

Influencia de la microestructura en la fractura de aceros microaleados de forja^(*)

J.L. Romero^(*), M.A. Linaza^(*), J.I. San Martín^(*), J.M. Rodríguez-Ibabe^(*)
y J.J. Urcola^(*)

Resumen Se analiza la influencia de los tratamientos termomecánicos, en primer lugar, llevados a cabo en laboratorio y, posteriormente, en un proceso industrial, sobre las propiedades mecánicas de aceros microaleados de forja. Se han variado las temperaturas de forja y las velocidades de enfriamiento tras la misma y se ha estudiado su influencia sobre la resistencia y la tenacidad. La optimización de los tratamientos termomecánicos se ha realizado a nivel de laboratorio, probándose posteriormente las secuencias optimizadas a escala industrial. Las propiedades mecánicas se pueden explicar en términos de las microestructuras obtenidas en los diversos tratamientos termomecánicos. Así, microestructuras gruesas, obtenidas por enfriamientos lentos tras la deformación a elevadas temperaturas, muestran un comportamiento frágil. Se pueden obtener buenos valores de tenacidad, manteniendo la resistencia por afino de la microestructura, bien deformando el material a menores temperaturas de forja (ferrita+perlita finas) o enfriando aceleradamente tras la forja convencional (ferrita acicular).

Palabras clave: **Aceros microaleados. Tratamientos termomecánicos. Propiedades mecánicas. Tenacidad. Microestructura. Ferrita acicular.**

Influence of the microstructure on the fracture toughness of forging microalloyed steels

Abstract The influence of thermomechanical treatments, first carried out at laboratory and afterwards on an industrial scale on the mechanical properties of microalloyed forging steels is analysed. The influence of hot working conditions and the cooling rate after hot working on both the strength and the toughness is analysed. Optimization of the thermomechanical treatments parameters has been carried out at laboratory and the optimized schedules have been carried out industrially. The actual experimental results of mechanical properties have been rationalized in terms of the microstructure developed during the different thermomechanical treatments. After slow cooling of steel bars hot rolled at low temperature (below 850 °C), the ferrite-pearlite is much refined and the toughness improved. Alternatively, accelerated cooling after hot working at high temperature produces a microstructure of acicular ferrite with improved toughness.

Keywords: **Microalloyed steels. Thermomechanical treatments. Mechanical properties. Toughness. Microstructure. Acicular ferrite.**

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros microaleados de forja, con contenido medio de carbono, se desarrollaron en Alemania al

principio de los años setenta. El primer acero que se diseñó fue el 49MnVS3 con un contenido de carbono del 0,4 %, una pequeña cantidad de vanadio y un contenido de azufre más alto. Las piezas fabricadas con este acero se podían utilizar directamente tras el enfriamiento que sigue a la operación de forja. Estos aceros, comparados con los clásicos utilizados tras temple y revenido, presentaban algunas ventajas como: a) ahorro de un costoso tratamiento térmico, puesto que presentan buenas propiedades

^(*) Trabajo recibido el día 3 de octubre de 1995.

^(*) Centro de Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT) y Escuela Superior de Ingenieros Industriales (ESII) de San Sebastián. Paseo Manuel de Lardizábal, 15. 20009-San Sebastián (España).

mecánicas directamente tras la forja, b) debido a que no se forma martensita, no necesitan operaciones de enderezado y, c) en general presentan mejor maquinabilidad y resistencia a la fatiga (1). La industria del automóvil japonesa ha sido muy receptiva a los aceros microaleados de forja y ha desarrollado algunas variantes de este tipo de aceros para piezas forjadas de automóvil (2).

Con este tipo de aceros es relativamente fácil, variando los contenidos de carbono y/o vanadio, conseguir niveles de resistencia equivalentes a los de los aceros templados y revenidos, pero en general los valores de tenacidades que se consiguen son inferiores. Por tanto, es imprescindible mejorar la tenacidad de estos aceros si se quiere extender sus aplicaciones a componentes críticos (3). Una de las alternativas más claras para la mejora de la tenacidad de estos aceros es el afino del tamaño de grano austenítico, que conduzca a la formación de granos finos de ferrita y colonias de perlita en la transformación por enfriamiento (4). El enfriamiento acelerado tras la deformación en caliente de aceros microaleados de forja al vanadio y al Ti-V puede ser otra alternativa para producir estructuras durante la transformación de la austenita (5).

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La composición química de los aceros utilizados, producidos por GSB Acero, de Azkoitia, se resume en la tabla I. El acero al Ti-V se obtuvo mediante colada convencional en forma de lingotes de sección cuadrada de 2.500 kg, que se laminaron a palanquillas de 126 mm. El acero al titanio se obtuvo mediante colada continua en forma de palanquilla de 130 mm. Ambos materiales se laminaron posteriormente a barras cuadradas de 50 mm, de las que se mecanizaron probetas de compresión plana de 50 × 50 × 10 mm. Algunos trozos de estas barras se recalcaron y de los trozos recalcados se mecanizaron cilindros de 59 mm de diámetro y 110 mm de longitud de los que se forjaron manguetas para juntas homocinéticas.

Las pruebas de laboratorio de compresión plana se llevaron a cabo tras un precalentamiento de 30 min a 1.100 °C. Posteriormente, algunos ensayos se llevaron a cabo a 1.000 °C, con deformaciones de 0,22 a

velocidades de deformación de 1 s⁻¹ y otros a 850 °C con deformaciones de 0,38. En ambos casos, las probetas se enfriaron al aire, aunque algunas de ellas, deformadas a 1.000 °C, se enfriaron aceleradamente (a velocidades comprendidas entre 4 y 10 °C/s).

Para los ensayos a escala industrial, las probetas se recalcaron por inducción a 1.200 °C y las manguetas se forjaron en tres golpes, terminando la forja por encima de los 1.120 °C. Algunas manguetas se enfriaron al aire y otras mediante enfriamiento acelerado; en este último caso, las velocidades de enfriamiento fueron de 4-5 °C/s entre 1.000 y 350 °C. Se llevaron también a cabo ensayos de laminación industrial de palanquilla de 126 mm a barra de 50 mm, con temperaturas de acabado por debajo de 850 °C, siendo las temperaturas habituales de acabado próximas a 1.050 °C.

Se mecanizaron probetas de tracción y J_c de 6 mm de espesor, que se ensayaron a flexión en tres puntos según la norma ASTM E813-88. Estas últimas se obtuvieron de las probetas de compresión plana, de las barras de 50 mm deformadas en diferentes condiciones, y de las manguetas. La figura 1 muestra cómo se mecanizaron algunas probetas.

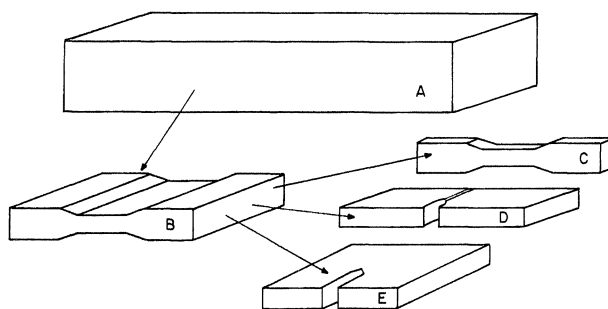


FIG. 1.— Esquema de las diferentes probetas mecanizadas a partir de las palanquillas y de las probetas sometidas a compresión plana. A: Palanquilla en estado de laminación. B: Probeta de compresión plana. C: Probeta de tracción. D: Probeta de flexión en tres puntos. E: Probeta CT.

FIG. 1.— Scheme of the different specimens machined from the bars and from the plain compression specimens. A: As rolled bar. B: Plain compression specimen. C: Tensile specimen. D: 3pb J specimen. E: CT specimen.

TABLA I.— Composición química del acero, % en peso

TABLE I.— Chemical composition of the steel in wt %

Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	N, ppm
Ti-V	0,37	1,45	0,56	0,010	0,043	0,11	0,024	0,015	162
Ti	0,35	1,56	0,33	0,004	0,007	—	0,027	0,028	89

De las probetas se cortaron y pulieron mecánicamente secciones longitudinales que, tras ataque con Nital, se observaron en el microscopio óptico para la caracterización microestructural. Se determinó también en el microscopio óptico la distribución de partículas gruesas de TiN. Las muestras fracturadas se observaron en un microscopio electrónico de barrido (MEB) Philips mod. 501B, que tiene adosado un analizador de dispersión de energías EDAX 9100.

3. RESULTADOS

Cuando se adiciona titanio a estos aceros, se obtienen precipitados de TiN gruesos, que se forman en el líquido interdendrítico, junto con TiN finos que se forman en estado sólido en la austenita. Estos últimos son los que inhiben el crecimiento de grano de la austenita a elevadas temperaturas. En la figura 2 se muestra el histograma de las dimensiones máximas de estos precipitados gruesos de TiN encontrados en estos aceros. Se observa que ambos aceros contienen una porción significativa de partículas con tamaños comprendidos entre 1 y 3 μm , siendo en general las partículas más gruesas en el acero Ti-V, producido por colada convencional, que en el acero al titanio, producido por colada continua. Las fracciones volumétricas de estas partículas se recogen en la tabla II.

4. ENSAYOS DE LABORATORIO

Las microestructuras en estado de suministro (bruto de laminación) o tras compresión plana seguida de enfriamiento lento en laboratorio consistían en ferrita y perlita tanto para el acero al Ti-V como para el acero al titanio. En la figura 3 se muestran varias micrografías del acero Ti-V. En la figura 3a) se muestra la microestructura del material en estado de suministro, consistente en gruesos

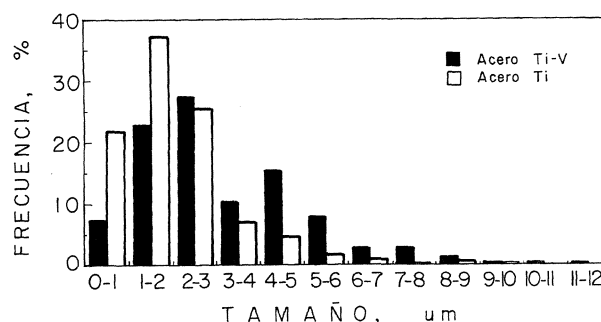


FIG. 2.— Histogramas de las dimensiones máximas de partículas gruesas de TiN.

FIG. 2.— Histograms of the maximum dimension of coarse TiN particles.

alotriomorfos de ferrita en límites de grano y colonias de perlita. La figura 3b) corresponde a una probeta enfriada al aire tras compresión plana, llevada a cabo a 1.000 $^{\circ}\text{C}$, en la que se observan alotriomorfos más finos de ferrita junto a colonias de perlita. Finalmente, si se lleva a cabo la deformación en caliente a 850 $^{\circ}\text{C}$, tras enfriamiento al aire, se observa una microestructura más fina, con un tamaño de grano de austenita más fino, ferritas más finas en los límites de grano e incluso ferrita en el interior de los granos originales de austenita y colonias de perlita más fina. En la figura 4 se muestra la misma secuencia de micrografías, pero en este caso para el acero al titanio. Se puede comentar que se observan los mismos rasgos mencionados para el acero Ti-V. Los datos cuantitativos de medida de los parámetros microestructurales para los dos aceros en estado de suministro, se muestran en la tabla II.

Los valores mecánicos obtenidos en el ensayo de tracción se muestran en la tabla II, al igual que los valores de la tenacidad a la fractura medidos en probetas CT para los dos aceros en estado de

TABLA II.— Parámetros microestructurales y propiedades mecánicas de los aceros

TABLE II.— Microstructural parameters and mechanical properties of the steels

Acero	f_{α} , %	D_{α} , μm	$\sigma_{0,2}$ %, MPa	σ_{UTS} , MPa	ITT, $^{\circ}\text{C}$	$f_{\text{V-TiN}}$, %	K_{Q} , $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	J_{c} , $\text{KPa}\cdot\text{m}$	K_{Jc} , $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Ti-V	38	5,5	590	875	65	0,14±0,02	72	25,7	73+
							65	21,7	67+
Ti	26	5,3	440	740	34	0,09±0,03	60	45	96,5+
							55	71,3	121,5+

f_{α} , % de ferrita, D_{α} , tamaño de grano medio de ferrita, $\sigma_{0,2}$ %, límite elástico, σ_{UTS} , resistencia a la tracción, ITT, temperatura de transición, y $f_{\text{V-TiN}}$, % de precipitados groseros de TiN. +, pop-in durante el ensayo.

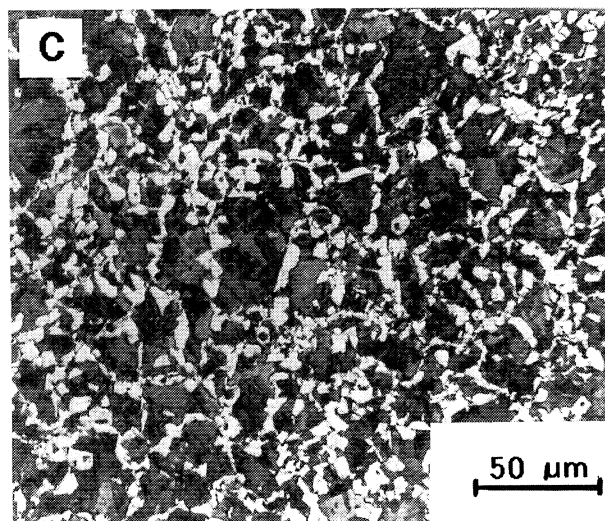
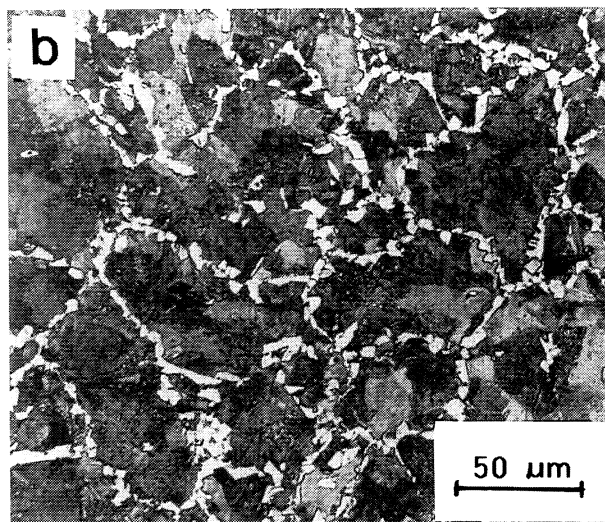
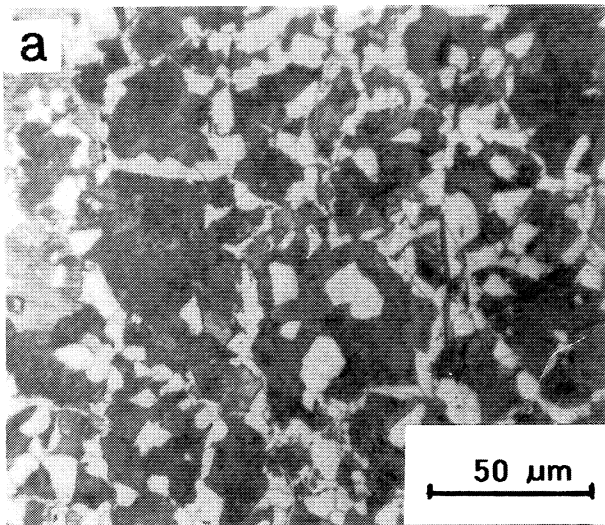


FIG. 3.— Microestructuras del acero al Ti-V. a) En estado de suministro. b) Deformado a 1.000 °C. c) Deformado a 850 °C.

FIG. 3.— Microstructures of Ti-V steel. a) As-rolled. b) Hot deformed at 1,000 °C. c) Hot deformed at 850 °C.

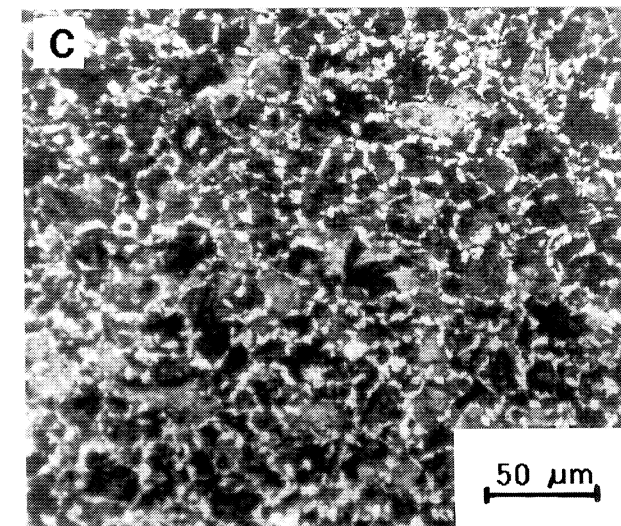
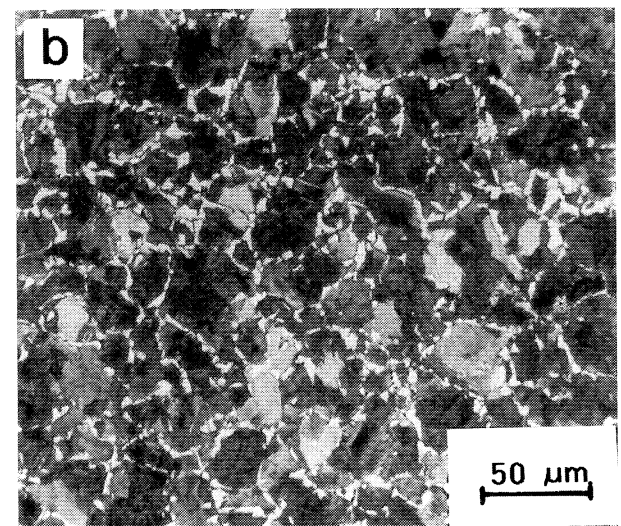
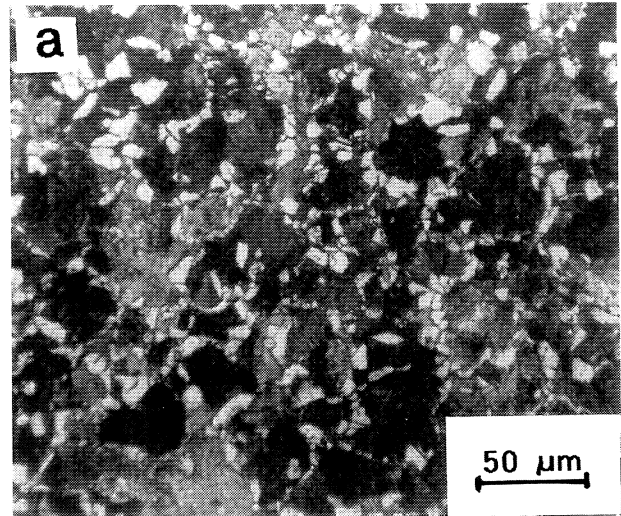


FIG. 4.— Microestructuras del acero al titanio. a) En estado de suministro. b) Deformado a 1.000 °C. c) Deformado a 850 °C.

FIG. 4.— Microstructures of titanium steel. a) As-rolled. b) Hot deformed at 1,000 °C. c) Hot deformed at 850 °C.

suministro. Los valores dados como K_Q , obtenidos siguiendo la norma ASTM E399, es porque no cumplen con la condición de mínimo espesor para que el ensayo sea válido. También se recogen en la tabla II valores de J_c obtenidos de acuerdo con la norma Europea ESIS, y valores de K_c obtenidos a partir del parámetro J_c .

Las microestructuras obtenidas por enfriamiento acelerado tras la deformación en caliente en laboratorio, llevada a cabo mediante compresión plana, eran de ferrita acicular. Las figuras 5a) y 5b) muestran las microestructuras de los aceros al Ti-V y al titanio, respectivamente. Dichas microestructuras contienen importantes porcentajes de ferrita acicular con una cierta proporción de alotriomorfos de ferrita en antiguos límites de grano de austenita, observándose en el acero al titanio alguna pequeña proporción de perlita fina.

Los resultados mostrados en la tabla III indican que para cada tipo de acero existen importantes diferencias en la tenacidad a la fractura en función de los parámetros de los tratamientos termomecánicos. Los aceros enfriados al aire tras deformación a 1.000 °C presentan tenacidades a la fractura similares a las de los aceros en estado de suministro. En los aceros deformados a 900 °C y enfriados al aire, la propagación inicial dúctil es más importante y los valores de J_c más elevados. Sin embargo, en este caso también, tras una propagación dúctil inicial, las muestras rompen de forma frágil. Finalmente, los materiales deformados a 850 °C y enfriados al aire y los materiales enfriados de forma acelerada tras deformación a cualquier temperatura, que presentan una microestructura de ferrita acicular, muestran tenacidades a la fractura elevadas y mecanismos de fractura totalmente dúctiles.

El análisis fractográfico de los frentes de grietas que se inician tras las grietas producidas por fatiga muestra modos de fractura similares para los materiales en estado bruto de laminación y los deformados en laboratorio a temperaturas elevadas y enfriados al aire. Se observó un inicio de fractura dúctil seguido de propagación frágil, mostrando exclusivamente facetas de clivaje. En la figura 6 se muestra la secuencia que tiene lugar durante la fractura del acero Ti-V. Se observa la región que corresponde a la fatiga, seguida de una región en la que se produce un enramado de la grieta y una cierta propagación dúctil, con claras cavidades creadas en las partículas y, finalmente, se observan las facetas de clivaje. Las marcas en las facetas indican la vuelta atrás de la grieta desde su inicio por clivaje en una partícula grosera de TiN que se encontraba delante del frente de la grieta (Fig. 6). Como se ha comentado anteriormente, este comportamiento se observó en el acero al Ti-V y el acero al titanio en estado de suministro o tras deformación en laboratorio a 1.000 °C y enfriamiento al aire.

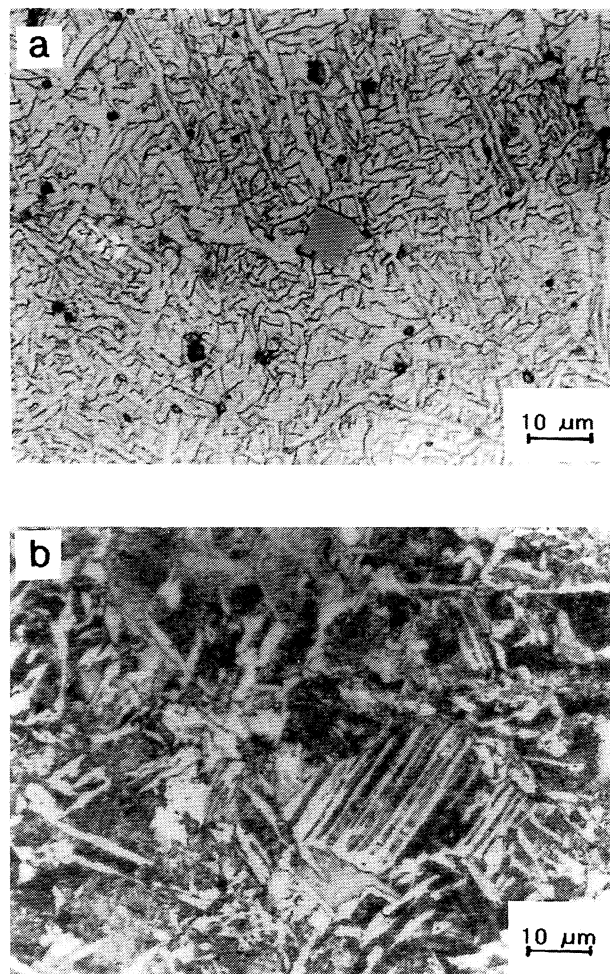


FIG. 5.— Microestructuras de los aceros. a) Aceros al Ti-V. b) Aceros al titanio deformados a 1.000 °C y sometidos a enfriamiento acelerado.

FIG. 5.— Microstructures of: a) Ti-V. b) Titanium steels hot deformed at 1,000 °C, and accelerated cooled.

En contraste, las microestructuras finas de ferrita+perlita obtenidas por enfriamiento al aire tras la deformación en laboratorio a 850 °C muestran una propagación estable de las grietas en el ensayo J , altos valores de tenacidad y modos de fracturas totalmente dúctiles. La figura 7 permite observar la presencia de cavidades de varios tamaños en la fractura del acero al titanio. Las cavidades grandes se han originado alrededor de partículas gruesas de TiN, las mismas que originarían la fractura frágil en el material con microestructura gruesa.

En el caso de las microestructuras de ferrita acicular, el análisis fractográfico muestra que los mecanismos de fractura son dúctiles. La superficie de fractura está compuesta totalmente de pequeñas cavidades, como se observa en la figura 8. Se debe resaltar que cavidades grandes (originadas en partículas gruesas de TiN) se observan sólo en pocos

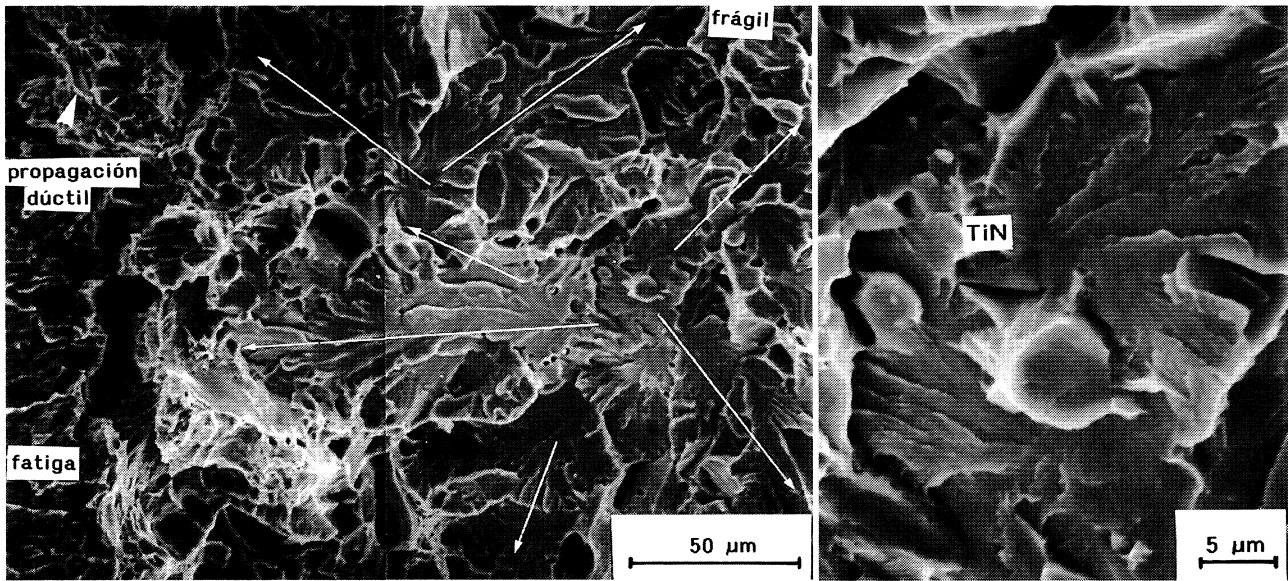


FIG. 6.— Secuencia de una fractura en una probeta de flexión en tres puntos (acero al Ti-V deformado a 1.000 °C y enfriado lentamente).

FIG. 6.— Fracture sequence in a 3 point bending specimen (Ti-V steel hot deformed at 1,000 °C and slowly cooled).

casos en las fracturas analizadas; pero en los casos observados, las partículas de TiN aparecen fracturadas dentro de la cavidad, como se observa en la figura 9.

5. ENSAYOS DE FORJA

Se forjó un cigüeñal en un proceso convencional, acabando la forja a 1.000 °C y enfriando al aire. Se

TABLA III.— Propiedades mecánicas convencionales y tenacidad de diferentes estructuras

TABLE III.— Conventional mechanical properties and toughness of the different structures

Acero	Estruct.	Proceso	f_{α} , %	D_{α} , μm	$\sigma_{0,2}$, MPa	σ_{UTS} , MPa	J_c , KPa·m	K_{Jc} , MPa√m	J_{Ic} , KPa·m	K_{JIc} , MPa√m
Ti-V	ferrita-perlita	dc 1.000 °C + el	17	4,3	647	910	21,4	71 +		
		dc 900 °C + el	29	4,2	630	890	18	65 +		
	acicular	dc 850 °C + el	39	4,7	—	—	81,2	137,5	74	134
		dc 1.000 °C + er	—	—	666	875	86,4	141,9	83	139
Ti	ferrita-perlita	a 700° C + el a ta	—	—	560	920			76	133
		dc 1.000 °C + er a ta	—	—	—	—			102	154
	acicular	dc 1.000 °C + el	—	—	497	857	107,1	158		
		dc 850 °C + el	24	3,6	—	—	62,3	120,5	113	162
acicular	dc 1.000 °C + er a ta		—	—	519	819			123	169
			—	—	—	—			133	176
								123	169	

dc = deformación en caliente; er = enfriado rápidamente; el = enfriado lentamente; ta = temperatura ambiente.

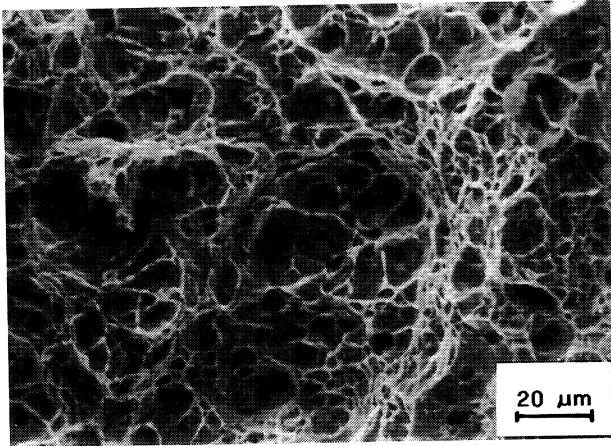


FIG. 7.— Fractura dúctil en el acero al titanio deformado a 850 °C y enfriado lentamente.

FIG. 7.— Ductile fracture in titanium steel hot deformed at 850 °C and slowly cooled

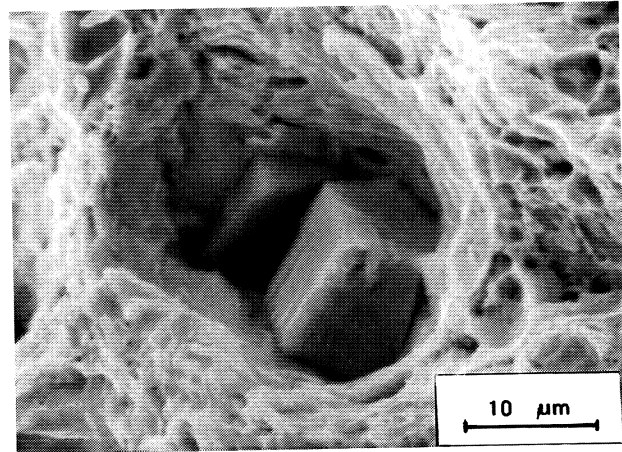


FIG. 9.— Partícula de TiN rota dentro de una cavidad (acero al Ti-V).

FIG. 9.— TiN particle broken inside a dimple (Ti-V steel).

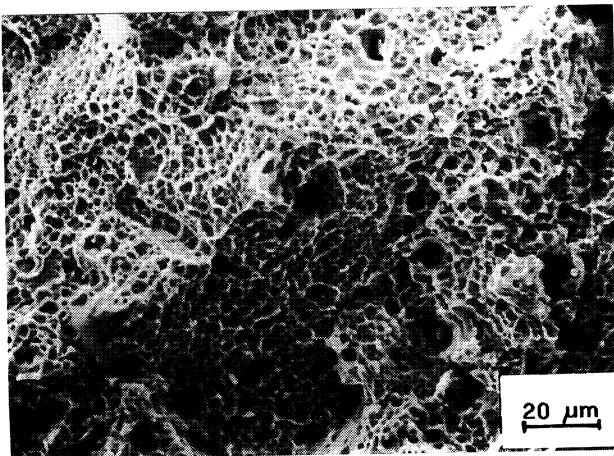


FIG. 8.— Fractura dúctil en el acero al Ti-V con microestructura de ferrita acicular.

FIG. 8.— Ductil fracture in Ti-V steel with acicular microstructure.

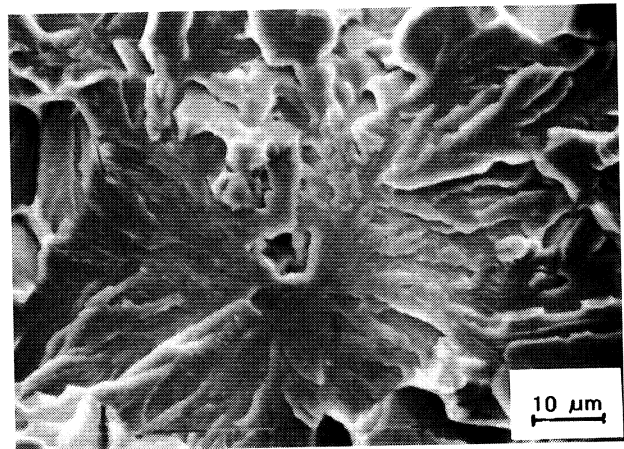


FIG. 10.— Faceta de clivaje iniciada en una partícula gruesa rota de TiN (cigüeñal de acero al Ti-V).

FIG. 10.— Large cleavage facet initiated at a coarse broken TiN particle (crankshaft of Ti-V steel)

obtuvo una microestructura ferrítico-perlítica gruesa, con un 24 % de ferrita alotriomórfica, de tamaño de grano en torno a 4 μm, nucleada en las antiguas juntas de grano de la austenita. Los valores de los ensayos mecánicos obtenidos en el ensayo de tracción, la energía absorbida en el ensayo Charpy a temperatura ambiente y la tenacidad a la fractura se resumen en la tabla IV. En la figura 10 se muestra una fractografía típica de una probeta fracturada del cigüeñal. La fractografía consiste en amplias facetas de clivaje de alrededor de 80-100 μm, pudiendo apreciarse que el origen de la fractura está asociado a la fractura frágil de alguna partícula gruesa de TiN.

Utilizando el mismo acero microaleado al Ti-V se forjaron varias manguetas para juntas homocinéticas, como las mostradas en la figura 11, en las condiciones descritas en las técnicas experimenta-

les. Las manguetas se forjaron a temperaturas altas, terminando la forja aproximadamente a 1.120 °C y, posteriormente, algunas se enfriaron al aire de forma convencional y otras en condiciones de convección forzada con aire a presión, alcanzando velocidades medias de enfriamiento de 4-5 °C/s

TABLA IV.— Propiedades mecánicas del cigüeñal

TABLE IV.— Mechanical properties of crankshaft

f_{α} , %	D_{α} , μm	$\sigma_{0,2\%}$, MPa	σ_{UTS} , MPa	ITT (30 J), °C	J_c , KPa·m	K_{Jc} , MPa√m
26	4,1	550	857	185	14,6 27,6 5,6	58,3 80,2 36,1

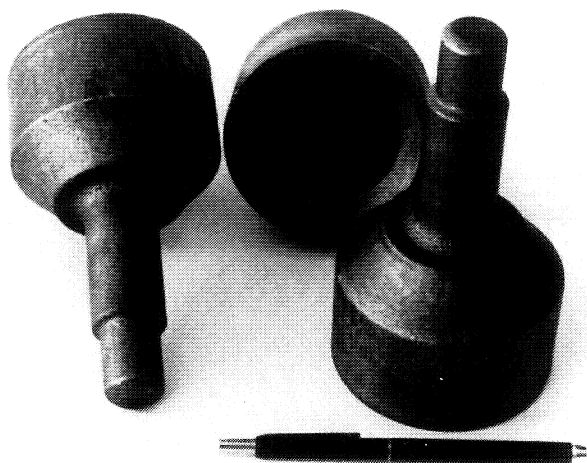


FIG. 11.— Geometría de las juntas homocinéticas forjadas industrialmente.

FIG. 11.— Geometry of the industrially forged constant velocity universal joints.

entre 1.000 y 350 °C. La figura 12a) muestra una micrografía de una mangueta enfriada de forma convencional, que consiste en grandes colonias de perlita rodeadas por alotriomorfos de ferrita formados en las antiguas juntas de grano de austenita. Por el contrario, las manguetas enfriadas aceleradamente presentan una microestructura fundamentalmente de ferrita acicular (Fig. 12b) dentro de la cual se pueden observar también pequeñas regiones de perlita en las secciones enfriadas más lentamente.

En las tablas V y VI se recogen los valores de las propiedades mecánicas obtenidas mediante el ensayo de tracción, de la energía Charpy absorbida a temperatura ambiente y de la tenacidad a la fractura de las manguetas enfriadas lentamente y de las enfriadas de forma acelerada tras la forja, respectivamente. Se observa que, aunque se mantiene la resistencia, la tenacidad medida como energía Charpy absorbida a temperatura ambiente es muy

TABLA V.— Propiedades mecánicas y parámetros microestructurales de las juntas homocinéticas enfriadas lentamente

TABLE V.— Mechanical properties of constant velocity universal joints (slowly cooled)

Zona	σ_{YS} , MPa	σ_{UTS} , MPa	Alarg., %	Charpy, (18 °C), J	J_c , KPa·m	K_{Jc} , MPa \sqrt{m}
Mango	629	946	32	13	18,9	66
					48,1	106
					54,9	113
Copa	598	950	31	—	24,3	75
					31,0	85
					18,8	66

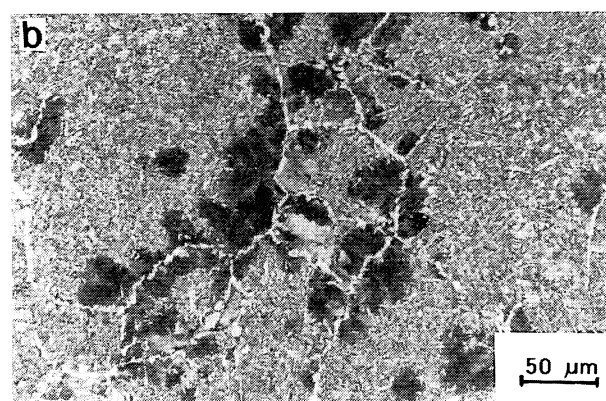
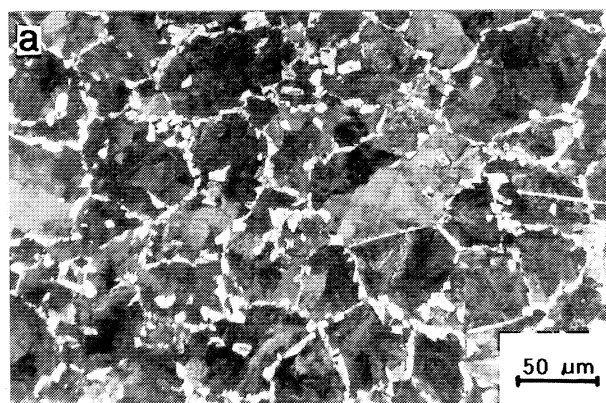


FIG. 12.— Microestructura de las juntas homocinéticas forjadas: a) Enfriada convencionalmente. b) Con enfriamiento acelerado (4-5 °C/s).

FIG. 12.— Microstructure of the universal joint forged and: a) Cooled conventionally. b) Accelerated cooled (4-5 °C/s).

superior en las manguetas enfriadas aceleradamente. Se observan valores bajos de tenacidad para manguetas enfriadas lentamente, en concordancia con los modos de fractura frágil observados en estos materiales. Por el contrario, en manguetas

TABLA VI.— Propiedades mecánicas y parámetros microestructurales de las juntas homocinéticas sometidas a enfriamiento acelerado

TABLE VI.— Mechanical properties of constant velocity universal joints (accelerated cooled)

Zona	σ_{YS} , MPa	σ_{UTS} , MPa	Alarg., %	Charpy, (18 °C), J	J_{IC} , KPa·m	K_{JIC} , MPa \sqrt{m}
Mango	668	945	27	32	77,8	135
					65,7	124
					80,5	137
					74,8	132
Copa	641	913	28	—	50,5	100
					54,0	112
					39,0	95

enfriadas aceleradamente, con microestructuras de ferrita acicular, las cifras de tenacidad resultan elevadas y las probetas presentan modos de fractura totalmente dúctiles.

6. ENSAYOS DE LAMINACIÓN

En la figura 13 se comparan las microestructuras obtenidas tras enfriamiento al aire de barras del acero al Ti-V laminado de forma convencional (terminando a altas temperaturas) o laminado acabando por debajo de 850 °C. Se observa que para bajas temperaturas de acabado se obtienen microestructuras más finas, tanto desde el punto de vista de los alotriomorfos de ferrita como de las colonias de perlita. En la tabla VII se comparan los valores de los ensayos de tracción, de la energía Charpy absorbida a temperatura ambiente y de la tenacidad a la fractura. Se observa claramente un incremento del límite elástico y una mejora de la tenacidad Charpy y de la tenacidad a la fractura cuando se lamina a bajas temperaturas. Como se muestra en la figura 6, las probetas obtenidas de las barras laminadas convencionalmente presentan un comportamiento frágil, con facetas de clivaje iniciadas en partículas gruesas de TiN. Contrariamente, las microestructuras finas obtenidas tras laminación a bajas temperaturas presentan fracturas de tipo dúctil, con tenacidades superiores. En la figura 14 se observa una fractura de tipo dúctil, aunque presenta también islas de fractura frágil originadas en partículas gruesas de TiN, cuya propagación fue detenida por límites de grano que proporciona la microestructura refinada.

7. DISCUSIÓN

Los resultados de las tablas III a VII indican claramente que cambiando la microestructura mediante tratamientos termomecánicos de un determinado acero, se puede mejorar notablemente su tenacidad a la fractura sin perder resistencia mecánica. Esta

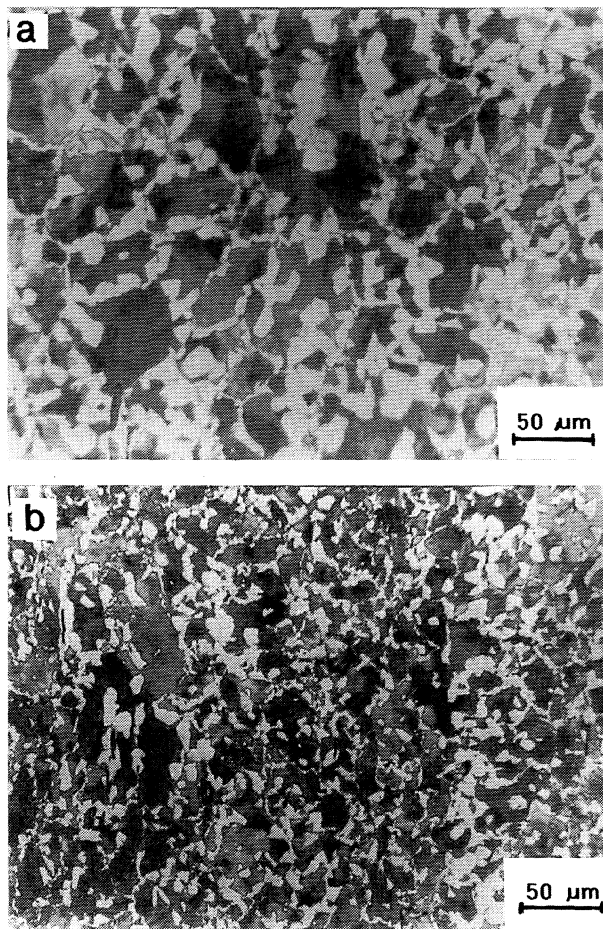


FIG. 13.— Microestructuras del acero al Ti-V. a) Laminado convencionalmente. b) Laminado con final por debajo de 850 °C.

FIG. 13.— Microstructures of Ti-V steel. a) Conventional rolled. b) Rolled finishing below 850 °C.

mejora de la tenacidad se puede explicar en términos del afino de la microestructura y su influencia en el cambio de los mecanismos de fractura frágil por clivaje a dúctil. Los aceros en estado de suministro, laminados de forma convencional a temperaturas elevadas, o las manguetas forjadas

TABLA VII.— Propiedades mecánicas del acero Ti-V en bruto de laminación

TABLE VII.— Mechanical properties of as-rolled Ti-V steel

Acero laminado	$\sigma_{0,2\%}$, MPa	σ_{UTS} , MPa	Alarg., %	ITT (30 J), °C	J_c , KPa·m	K_{Jc} , MPa \sqrt{m}	J_{Ic} , KPa·m	$K_{J_{Ic}}$, MPa \sqrt{m}
De modo convencion.	558	832	34	48	42,3 37,8 49,5	99 94 107		
A bajas temperaturas	610	854	34	0			79,2 77,4 85,3	136 134 141

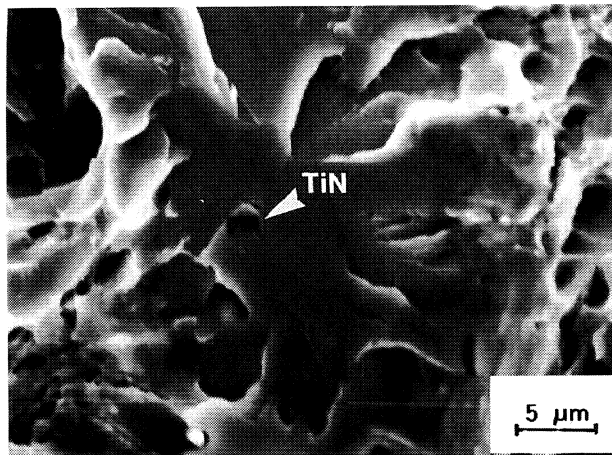
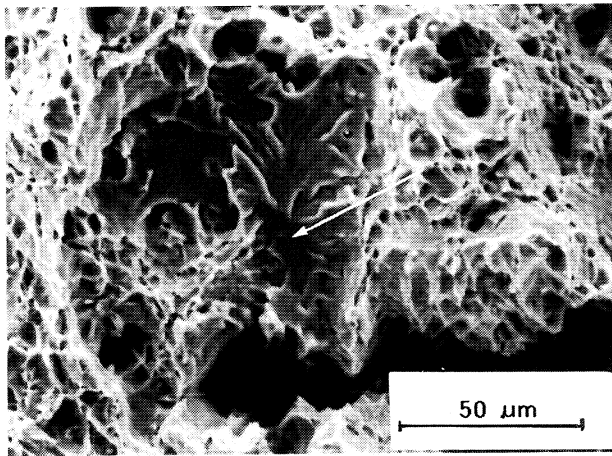


FIG. 14.— Ejemplo de fractura frágil, iniciada en una partícula de TiN y detenida en el límite de grano de la matriz.

FIG. 14.— Example of cleavage fracture initiated at TiN particle and stopped in grain boundary matrix barriers.

convencionalmente a temperaturas elevadas y enfriadas posteriormente al aire, presentan una microestructura gruesa de ferrita+perlita y unos valores de la tenacidad a la fractura muy bajos. Lo mismo ocurre con las probetas deformadas en laboratorio a temperaturas elevadas (1.000 °C) y enfriadas al aire. Una observación detallada de los resultados indica una importante dispersión de los valores de tenacidad para ensayos del mismo material, con el mismo tratamiento termomecánico. Este comportamiento es el típico de los aceros cuando se encuentran en la región de transición dúctil-frágil. Se debe destacar que en esta región de transición, cuando se mide la tenacidad con probetas preagrietadas por fatiga, la grieta sufre inicialmente una propagación dúctil con la formación de cavidades alrededor de las partículas de segunda fase. Posteriormente, tras una cierta propagación mediante mecanismos dúctiles, se produce la transición a los mecanismos frágiles responsables de la rotura

catastrófica de la probeta o del componente. La diferencia obtenida de los valores de tenacidad a la fractura de las diversas microestructuras está relacionada con la extensión de esta banda dúctil. El entendimiento de por qué en el mismo material, con aparentemente las mismas condiciones, la extensión de la banda dúctil puede ser muy diferente, necesita un análisis más detallado de los mecanismos responsables de la fractura frágil. En la mayor parte de los materiales, el proceso de fractura frágil por clivaje se puede descomponer en tres etapas diferentes (6) como se muestra en la figura 15. En la primera etapa se debe nuclear una microgrieta en algún componente del material, como consecuencia de tensiones de tracción. Este componente puede ser lajas de cementita, una fase frágil, como por ejemplo la martensita o una inclusión no metálica. En el presente caso, el origen de la fractura por clivaje siempre ha sido una partícula gruesa de TiN (Fig. 6).

La segunda etapa consiste en la progresión de la microgrieta a la matriz que la rodea. Esta etapa requiere que la microgrieta posea una energía suficiente para superar la barrera de energía que se opone al paso de la grieta por la intercara partícula/matriz. En la figura 10 se muestra un ejemplo en el cual la microgrieta (partícula fracturada) ha sido detenida en la intercara y, por tanto, no ha

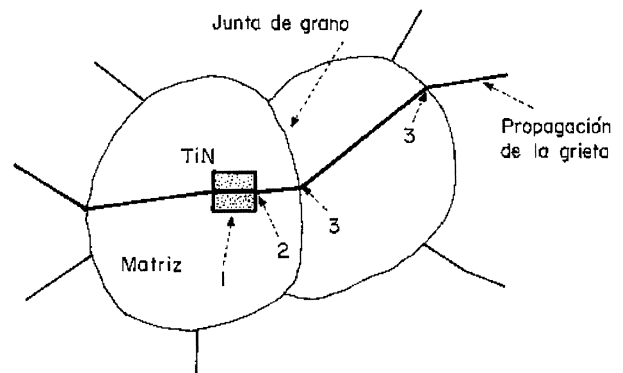


FIG. 15.— Esquema de los pasos necesarios para la fractura frágil. 1: La rotura de una partícula gruesa de TiN originando una microgrieta. 2: La microgrieta debe superar una barrera de energía (γ_{pm}) para atravesar la intercara partícula-matriz. 3: Para poder propagarse a través de la matriz debe superar una barrera energética (γ_{mm}) debida a la junta de grano.

FIG. 15.— Scheme of the steps necessary for cleavage fracture. Step 1: TiN coarse particle breaks originating a sharp crack. Step 2: Sharp crack must surmount an energy barrier (γ_{pm}) in order to propagate through the particle-matrix interface. Step 3: For extension of the microcrack across the matrix, a high angle boundary barrier (γ_{mm}) must be surmounted.

progresado a la matriz en un acero al Ti-V con microestructura de ferrita acicular.

Finalmente, para que la grieta progrese a través de la matriz es necesario que tenga energía suficiente para superar la barrera de energía que supone el paso de un límite de grano (6). La figura 14 muestra el ejemplo de una grieta de carácter frágil de clivaje originada en una partícula gruesa de TiN y parada en un límite de grano de la matriz, en un acero Ti-V enfriado lentamente tras ser deformado a 850 °C, que presenta una fina microestructura de ferrita+perlita.

En ambos casos, la tensión necesaria para superar los obstáculos (σ_{im}) está relacionada con la energía y con el tamaño del rasgo microestructural (partícula o grano) a través de una ecuación del tipo:

$$\sigma_{im} = \left[\frac{\pi E \gamma_{im}}{(1-\nu^2) d_i} \right]^{1/2} \quad [1]$$

donde E , módulo de Young; ν , módulo de Poisson; γ_{im} , energía efectiva de superficie; i , puede ser bien p ó m cuando uno se refiere al obstáculo partícula/matriz o matriz/matriz, respectivamente, y d_i corresponde al tamaño de la partícula d_p o al tamaño de grano d_m . Valores de la energía partícula/matriz y de la energía matriz/matriz, correspondiente a los límites de grano, han sido publicados en dos artículos recientes (7 y 8).

Es evidente que tanto un alto valor de la energía o un tamaño pequeño del rasgo microestructural controlante de la fractura hará necesarios altos valores de tensión para la progresión de la grieta. Una vez que la grieta haya atravesado algunos granos (a veces uno puede ser suficiente) su elevada longitud junto al estado local de tensiones puede ser suficiente para la propagación catastrófica de la fractura. En la práctica, para que el fenómeno completo ocurra es necesario que el proceso sea dinámico, en el sentido de que las tres etapas sucedan una inmediatamente después de la otra.

Si en la zona plástica enfrente de una grieta aguda, en la que se producen elevadas tensiones de tracción, existe algún rasgo microestructural capaz de romperse bajo la acción de estas tensiones, produciendo una grieta afilada, se puede iniciar un proceso de clivaje (etapa 1) y si la energía de los obstáculos (etapas 2 y 3) no es suficientemente elevada para frenar el avance de la grieta se producirá una fractura catastrófica. Este es, por ejemplo, el caso que puede observarse en la figura 6 correspondiente a un material en estado bruto de laminación convencional, que presenta una microestructura gruesa de ferrita+perlita.

Pero, aun en el caso de que se pueda dar la etapa 1, si la grieta se ve detenida en la etapa 2, en la intercara partícula-matriz, en este momento sufrirá

un enrodamiento con lo que quedará incapacitada para que progrese de forma frágil. Este es, por ejemplo, el caso de la ferrita acicular (Fig. 9). En la figura 5, que corresponde a una micrografía óptica de una estructura de ferrita acicular, se puede observar una partícula de TiN completamente rodeada de placas de ferrita acicular; que parece que han nucleado posiblemente en partículas más pequeñas y cuando estas placas alcanzan a la partícula de gran tamaño no existe un paralelismo entre los planos de clivaje de la partícula y los planos de clivaje de la matriz. En consecuencia, cuando una de tales partículas gruesas se rompe, debido a la falta de una buena relación de orientación con la matriz, la grieta queda detenida en la intercara partícula-matriz y se enroma, actuando posteriormente como un núcleo para la creación de cavidades dúctiles. Como consecuencia de lo anterior, se observan cavidades dúctiles que contienen partículas fracturadas en su interior (Fig. 9), y estas estructuras de ferrita acicular presentan elevadas tenacidades como se puede observar en la tabla III.

Pero aun en el caso de que la grieta pueda superar la etapa 2, si la matriz posee un tamaño de grano pequeño, la grieta puede verse detenida en la etapa 3 (Fig. 15), siendo este, por ejemplo, el caso del acero laminado con una temperatura final de laminación por debajo de los 850 °C, que presenta una fina microestructura de ferrita y perlita. El resultado, en este caso, es la presencia de islas frágiles, generadas en una partícula gruesa de TiN totalmente rodeada de zonas de fractura dúctil (Fig. 14a).

Un análisis detallado de las facetas presentes en las islas frágiles que rodean la partícula de TiN muestra que dicha faceta está compuesta de ferrita y perlita (Fig. 16). Este hecho pone de manifiesto que las grietas pueden progresar sin dificultades a través de los límites ferrita-perlita, como se ha descrito en un trabajo reciente (9), si la ferrita de la perlita posee la misma orientación cristalográfica que la ferrita proeutectoide que la generó. Esto indica que, desde el punto de vista de la propagación de las grietas de clivaje, el parámetro crítico microestructural que controla la propagación de las grietas frágiles, no es ni el tamaño de grano de ferrita ni el tamaño de colonia de perlita, sino la región de ferrita+perlita con la misma orientación de ferrita.

La variabilidad de los valores de tenacidad encontrados en la región dúctil/frágil, se puede explicar ahora al tener en cuenta la necesidad de que las tres etapas anteriormente descritas se deben medir de forma dinámica una tras la otra. Esta variabilidad es función del producto de tres probabilidades. La primera es la de encontrar una partícula frágil de TiN de suficiente tamaño en la zona plástica enfrente de la grieta. Esta se debe multiplicar por la probabilidad de que dicha partícula

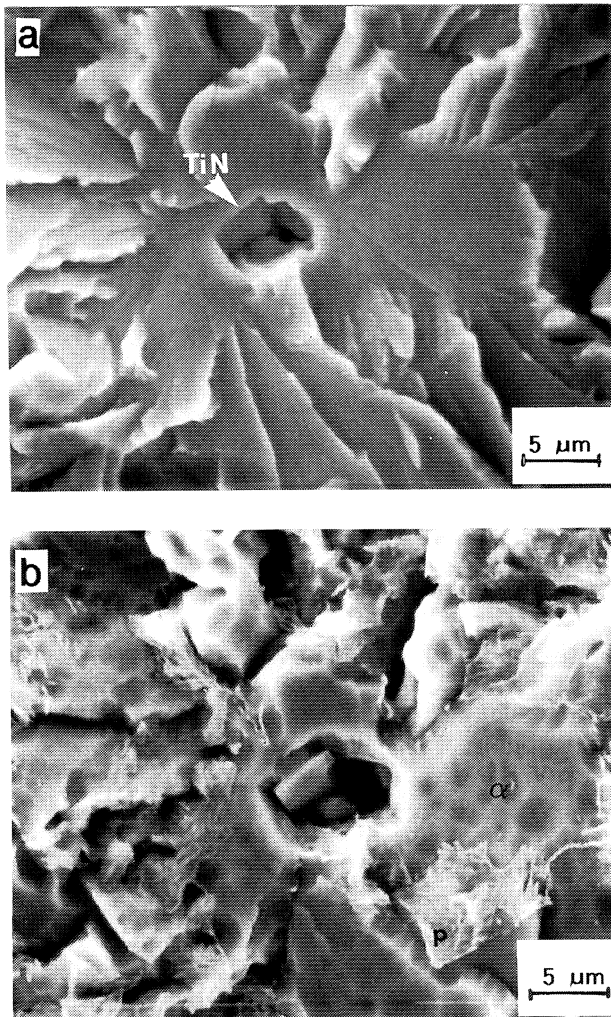


FIG. 16.— a) Isla frágil iniciada en una partícula de TiN. b) Tras ser atacada con Nital; se indican la ferrita (α) y la perlita (p).

FIG. 16.— a) Cleavage facet originated at a TiN particle. b) After etching ferrite (α) and pearlite (p) are indicated.

presente un bajo valor de la energía partícula/matriz (γ_{pm}) y, finalmente, el producto anterior debe multiplicarse por la probabilidad de que todo esto ocurra en una región de tamaño de grano grueso o de baja energía, γ_{mm} .

El hecho de que de una manera práctica no se puedan eliminar todas las partículas cerámicas frágiles del acero, conduce a pensar que la creación de un elevado número de obstáculos del tipo 2 (ferrita acicular) o del tipo 3 (tamaño de grano pequeño) parece ser la forma más efectiva de mejorar la tenacidad a la fractura.

8. CONCLUSIONES

- Con aceros microaleados al vanadio enfriados al aire directamente tras la forja, tanto en laborato-

rio como industrialmente, se pueden obtener valores de resistencia elevados.

- Tras laminación o forja convencional a altas temperaturas y enfriamiento al aire, estos aceros presentan microestructuras gruesas y bajos valores de tenacidad.
- La deformación en caliente, tanto en laboratorio como a escala industrial, a bajas temperaturas (a o por debajo de 850 °C), seguida de enfriamiento al aire, lleva a notables mejoras de la tenacidad debido al afino de la microestructura de ferrita+perlita.
- Por deformación en caliente a temperaturas convencionales (1.000 °C) y enfriamiento acelerado en el rango 2-4 °C/s se produce, tanto en laboratorio como industrialmente, una fina microestructura de ferrita acicular. Esta microestructura presenta excelentes valores de tenacidad.
- La fractura frágil se produce en estos aceros a través de tres etapas claramente diferenciadas: 1) creación de una microgrieta aguda en una partícula gruesa de TiN, 2) progresión a través de la intercara partícula/matriz y 3) progresión de la grieta a través de las juntas de grano matriz/matriz.
- El afino de la microestructura aumenta la barrera energética y/o la densidad de los obstáculos de las etapas 2 y 3, incrementando de esta manera la posibilidad de detener, e inmediatamente enromar, las grietas que avanzan de manera frágil en los mismos.
- Con microestructuras aciculares, la mayor parte de las grietas no superan la etapa 2 (intercara partícula/matriz). En el caso de microestructuras refinadas de ferrita+perlita, las grietas se detienen fundamentalmente en obstáculos del tipo 3 (límites de grano).
- La dispersión encontrada en los valores de la tenacidad a la fractura de estos aceros en la región de transición se puede explicar en términos de la probabilidad de encontrar: 1) una partícula frágil de TiN en la zona plástica enfrente de la grieta y fracturarla (etapa 1), multiplicada por 2) la probabilidad de una fácil progresión a través de la intercara partícula/matriz (etapa 2) y multiplicada a su vez por 3) la probabilidad de que esto ocurra en una región de tamaño de grano grueso y la grieta pueda progresar a través de los límites de grano (etapa 3).

Agradecimiento

Este trabajo se llevó a cabo en colaboración con GSB Acero (Azkoitia) en un Proyecto CECA de la Comunidad Europea, con Contrato núm. 7210 Ma/938. Los autores desean agradecer a la Comisión Europea el soporte financiero y a GSB Acero su colaboración. M.A. Linaza agradece al Departamento de Educación del Gobierno Vasco la concesión de una beca para investigación. Asimismo, J.L. Romero agradece al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de una beca para investigación.

REFERENCIAS

- (1) CLINE, R.S., HEITMANN, W.E. y BHATTACHARYA, D. J. *Metals*, May. 1986: 26-30.
- (2) NAYLOR, J. *Ironmaking Steelmaking*, 16, 1989: 246-252.
- (3) REYNOLDS, J.H. ECSC Project 7210 MA/816. Final Report 1992.
- (4) NAYLOR, D.L. Conf. Report on Microalloyng Engineering Steels, Metals and Materials. Ene. 1989: 40.
- (5) PLAZAOLA, J.L. Proyecto Fin de Carrera. CEIT. San Sebastián, 1993.
- (6) LINAZA, M.A., ROMERO, J.L., RODRÍGUEZ IBABE, J.M. y URCOLA, J.J. *Scr. Metall. Mater.*, 29, 1993: 1.217-1.222.
- (7) LINAZA, M.A., ROMERO, J.L., RODRÍGUEZ IBABE, J.M. y URCOLA, J.J. 36th Mechanical Working and Steel Processing Conf. Baltimore (EE.UU.), 32, 1995: 483-494.
- (8) LINAZA, M.A., ROMERO, J.L., RODRÍGUEZ IBABE, J.M. y URCOLA, J.J. *Scr. Metall. Mater.*, 32, 1995: 395-400.
- (9) LINAZA, M.A., ROMERO, J.L., RODRÍGUEZ IBABE, J.M. y URCOLA, J.J. *Scr. Metall. Mater.*, 29, 1993: 451-456.