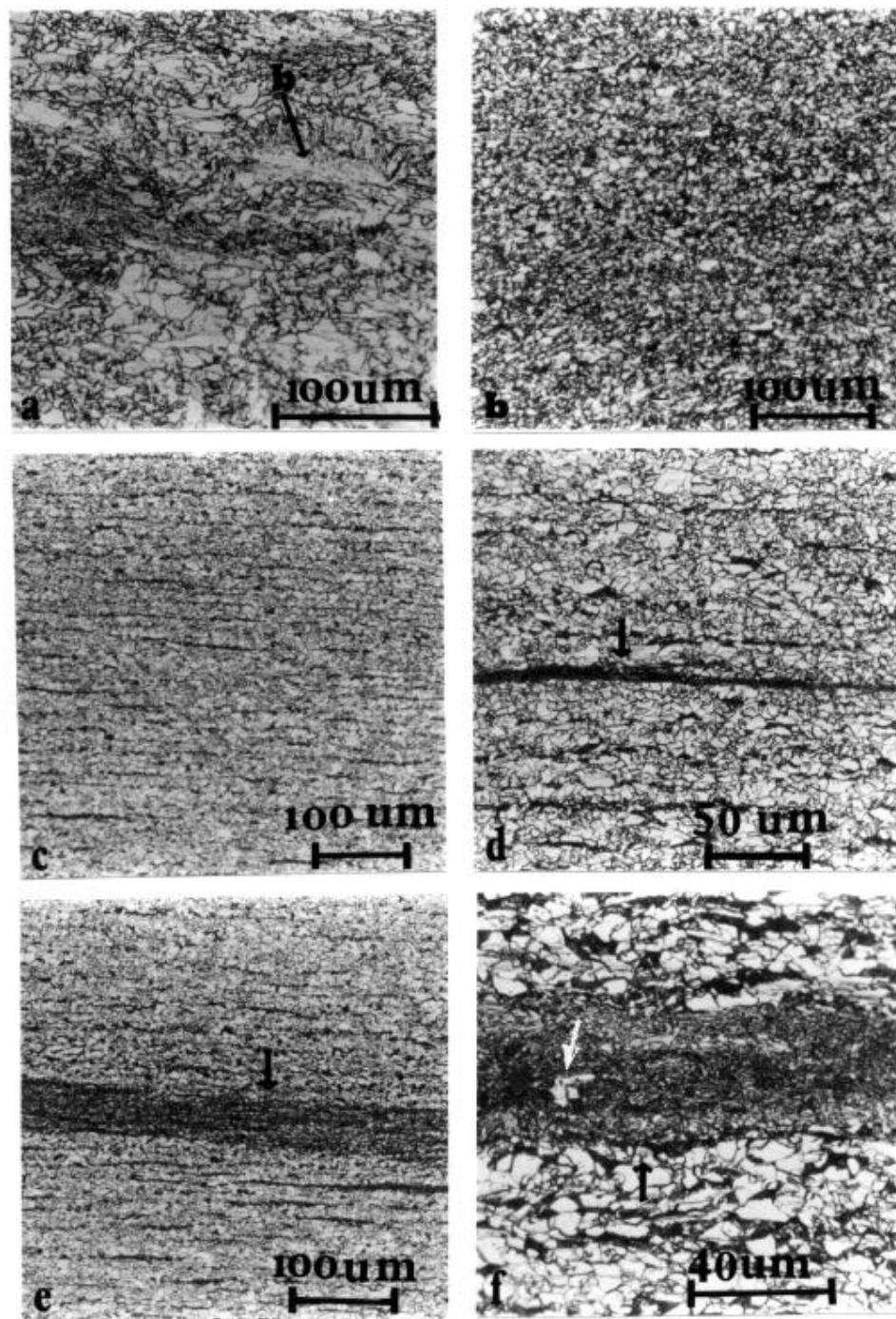


Figura 1. Diferentes microestructuras de la placa de acero bajo estudio. (a) Granos de ferrita con presencia de bainita (marcado con b), (b) Granos de ferrita con manchas oscuras de perlita, (c) Perlita y ferrita bandeda, (d) Una microestructura que presenta una segregación en la parte central,(e) Microestructura bandeda con una segregación en el centro,(f) Microestructura bandeda con una segregación metálica al centro que corresponde a un intermetálico (señalado por la flecha)

Tabla 2. Análisis de la microestructura de la figura 1

Estructura	Tamaño del grano ferrítico (μm)	Perlita (%)	Bainita (%)	Espesor de la segregación central (μm)	Intermetálico
Ferrita + bainita (1a)	11.45	---	<0.5%	---	---
Ferrita + algo de perlita (1b)	12.74	4.2	---	---	---
Bandas (1c)	13.37	8.4	---	---	---
Bandas + ligera segregación central (1d)	11.45	8.9	---	3.4	---
Bandas + segregación central (1e)	12.86	9.3	---	8.9	---
Bandas + fuerte segregación central (1f)	12.14	10.8	---	10.5	Fe ₂ Nb

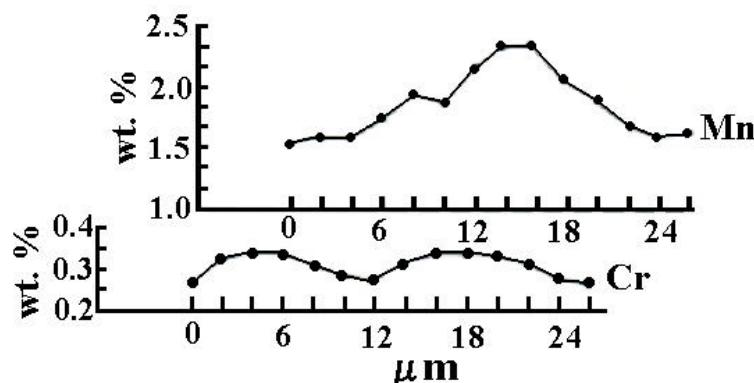


Figura 2. Distribución de la concentración del Mn y Cr, la cual ocurre en la región central de la placa (Fig. 1e)

Con respecto a los resultados de los microanálisis obtenidos en regiones de segregación central, la figura 2 muestra la distribución de los elementos Mn y Cr. Como puede observarse, el contenido de Mn con una composición nominal de aproximadamente 1.5% en peso en la ferrita, en ambos extremos de la región central segregada, se incrementa hasta contenidos de 2.35% en peso en áreas de la banda segregada, donde la principal microestructura es la perlita. El contenido de Cr se incrementó de 0.25 a 0.35 % en peso. No se detectó la

presencia de otros elementos segregados en regiones centrales de la placa.

Adicionalmente, se observó la presencia de intermetálicos en áreas de severa segregación central. Estos intermetálicos Fe₂Nb (Figura 3) fueron identificados por medio del análisis por WDS y análisis termogravimétricos. También se observó la presencia de inclusiones no-metálicas como CaO.Al₂O₃, las cuales fueron identificadas mediante microanálisis EDAX.

Como se esperaba, las peores propiedades mecánicas se obtuvieron en muestras que

presentaron una segregación central muy pronunciada con la presencia de intermetálicos en ella (Tabla 3). Por lo que la

siguiente acción fue la de modificar la práctica de fabricación de acero.

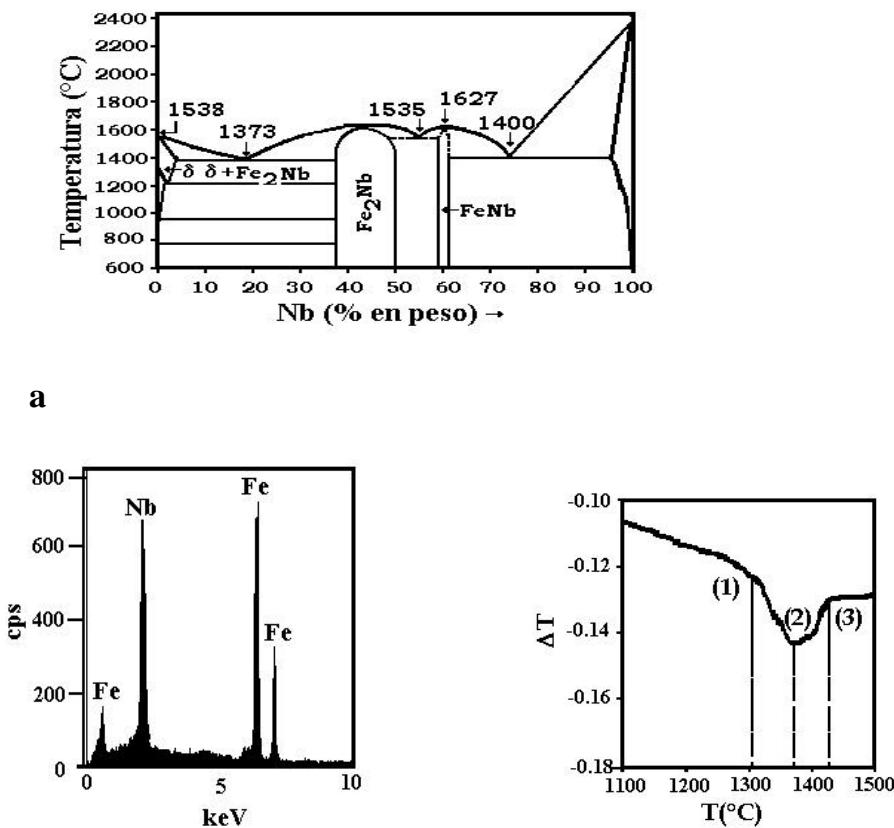


Figura 3. a) Diagrama de fases Fe-Nb, b) Gráfica del WDX del intermetálico observado en la segregación central, c) Gráfica del TGA (1=1310°C, 2=1377°C, 3=1425°C). Indica la temperatura del inicio y fin de la precipitación del Fe_2Nb

Tabla 3. Propiedades mecánicas de placa con segregación central

Límite de fluencia ¹		Ultima Resistencia a la tensión ²		Elongación ³		TCVN ⁴	
Trans. MPa (ksi)	Long. MPa (ksi)	Trans. MPa (ksi)	Long. MPa (ksi)	Trans. (%)	Long. (%)	Lb-Ft (J)	
373.4 (54.2)	312.8 (45.4)	398.2 (57.8)	340.3 (49.4)	28	20	12.2 (9)	
352.7 (51.2)	381.7 (55.47)	415.4 (60.3)	403.0 (58.5)	29	26	32.6 (24)	

Propiedades requeridas para el acero API grado 5L X-70.

¹ Límite de fluencia: transversal 460 MPa (67.7 ksi), longitudinal 440 MPa (63.8 ksi).

^{*2} última resistencia a la tensión: transversal 530 MPa (76.9 ksi), longitudinal 505 MPa (73.2 ksi).

^{*3} elongación: transversal 32 %, longitudinal 32 %.

^{*4} charpy muesca en forma de V: 81.87 J (111 Ft-lb) a -58 F (-50°C) en la región central.

Tabla 4. Longitud de la región columnar y equiaxiada como una función del sobrecalentamiento del planchón de 25 cm de espesor

Sobrecalentamiento →	20°C	30°C	40°C
Longitud ↓			
Columnnar	7.5	10.0	12.5
Equiaxiada	5.0	2.5	---

Dos modificaciones fueron adoptadas: 1) Se modificó la composición de la ferroaleación de tal forma que su punto de fusión fuera de ~1590°C (Figura 3). Durante la práctica de fabricación del acero, la ferroaleación se añadió a una temperatura de ~1600°C evitando la presencia de este intermetálico en regiones centrales del planchón, 2) el acero líquido fue colado con un máximo de sobrecalentamiento de ~20 °C, permitiendo la formación de una zona equiaxiada en la región central del planchón, dando lugar a una mejor distribución de los elementos, y al mismo tiempo, eliminar la región central segregada (Tabla 4).

Con respecto al procedimiento de laminación controlada, puede mencionarse que el Nb hasta (0.09% peso) se añadió con el propósito de maximizar el refinamiento de grano y mejorar ambas propiedades, la tenacidad y la resistencia mecánica, con la ventaja de que la laminación final se llevó a cabo en las regiones en donde la austenita ya no recristaliza (Meester, 1997) y (Dormagen, 1988). Sellars (1986), remarcó que para obtener una estructura austenítica que produzca un tamaño de grano ferrítico muy fino y uniforme, una posibilidad es la de producir grano austenítico deformado, inhibiendo la

recristalización entre pasos y utilizando el efecto de deformación inducida por precipitación. La otra posibilidad es la de producir un grano fino completamente recristalizado, finalizando la laminación arriba de la temperatura de deformación inducida por deformación. La primera opción fue aplicada al acero bajo estudio. La laminación fina se inició a una temperatura de ~1020°C, permitiendo la deformación inducida por precipitación de carbonitruros de Nb (Subramaniam y Zou, 1991), con el propósito de reducir o suprimir la recristalización de la austenita antes de iniciar la última etapa de laminación. La implementación de un enfriamiento acelerado a las placas inmediatamente después del último paso de laminación permitirá el refinamiento del grano ferrítico y una fina dispersión de Nb(C,N). Para la composición del acero investigado, la laminación fina se inició a una temperatura de ~1020°C, con el propósito de acondicionar la fase (γ) a temperaturas relativamente altas de laminación, lo cual permitiera altos contenidos de niobio en las temperaturas finales de laminación. Los mejores resultados en término de microestructura se muestran en la figura 1a, la cual corresponde a granos finos de ferrita más bainita, (Haumann y Koch, 1996); (Nagasuki *et al.*, 1980).

Después de modificar la práctica de fabricación de acero y la práctica de laminación, al final la laminación se terminó a una temperatura de $\sim 890^{\circ}\text{C}$ e inmediatamente después las placas resultantes se enfriaron en agua a una velocidad de $\sim 6^{\circ}\text{C/seg.}$, y las propiedades mecánicas correspondieron al acero grado API 5L X-70, lo cual se ejemplifica en la tabla 5 con una microestructura similar a la mostrada en la figura 1a.

Como se puede observar, las propiedades logradas después de estas pruebas fueron el resultado de la interrelación entre la composición química y las condiciones de procesamiento. Por ejemplo, la figura 4 muestra el efecto del contenido de Nb sobre las propiedades mecánicas del acero con 0.03 % peso C, como se reportó en (Gray, 1997), junto con los resultados obtenidos en esta investigación.

Tabla 5. Propiedades mecánicas alcanzadas en las placas con laminación controlada más enfriamiento acelerado

Límite de fluencia Trans. MPa (ksi)		Última resistencia a la tensión Trans. MPa (ksi)		Elongación Trans. (%)		TCVN
Long. MPa (ksi)	Long. MPa (ksi)	Long. MPa (ksi)	Long. MPa (ksi)	Long. (%))	Trans. (%)	Lb-Ft (J)
514.0 (74.5)	465.7 (67.5)	569.2 (82.5)	545.1 (79.0)	54	32	405.3 (299.0)
517.5 (75.0)	469.2 (68.0)	565.8 (82.0)	541.6 (78.5)	48	33	293.7 (216.6)
496.8 (72.0)	465.7 (67.5)	555.4 (80.5)	538.2 (78.0)	57	31	294.1 (217.0)
517.5 (75.0)	483.0 (70.0)	572.7 (83.0)	555.4 (80.5)	60	34	405.3 (299.0)
507.1 (73.5)	503.7 (73.0)	558.9 (81.0)	569.5 (82.5)	60	27	405.3 (299.0)
489.9 (71.0)	507.1 (73.5)	565.8 (82.0)	576.1 (83.5)	60	27	389.9 (287.6)

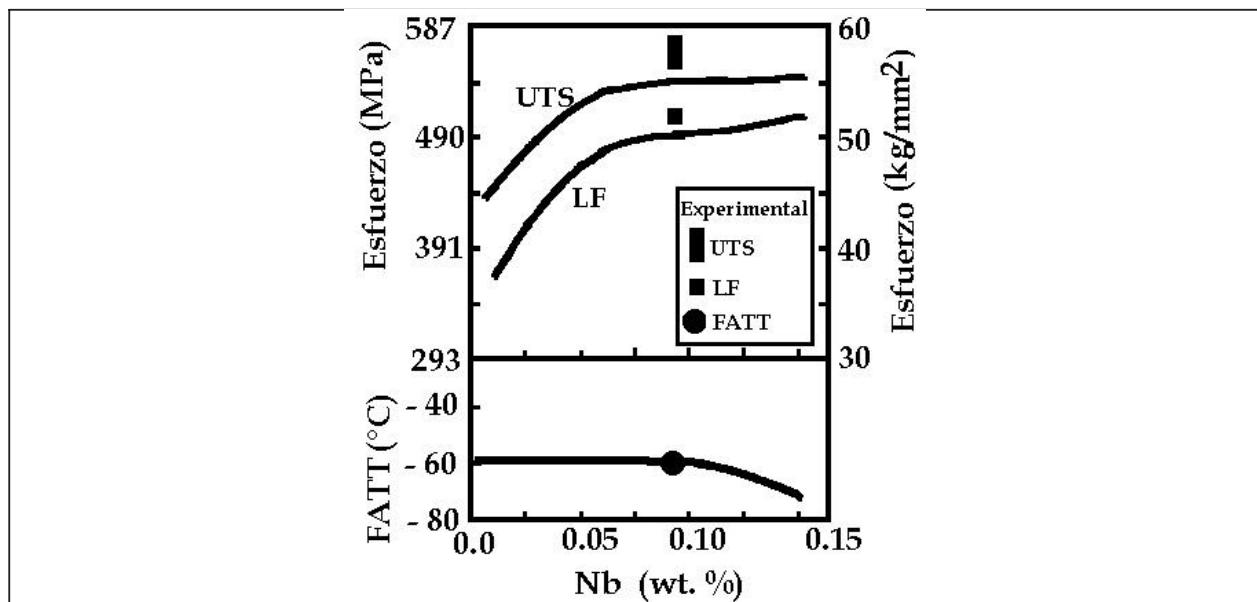


Figura 4. Propiedades mecánicas vs contenido de Niobio

A pesar de que las condiciones de procesamiento fueron ligeramente diferentes, el límite de fluencia y la última resistencia a la tensión para (0.09 % peso Nb) corresponde al acero grado API 5L X-70, sin deterioración de la tenacidad.

Conclusiones

1.- La práctica para la producción de acero grado API 5L X-70 fue modificada para cumplir con los requisitos de tuberías resistentes al gas amargo. Esta modificación se realizó durante el tratamiento del acero en la olla e involucró la adición del ferroniobio, tomando en cuenta su punto de fusión.

2.- Se evitaron las regiones centrales altamente segregadas y con la presencia de compuestos intermetálicos, mediante la adición del ferroniobio a una temperatura $\geq 1600^{\circ}\text{C}$ y colando continuamente el acero con un sobrecalentamiento de $\sim 20^{\circ}\text{C}$.

3.- Las propiedades mecánicas del acero bajo estudio cumplieron con las propiedades requeridas por el acero grado API 5L X-70, después de aplicar un procedimiento de laminación controlado del planchón y un enfriamiento acelerado a las placas.

4.- Se observó que contenidos de Nb de hasta 0.09 % en peso, en aceros con bajos contenidos de elementos intersticiales, generan propiedades sobresalientes en aceros, aún utilizando altas temperaturas en la laminación fina.

Referencias

Meester B. (1997). The Weldability of Modern Structural TMCP Steels. *ISIJ International*, 37 (6), pp.537-551.

Dormagen D. (1988). Steels for Pipes and Pipelines. *Steel Research*, 59 (8), pp.368-374.

Hashimoto T. y Komizo Y. (1983). Development of Low Pcm X70 Grade Line Pipe for Prevention of Cracking During Girth Welding, Welding in Energy-Related Project, Welding Institute of Canada, Toronto.

Haumann W. y Koch F.O. (1986). New Steels for High Pressure Gas Pipeline. 3rd International Conference on Steel Rolling-Technology of Pipe and Tube and Their Application, 2-6 Oct, Tokyo.

Hulka K. (1983). Rolling and Alloying as Influencing Factors on Pipe Steel Properties, Specialty Steels & Hard Materials. Ed. N.R. Comins & J.B. Clarck, Pergamon Press, Oxford, United Kingdom.

Hulka K., Heisterkamp F. y Frantov I.I. (1990). An Economic Approach to Pipe Steels with High Toughness and Good Weldability, Pipeline Technology Conf. Proc. Ed. R. Denys, Antwerpen, Belgium.

Hulka K., Bergmann B. y Streibelberger A. (1991). Development Trends in High Strength Structural Steels. Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels. Ed. A.J. De Ardo, The Iron and Steel Institute, Pittsburgh, USA.

Mendoza R., Huante J., Lugo G., Alvarez-Fregozo O. y Juárez-Islas J.A. (1999). Development of an API 5L X-70 Steel Grade for Sour Gas Resistance Pipeline. *J. of Materials Science and Performance*, 8(5), pp.549-555.

Mendoza R., Huante J., Alanis M., González-Rivera C. y Juárez-Islas J.A.

(2000). Processing of Ultra Low Carbon Steels with Mechanical Properties Adequate for Automotive Applications in the As-Annealed Condition. *J. of Materials Science and Engineering*, 276 (1-2), pp.203-209.

Mendoza R., Huante J., Alanis M., González-Rivera C. y Juárez-Islas J.A. (2000). Evaluation of the Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Ultra Clean Steels. *J. of Materials Processing Technology*, 101, pp.238-244.

Nagasuki H., Matsuda H. y Tamehiro H. (1980). *Development of Controlled Rolled Ultra Low Carbon Bainite Steel for Large Diameter Pipe, Alloys for the 80s*. Ann Arbor.

Gray J.M. (1997). Private Communication With Imexsa, September 5th.

Sellars C.M. (1986). Options and Constraints for Thermomechanically Processing of Microalloyed Steel. *HSLA Steels, Metallurgy and Applications*, ASM International, pp.73-81.

Subramaniam S.V. y Zou H. (1991). *Quantitative Modeling of Solidification, Precipitation and Recrystallization Behaviour of Microalloyed Plates: International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*. Ed. A.J. DeArdo, The Iron and Steel Society, Pittsburgh.

Semblanza de los autores

Gerardo Arámburo-Pérez. Obtuvo la licenciatura en la Facultad de Química, UNAM como ingeniero químico metalúrgico. Actualmente participa en proyectos y asesorías para la industria en el área de materiales. Ha ocupado la jefatura de varios laboratorios del Departamento de Ingeniería Metalúrgica.

Sergio García-Galán. Es ingeniero químico metalúrgico por la Facultad de Química de la UNAM. Obtuvo la maestría en metalurgia en la misma Facultad. Actualmente realiza diferentes asesorías a la industria del sector público o privado y es experto en metalografía óptica.

Ramiro Pérez-Campos. Es egresado de la Escuela Superior de Física y Matemáticas del Instituto Politécnico Nacional. Obtuvo su maestría en física por el CINVESTAV y el doctorado en Física (Ph.D) por el Department of Physics de la University of Alberta en Canadá. Posteriormente logra el posdoctorado en el Departamento de Microscopía Electrónica del Kernforschungszentrum KFA en Julich, Alemania. Recibió la distinción anual Alexander Von Humboldt Fellow en 1988, por la Fundación Alexander Von Humboldt de Alemania, otorgada a investigadores destacados en los campos de las Ciencias e Ingeniería. Es investigador del Centro de Ciencias Físicas de la UNAM desde 1992. Fue jefe del Departamento de Síntesis y Caracterización de Materiales del ININ en 1996, coordinador del programa universitario de ciencia e ingeniería de materiales de la UNAM, (2000-2001), coordinador del programa de investigación y desarrollo de ductos en el Instituto Mexicano del Petróleo (Mayo/2001 a la fecha). Es autor de 135 artículos en revistas internacionales referencias, es árbitro internacional de la revista Journal of Solid State Chemistry y de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, así como editor internacional de la Revista de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Central de Venezuela y Miembro de la Academia Mexicana de Ciencias desde 1987.

Julio Alberto Juárez-Islas. Obtuvo el grado de doctor en metalurgia en la Universidad de Sheffield, Escuela de Materiales, United Kingdom en 1987. Es investigador del Instituto de Física de la UNAM e investigador del Instituto de Investigación de Materiales, UNAM. Actualmente es coordinador del programa universitario de ciencia e ingeniería de materiales.