

RELACIÓN ENTRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS DE CONTENIDO MEDIO EN CARBONO

J.I. San Martín, M.A. Linaza y J.M. Rodríguez Ibabe

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal 13-15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. En el presente trabajo se han analizado distintos aceros de contenido medio en carbono microaleados con vanadio utilizados en la fabricación de tubos de alta resistencia y tenacidad. Teniendo en cuenta el proceso termomecánico industrial, se han elegido unas composiciones químicas concretas diseñadas para que el acero cumpla todos los requerimientos mecánicos en estado de bruto de laminación. Se ha llevado a cabo la caracterización microestructural y mecánica de los tubos fabricados en sus distintas condiciones. Así mismo, se ha estudiado la tenacidad de las microestructuras logradas, estableciéndose relaciones entre los parámetros microestructurales y los mecanismos de fractura.

Abstract. In this work several medium carbon vanadium microalloyed steels have been analysed. This kind of steel is used in pipe industry to make pipes with high strength and minimum toughness. Taking into account the characteristics of thermomechanical processing, some specific chemical compositions have been selected in order to get all the mechanical requirements in the as-rolled conditions. Microstructural and mechanical characterization have been carried out for all the pipes produced in the industrial trials. Fracture toughness has been studied for all the microstructures as well, and relationships between microstructural parameters and fracture micromechanisms have been established.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros utilizados en la fabricación de tubos para conducción de petróleo o de gas deben satisfacer una serie de requerimientos: elevado límite elástico, buena soldabilidad y tenacidad suficiente para resistir la nucleación y propagación de grietas. En algunas aplicaciones, junto con un elevado límite elástico se pide además el espesor de pared suficiente para evitar el pandeo, además de altos niveles de tenacidad a bajas temperaturas y elevada resistencia a la corrosión [1]. Según el tamaño del tubo (diámetro exterior y espesor de pared) éstos pueden fabricarse sin soldadura en el caso de los tubos pequeños, y a partir del conformado de planchas y soldadura central o en espiral para los tubos de grandes dimensiones.

Siendo el límite elástico el criterio de diseño para este tipo de aceros, uno de los objetivos es encontrar procedimientos que permitan aumentar la resistencia del acero (para así poder reducir el espesor de pared de

los tubos) sin que esto actúe en detrimento de la tenacidad. El procedimiento habitual ha sido aplicar a los tubos, tras su fabricación, tratamientos de temple y revenido. En la actualidad se tiende a la utilización de aceros de contenido medio en C, con contenidos altos en Mn y microaleados con V (hasta el 0.2%), aptos para el tratamiento termomecánico industrial, que permiten obtener, en estado de bruto de laminación la combinación óptima resistencia-tenacidad [2,3].

En este trabajo se han analizado la microestructura y las propiedades mecánicas (resistencia y tenacidad a la fractura) de varios tubos sin soldadura fabricados utilizando distintos aceros microaleados, tanto en estado de bruto de laminación como tras tratamiento térmico. A partir de un exhaustivo análisis de la microestructura y de los datos de resistencia y de tenacidad, y teniendo en cuenta los micromecanismos de fractura, se han podido establecer relaciones entre los parámetros microestructurales y la tenacidad de los aceros en las distintas condiciones.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En el presente trabajo se han estudiado cuatro aceros de contenido medio en carbono microaleados con vanadio suministrados por la empresa Tubos Reunidos, SA (Amurrio (Alava)), que se utilizan en la fabricación de tubos de alta resistencia y tenacidad. La composición química de dichos aceros se señala en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de los aceros analizados

Mater.	C	Mn	Si	Cu	V	Al	Ti	N (ppm)
Ac. 1	0.33	1.49	0.25	0.27	0.24	0.027	0.002	100
Ac. 2	0.26	1.56	0.28	0.27	0.17	0.018	0.008	110
Ac. 3	0.21	1.51	0.27	0.29	0.19	0.015	0.017	103
Ac. 4	0.26	1.53	0.24	0.28	0.18	0.025	0.005	77

La fabricación de los tubos consta de un proceso de perforación de un tocho cilíndrico de acero con un mandrino, seguida de enfriamiento y posterior recalentamiento para la aplicación de sucesivos procesos de laminación en trenes reductores estiradores hasta conseguir las dimensiones adecuadas del tubo.

La composición química de los aceros ha sido diseñada con el objeto de conseguir que el producto en estado de bruto de laminación cumpla los requerimientos mecánicos mínimos exigidos por su aplicación específica ($LE \geq 552$ MPa, $RT \geq 690$ MPa, $E_{CVN}(0^\circ\text{C}) \geq 40$ J para probeta estándar longitudinal). Se trata de conseguir mediante la microaleación con vanadio que aceros de menor contenido en carbono conduzcan, siguiendo la ruta de producción habitual, a valores de resistencia y tenacidad comparables a los correspondientes a los aceros templados y revenidos.

En aquellos casos en los que no se consiguen dichos mínimos (sobre todo en lo que se refiere a la resiliencia), se les aplica a los tubos un tratamiento de normalizado a escala industrial. En algún caso (Ac. 4) con el objeto de eliminar el tratamiento térmico posterior se ha optado por realizar la última pasada de laminación a temperatura más baja para conseguir un afino microestructural que mejore la tenacidad del producto final.

En primer lugar se ha realizado para los distintos aceros, tanto en estado de bruto de laminación como de normalizado, su caracterización microestructural (metalografía cuantitativa) y mecánica convencional (ensayos de tracción). Se han determinado también las curvas Charpy de los aceros analizados en estado de bruto de laminación y de normalizado para todo el rango de temperaturas, utilizando probetas estándar (sección cuadrada de 10 mm de lado) extraídas de los tubos en dirección longitudinal.

Por otra parte, se han realizado ensayos de mecánica de la fractura para determinar la tenacidad de los aceros a través del ensayo J. Las probetas utilizadas han sido probetas de flexión en tres puntos, de 6 mm de espesor (B) y 12 mm de profundidad (W) extraídas de los tubos en dirección longitudinal. Tras los ensayos se han observado todas las probetas fracturadas, tanto Charpy como J, en el microscopio electrónico de barrido, con el objeto de identificar los micromecanismos de fractura en cada una de las microestructuras y poder relacionarlos con los parámetros microestructurales.

En la Tabla 2 se resumen algunos de los parámetros medidos en la caracterización convencional de los tubos, señalándose además el espesor de pared del tubo.

Tabla 2. Datos microestructurales y mecánicos.

Mat.	Esp. (mm)	cond.*	F_α (%)	D_α (%)	LE (MPa)	RT (MPa)
Ac.1	14.8	B.L.	35 ± 2	14 ± 0.5	704	983
		Norm.	63 ± 6	7.5 ± 0.5	545	772
Ac.2	14.8	B.L.	61 ± 5	14 ± 0.5	605	840
		Norm.	66 ± 6	5.0 ± 0.2	571	758
Ac.3	14.8	B.L.	66 ± 5	7.8 ± 0.4	560	770
		Norm.	74 ± 4	5.4 ± 0.3	517	682
Ac.4	12.5	B.L.	54 ± 4	6.1 ± 0.2	605	841
		Norm.	79 ± 6	4.0 ± 0.2	552	703
Ac.4	10	Lam BT	68 ± 4	4.4 ± 0.2	614	803

* B.L.: bruto de laminación; Lam BT: laminado a baja T^a

3. RESULTADOS

Tal y como queda de manifiesto en la Tabla 2, las composiciones químicas analizadas cumplen con holgura los requerimientos de resistencia en estado de bruto de laminación. Sin embargo no ocurre lo mismo con la resiliencia o tenacidad Charpy, que resulta insuficiente en el caso del bruto de laminación. En las Figuras 1 y 2 se muestran las curvas Charpy de los aceros en estado de bruto de laminación y de normalizado. En ellas se puede observar como la curva Charpy está fuertemente influida por distintos parámetros composicionales y microestructurales; así, en el caso de las estructuras normalizadas el aumento en el porcentaje de ferrita y el afino microestructural conduce a una notable mejora en la tenacidad de los aceros.

En cuanto a la resistencia mecánica, el normalizado realizado en fábrica ha conducido a una disminución importante del límite elástico y de la resistencia a la tracción, situándolos en el caso del acero 3 por debajo del mínimo.

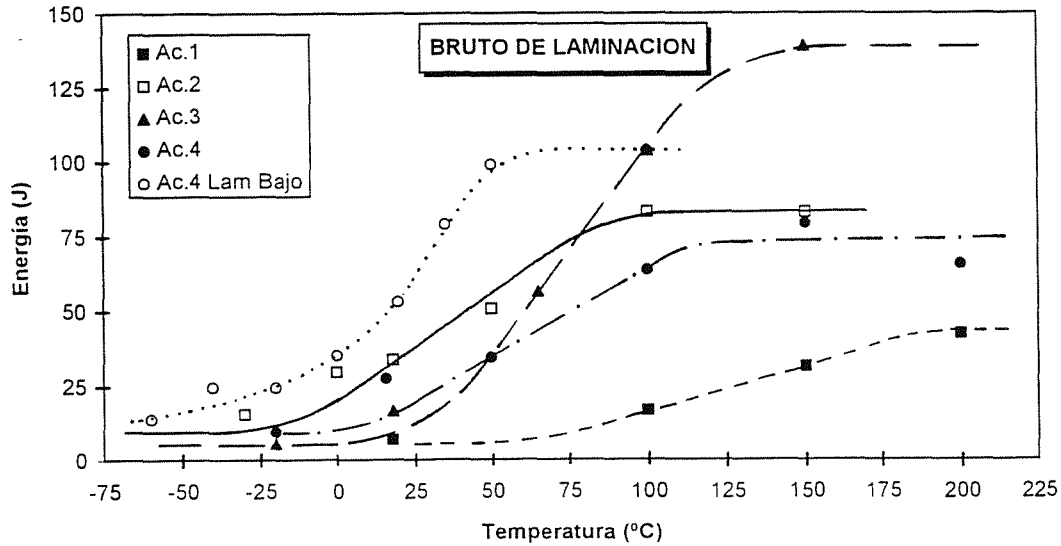


Fig. 1. Curvas Charpy de las estructuras de bruto de laminación de los aceros analizados y de la estructura lograda tras laminación a baja temperatura del Acero 4.

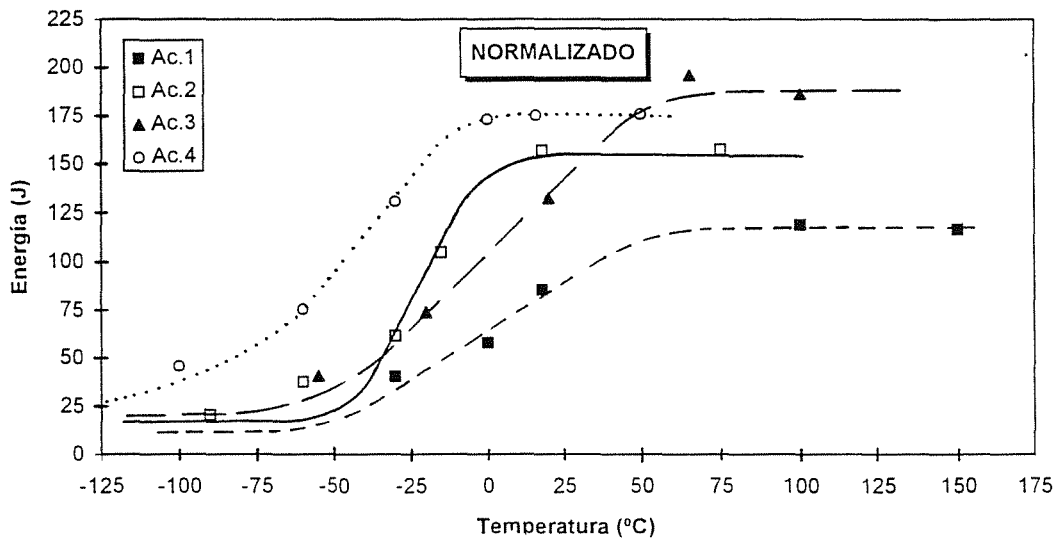


Fig. 2. Curvas Charpy correspondientes a las estructuras de normalizado de los aceros analizados

En cuanto a los ensayos de tenacidad J debe señalarse que en los distintos aceros se ha observado un comportamiento a fractura determinado por su composición química (contenido en C, V, Ti, N) y sus parámetros microestructurales (proporción de fases, tamaño de grano, partículas de segunda fase,...).

En estado de bruto de laminación, los aceros Ac.1, Ac.2 y Ac.3 se encuentran en la zona inferior de la transición dúctil-frágil y su tenacidad está caracterizada por el parámetro J_c . El acero Ac.4 tiene un comportamiento correspondiente a la zona superior de la transición dúctil-frágil en estado de bruto de laminación (tenacidad dada por los parámetros J_u o J_{Ic}), mientras que cuando se lamina a baja temperatura su comportamiento es totalmente dúctil y su tenacidad se mide como J_{Ic} . En condición de normalizado todos los

aceros se encuentran en el rango dúctil, siendo J_{Ic} el parámetro que caracterizaría su tenacidad.

En la Tabla 3 se resumen los valores de los distintos parámetros medidos. Con respecto a los valores que en ella se muestran cabe señalar que dadas las dimensiones de las probetas ensayadas (espesor 6 mm), en algunos casos, aún cuando el comportamiento del acero ha sido totalmente dúctil, el valor de J medido como J_Q no ha cumplido la condición de espesor mínimo, con lo cual no puede considerarse el valor de J_{Ic} .

El análisis fractográfico realizado sobre las superficies de fractura frágil de los distintos tipos de probeta ensayadas (Charpy y J) ha puesto de manifiesto algunas tendencias generales:

- Las estructuras de bruto de laminación de los aceros 1, 2 y 3 muestran sistemáticamente un tamaño de faceta superior al del acero 4 que presenta una distribución de facetas de dos tamaños.

- El acero 4 laminado a baja temperatura y todos los aceros en condición de normalizado presentan un tamaño de faceta mucho más fino que su correspondiente estado de bruto de laminación.

- En el acero 3, que en estado de bruto de laminación presenta una tenacidad inferior a la esperada, se ha encontrado que partículas gruesas de nitruro de titanio actúan iniciando procesos frágiles. En este acero, de mayor contenido en titanio que el resto, existe una distribución de partículas de nitruro de titanio, de tamaño mayor que $1 \mu\text{m}$, que son las responsables de que para la misma temperatura se desencadenen con mayor facilidad fracturas frágiles.

Tabla 3. Medidas experimentales de tenacidad.

Mat.	Cond.	J_c (KPa.m)	J_u (KPa.m)	J_Q (KPa.m)	J_{Ic} (KPa.m)	
Ac.1	B.L.	33 8.8 10.9 8.1				
	Norm.			210		
Ac. 2	B.L.	37.3 45.2 47.2 68				
	Norm.			225		
Ac. 3	B.L.	68.5 27.3 34.7				
	Norm.			133.5		
Ac. 4	B.L.		94.8		75.8 94.8	
	Norm.				230	
	Lam. BT					127.8 146.8 154.8 130.5

En la Figura 3 se muestra el aspecto de las superficies de fractura frágiles correspondientes al Ac.1 en condición de bruto de laminación y de normalizado. La comparación de ambas fractografías permite comprobar cómo los tamaños de faceta varían de una condición a otra, poniéndose de manifiesto que los obstáculos a la propagación de grietas se encuentran mucho más próximos en la estructura normalizada. Por otra parte, la zona de inicio de fractura en una probeta J de la estructura de bruto de laminación del Ac. 3 se muestra en la Figura 4. En dicha zona se ha identificado la partícula de nitruro de titanio cuya rotura ha desencadenado la fractura frágil de la sección.

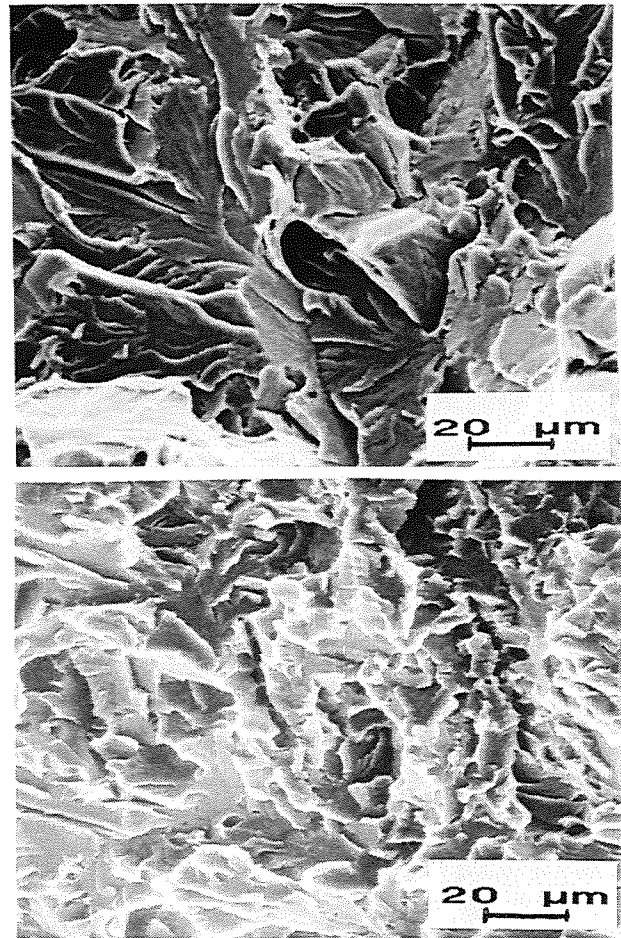


Fig. 3. Aspecto de las superficies de fractura frágiles de las estructuras de BL y de normalizado del Ac.1.

Con el objeto de racionalizar los resultados obtenidos, se ha realizado una estimación cualitativa del tamaño de faceta en las distintas condiciones consideradas. Los valores de tamaño de faceta obtenidos, junto con los valores de la temperatura de transición dúctil-frágil (ITT) para una energía absorbida de 27 J se recogen en la Tabla 4. En ella se pone de manifiesto la correspondencia existente entre un afino de la microestructura (que se refleja en un menor tamaño de faceta) y un menor valor de la temperatura ITT.

Tabla 4. Relación tamaño de faceta - temperatura ITT en los distintos aceros estudiados.

Mat.	Bruto Laminación		Normalizado	
	tamaño (μm)	ITT ($^{\circ}\text{C}$) (27 J)	tamaño (μm)	ITT ($^{\circ}\text{C}$) (27 J)
Ac. 1	40-50	140	10-15	-50
Ac. 2	30-40	10	10-15	-75
Ac. 3	30-40	30	15-20	-75
Ac. 4	30-50 5-15	10	≈ 10	-110
Ac. 4 Lam. BT	10-15	-15 / -20		

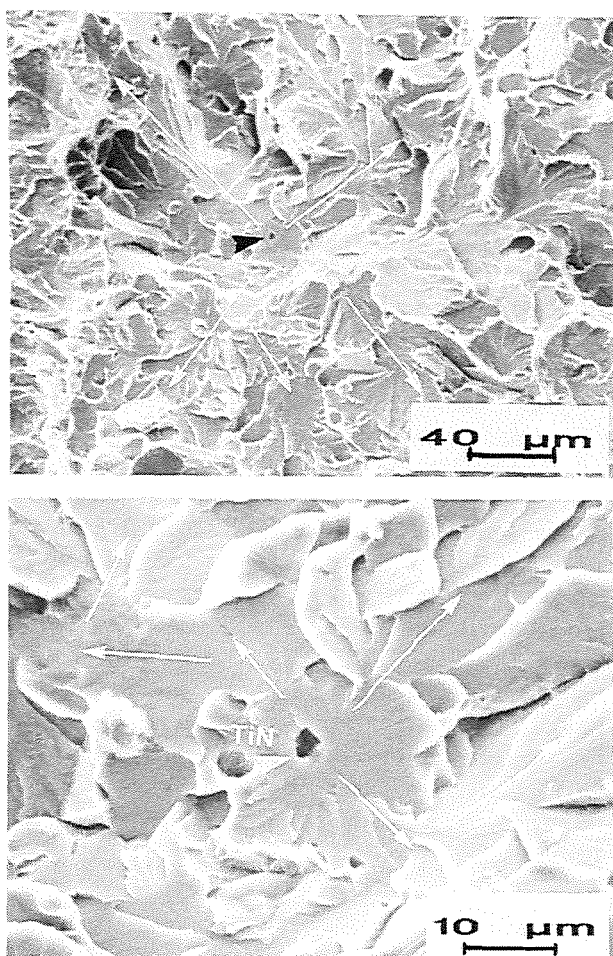


Fig. 4. Zona de origen de fractura en una probeta J del Ac. 3 (B.L.) y detalle de la partícula en el inicio.

4. DISCUSIÓN

A la vista de los resultados expuestos en los apartados anteriores queda claro que tanto la resistencia como la tenacidad de los aceros analizados es dependiente, además de la composición química, de la ruta de fabricación (laminación convencional o a baja temperatura), del espesor del tubo y del tratamiento térmico posterior (normalizado).

En lo que se refiere a la resistencia mecánica (ver Tabla 2), pueden hacerse varios comentarios generales:

- la adición de vanadio, que actúa endureciendo la matriz ferrítica por precipitación de carbonitruros de vanadio, permite alcanzar unos elevados niveles de resistencia mecánica en estado de bruto de laminación, sin necesidad de recurrir al temple y revenido. La efectividad de esta adición es dependiente de las cantidades de V y de N disponibles en el acero.
- la composición química, las características del procesamiento industrial y el espesor de la pared del tubo, que influye directamente en la velocidad de enfriamiento tras la transformación, determinan el

porcentaje de ferrita, su tamaño de grano y otros parámetros como el espaciado de perlita, que definen la resistencia mecánica del producto final.

- se produce un importante ablandamiento del acero tras el normalizado. Este hecho está indicando que el tratamiento térmico se está realizando a temperatura baja, con lo cual la falta de disolución completa de los carbonitruros de vanadio conduce, tras el normalizado, a un acero con un contenido de carbono inferior al nominal de colada. Como consecuencia, presenta una resistencia bastante menor pero una tenacidad mejorada (muy por encima del valor mínimo), tal y como se pone de manifiesto al comparar las curvas Charpy de las Figuras 1 y 2.

El efecto que distintas variables tienen sobre la tenacidad del acero se pone claramente de manifiesto en las curvas Charpy. Analizando la Figura 1 correspondiente a las estructuras de B.L. se puede observar que:

- un aumento del contenido en carbono desplaza la curva hacia la derecha, haciendo que el rango de existencia de la fractura frágil se extienda hasta temperaturas más altas, y disminuye el valor de la energía absorbida en la meseta dúctil. El Ac.1 con 0.33% de C es el menos tenaz de todos ellos.
- la presencia en el acero de partículas que actúan como iniciadoras de fractura frágil (caso de los TiN en el Ac. 3) provoca que se amplie la meseta frágil más allá de lo que corresponde a un acero de un determinado contenido en carbono. Por esta razón, el Ac. 3, a pesar de ser el de menor contenido en carbono se fractura de manera frágil para temperaturas más elevadas que los aceros 2 y 4.
- la mayor proporción de ferrita y el menor tamaño de grano en la estructura laminada a baja temperatura del Ac. 4 son los factores que determinan su mejor tenacidad en todo el rango de temperaturas.

Para las estructuras de normalizado (Figura 2) se corrobora el efecto del carbono (Ac 1 frente a Ac 2 y 4), y de los nitruros de titanio (Ac. 3) en el desplazamiento de las curvas Charpy. En cualquier caso, la mayor proporción de ferrita y su menor tamaño de grano es el que da lugar a un importante desplazamiento hacia la izquierda de la temperatura ITT con respecto a las estructuras de B.L.

Cuando se analizan los resultados de los ensayos J, realizados todos ellos a temperatura ambiente, las diferencias en el comportamiento también pueden justificarse teniendo en cuenta distintos parámetros: composición química (C, V, Ti, N), proporción de ferrita y de perlita (dependiente del C y de la velocidad de enfriamiento) y dimensión microestructural que ofrece impedimentos a la propagación frágil de grieta, y

que determina el tamaño de faceta. En este sentido, a partir de la observación de los datos de tamaño de grano de ferrita recopilados en la Tabla 2 y de los tamaños de faceta resumidos en la Tabla 4 queda de manifiesto que no hay una relación directa entre ambos parámetros.

En trabajos anteriores [4,5] se ha comprobado que el parámetro que determina el tamaño de faceta es el de la "unidad ferrítica", que está constituido por granos de ferrita y colonias de perlita con la misma orientación cristalográfica de ferrita. Se ha comprobado además que la partición de la austenita en "unidades ferríticas" durante la transformación de fase da lugar a un número finito de ellas (entre 2 y 4), con lo cual estructuras con granos de austenita grandes conducen indefectiblemente a "unidades ferríticas" de tamaño grueso.

La "unidad ferrítica" cambia de un acero a otro y de la condición de B.L. a la de normalizado. El tamaño de dicha unidad es función del tamaño de austenita previo a la transformación a ferrita y perlita, el cual está a su vez determinado por la ruta de procesamiento, el tamaño del tubo y el tratamiento térmico posterior si lo hubiera. De esta manera puede decirse que:

- los tamaños de faceta grandes encontrados en los Ac. 1, 2 y 3 en condición de B.L. obedecen a un valor de tamaño de grano austenítico elevado como resultado del proceso termomecánico industrial.

- en el Ac. 4 las operaciones de conformado y las dimensiones del tubo (espesor 12.5 mm frente a 14.8 mm) dan lugar al desarrollo de dos distribuciones de tamaño de austenita, que conducen en su fractura a una distribución de facetas de dos tamaños.

- cuando el Ac. 4 se lamina a baja temperatura a un tubo de menor grosor (10 mm), en el tratamiento termomecánico industrial se consigue un afino del grano de austenita, y consiguientemente del de la "unidad ferrítica".

- para las estructuras de normalizado se da una regeneración completa de la estructura austenítica, borrando todo vestigio de la estructura de bruto de laminación. Como el normalizado se realiza a bajas temperaturas se llega a un tamaño austenítico muy fino.

En este punto, hay que considerar que además del tamaño de faceta, muy similar en todos los aceros normalizados (Tabla 4) es la naturaleza de la matriz (porcentaje de ferrita, tamaño de grano,..) y su resistencia mecánica (determinada a su vez por el contenido en carbono, dependiente del grado de solubilización de los carbonitruros de vanadio a la temperatura del normalizado) la que incide de una forma notable en la tenacidad.

5. CONCLUSIONES

- A través del adecuado control microestructural, es posible conseguir, en aceros de contenido medio en carbono microaleados con vanadio, niveles de resistencia y tenacidad comparables a la de los aceros templados y revenidos del mismo carbono.
- La composición química, el espesor del tubo y la ruta de procesamiento determinan el tamaño de grano de austenita final que a su vez define el tamaño de la "unidad ferrítica".
- El afino de la "unidad ferrítica" es el único procedimiento capaz de aunar alta tenacidad a la adecuada resistencia mecánica de estos aceros microaleados.
- Es necesario un fino control del contenido en titanio del acero para evitar que la presencia de partículas de TiN actúe deteriorando la tenacidad del acero.

6. AGRADECIMIENTOS

Este artículo está dedicado a la memoria de Javier Urcola, director del Departamento e impulsor de la línea de investigación en la que se enmarca este trabajo. Los resultados presentados forman parte de un proyecto de investigación realizado con la empresa Tubos Reunidos, SA.

7. REFERENCIAS

- [1] Llewellyn, D.T., "Steels: Metallurgy and Applications", Ed. Butterworth-Heinemann, 111-115 (1992)
- [2] Reynolds, J.H., Naylor, D.J., "Microstructure and properties of warm worked medium carbon steels", *Mat. Sci. and Technol.* **4**, 586-602 (1988).
- [3] Streisselberger, A., Bauer, J., Schütz, W., Schwinn, V., "High strength line pipe steel plates based on TM-processing", *La Revue de Metallurgie*, CIT, 109-119, (En. 1995).
- [4] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodríguez, J.M. y Urcola, J.J., "Influence of the microstructure on the fracture toughness and fracture mechanisms of forging steels microalloyed with titanium with ferrite-pearlite structures", *Script. Met. and Mat.* **29**, 451-456 (1993).
- [5] Linaza, M.A., Romero, J.L., San Martín, J.I., Rodríguez, J.M. y Urcola, J.J., "Improvement of Toughness by stopping brittle processes nucleated in ceramic particles through thermomechanically optimised microstructures in engineering steels" en *Microalloyed Bar and Forging Steels*, (Ed. Van Tyne, C.J., Krauss, G., Matlock, D.K.), TMS, 311-325 (1996).