

MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS DE ACEROS C-Mn-B DIRECTAMENTE  
TEMPLADOS DESDE LA TEMPERATURA DE FORJA.

Fernández Lopetegui F., Romero Martín J.L., Rodríguez Ibabe J.M., Urcola Galarza J.J.

CENTRO DE ESTUDIOS E INVESTIGACIONES TECNICAS DE GUIPUZCOA (CEIT)  
P<sup>o</sup> Manuel de Lardizabal, 15 - 20009 SAN SEBASTIAN

**RESUMEN**

Los aceros al boro se utilizan cada vez más en aplicaciones que exigen una elevada resistencia mecánica. Una de dichas aplicaciones corresponde a piezas que son templadas directamente tras la forja (ausforging). El temple desde muy elevadas temperaturas conduce a grandes tamaños de grano de austenita. En el presente trabajo se analiza la influencia de la temperatura de austenización en un acero C-Mn-B. Los resultados muestran que tras un temple directo desde 1300°C el acero posee un límite elástico de 1250 MPa y una tenacidad  $K_{IC} = 85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

**ABSTRACT**

Boron treated steels are applied in situations requiring high mechanical strength. One of this applications corresponds to components directly quenched from forging temperature (ausforging). Quenching from very high temperatures, means very coarse austenitic grain sizes. In this work the influence of austenitization temperature on mechanical properties in C-Mn-B is studied. Results show that after direct quenching from 1300°C the steel has a  $\sigma_{0.2\%} = 1250 \text{ MPa}$  and a Toughness of  $K_{IC} = 85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

**1.- INTRODUCCION**

El temple directo (ausforging) es un término utilizado en muchas ocasiones para describir la operación de templado de una pieza directamente después de forja. Este tratamiento termomecánico tiene por objeto el ahorro del tratamiento térmico adicional requerido en la forja convencional, en la que después de un enfriamiento lento tras la misma hasta temperatura ambiente, se debe austenizar de nuevo la pieza forjada para someterla a un temple posterior.

El temple directo presenta sin embargo algunos inconvenientes, pudiendo ser el más importante el derivado del hecho de templar una austenita con un tamaño de grano grosero, consecuencia de las elevadas temperaturas de forja (1100-1200°C), en comparación con las temperaturas de austenización convencionales (850-900°C) [1]. Existe un importante rechazo por parte de los metalurgistas hacia los tamaños de grano

gruesos de austenita (ASTM I frente al 5-7), pues se supone que presentan menores tenacidades al impacto y más elevada temperatura de transición dútil-frágil. Sin embargo no se puede generalizar a todos los aceros el efecto del tamaño de grano de austenita inicial sobre las propiedades mecánicas, así:

- en los aceros con estructura ferrito-perlítica un tamaño de grano fino de austenita produce un tamaño más fino de ferrita y de colonia de perlita y por tanto mejores propiedades mecánicas [2].
- en los aceros templados con contenidos de carbono de medios a elevados, las placas de martensita son más gruesas conforme el tamaño de grano de austenita es más grosero con consecuencias negativas en las propiedades mecánicas.
- en cambio, en los aceros templados con contenidos de carbono de bajos a medios la finura de la

martensita en forma de lajas es independiente del tamaño de grano de austenita inicial. Sin embargo en este último caso las juntas de grano originales de la austenita se pueden enfragilizar por segregación de impurezas en las mismas y este efecto es más marcado conforme el tamaño de grano es mayor.

En el presente trabajo se estudia la influencia de la temperatura de austenización y la cantidad de deformación, es decir el tamaño de grano de austenita inicial, en la resistencia mecánica y tenacidad de aceros C-Mn-B. La resistencia mecánica se ha evaluado mediante ensayos de tracción y la tenacidad a la fractura utilizando probetas Charpy y probetas Barker (short rod).

## 2.- TECNICAS EXPERIMENTALES

Los aceros C-Mn-B objeto de estudio fueron fabricados por Patricio Echeverría S.A. mediante colada continua en forma de palanquillas, posteriormente laminadas a llantas de 20 y 10 mm de espesor a partir de las cuales se mecanizaron las probetas de compresión plana -para deformación en caliente-, las probetas de tracción, las probetas Barker (Short Rod) y las probetas Charpy.

La composición química del acero utilizado en el presente trabajo es: 0.27% C, 1.2% Mn, 0.2-0.3% Si, 0.043% Al, 0.064% Ti,  $\leq 0.02\%$  S y P, 23-30 ppm B, 80 ppm N<sub>2</sub>.

Los tratamientos térmicos se han realizado en un horno LINDBERG de 6 calefactores de carburo de silicio capaz de alcanzar 1500°C. Los tiempos de tratamiento han sido de 50 min. a temperaturas comprendidas entre 950 y 1350°C utilizando atmósfera de Argon. Posteriormente, las probetas se templaron directamente en agua.

El estudio de la microestructura del material se ha realizado mediante el empleo de microscopía óptica y microscopía electrónica de transmisión (TEM). La distribución de tamaños de precipitados finos de TiN se ha obtenido a partir de réplicas de extracción, utilizándose para su observación un microscopio electrónico de transmisión Philips CM12 a un voltaje de 100 Kv.

Los ensayos de compresión plana (probetas de 50\*60\*10 mm) han sido realizados en una máquina servohidráulica de alta velocidad de 500 KN de capacidad modelo INSTRON 1344. Dicha máquina ha sido acondicionada con unos utillajes adecuados y un horno capaz de alcanzar 1200°C, pudiendo simular procesos de forja. La velocidad de deformación ha sido de 1 s<sup>-1</sup> y tras la deformación se ha procedido al temple directo de la probeta en agua.

Los ensayos de tracción se han realizado con probetas extraídas de las de compresión plana

(tratamiento termomecánico), ver Fig. 1, y con probetas mecanizadas a partir de material tratado térmicamente. Se ha utilizado un extensómetro de 10 mm. de longitud de referencia y la velocidad de desplazamiento del cabezal ha sido de 0.2 mm/s.

Para la realización de los ensayos de tenacidad a la fractura se ha utilizado el procedimiento desarrollado por Barker[3], mecanizando una probeta de geometría cilíndrica de pequeña longitud con dos cortes laterales que dejan un ligamento en forma de V. Las superficies de fractura de las muestras ensayadas se analizaron en un microscopio electrónico de barrido (SEM).

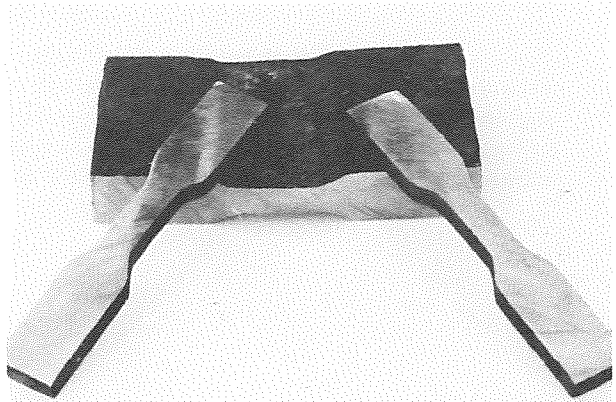


Fig.1 Corte de las probetas de tracción a partir de las de compresión plana.

## 3.- RESULTADOS Y DISCUSION.

En la Fig. 2 se representa la evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de austenización para tiempos de permanencia de 50 min, pudiendo apreciarse un tamaño de grano aproximadamente homogéneo hasta temperaturas del orden de 1200°C. Posteriormente, el grano crece de forma notable hasta alcanzar 125  $\mu\text{m}$  a 1300°C.

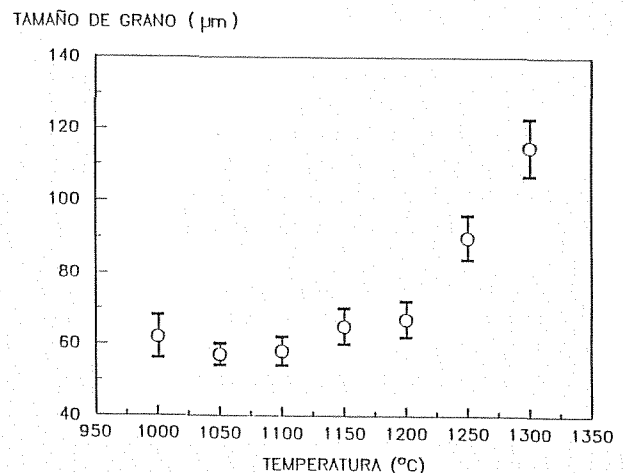


Fig.2 Evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de austenización.

El temple directo al que se someten las probetas produce una estructura totalmente martensítica en forma de lajas. Esta microestructura queda reflejada en la micrografía de la Fig. 3. El tamaño de bloques de las lajas, si bien no ha sido cuantificado, es mayor a medida que aumenta el tamaño de grano de austenita.

Desde el punto de vista microestructural ha de destacarse también la presencia de gran cantidad de precipitados de TiN. Debe tenerse en cuenta que, con objeto de lograr una buen efectividad en la adición del boro, las cantidades de titanio añadidas superan notablemente la relación estequiométrica Ti/N. Los precipitados de TiN pueden agruparse en función del tamaño en dos familias: la primera constituida por partículas muy finas ( tamaño medio de 80 nm) Fig. 4 y la segunda por partículas groseras (6 μm). Estas últimas no ejercen ningun efecto en el control de tamaño de grano de austenita

La fracción volumétrica de partículas de SMn y TiN conjuntamente así como sus respectivos tamaños medios se señalan en la Tabla 1 para las temperaturas de austenización de 950 y 1300°C. Debe indicarse que la ligera disminución de fracción volumétrica

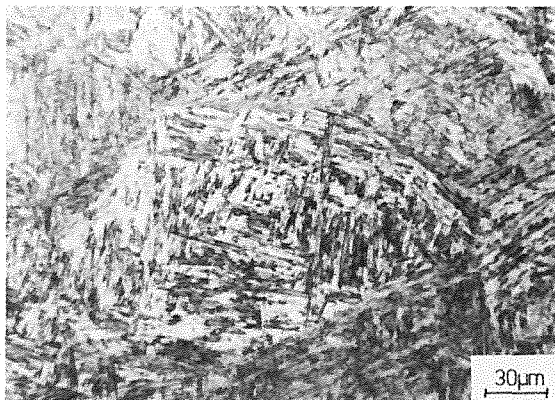


Fig.3 Micrografía de probeta austenizada a 1300°C.

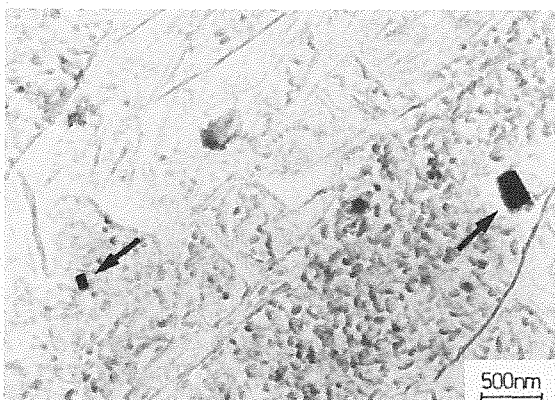


Fig.4 Micrografía de transmisión de TiN

TABLA 1

TEMPERATURA (°C)	$F_v \times 10^{-4}$	Tamaño medio (μm)		
		TiN	SMn	
950	7.5	2.4	9.7 x 0.6	
1300	3.88	3	18 x 0.6	
Compresión Plana 950	15%	5.33	3.4	18 x 0.6

observada a 1300°C corresponde con toda probabilidad a la disolución de parte de las inclusiones de SMn. A esas temperaturas, la solubilidad de las partículas de TiN así como la variación en la distribución de los tamaños puede considerarse prácticamente nula.

En la Fig. 5 se han representado las curvas tensión-deformación de probetas austenizadas a distintas temperaturas (950-1300°C) así como de probetas provenientes de ensayos de compresión plana (15% de deformación). Se puede observar que las diferencias no son muy significativas entre unos tratamientos y otros. En la Tabla 2 se han resumido los resultados numéricos de los ensayos de tracción, incluyéndose también los datos obtenidos con probetas austenizadas a 1200 y 1300°C y posteriormente mantenidas a 950°C durante 15min. y 1 hora antes de realizar el temple. Estos últimos tratamientos tienen por objeto simular las condiciones térmicas que habitualmente tienen lugar en la forja de piezas delgadas (enfriamiento rápido de la pieza exigiendo en muchas ocasiones un calentamiento previo al temple). Los resultados obtenidos con estos tratamientos no difieren apreciablemente de los medidos para temple directo.

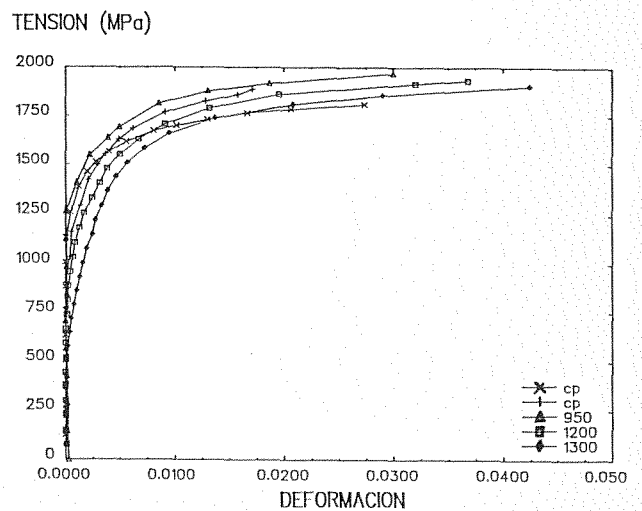


Fig.5 Curvas tensión - deformación obtenidas con diferentes  $T_{aust}$  (950-1300°C) y con deformación plana (cp,15%).

TABLA 2 ENSAYOS DE TRACCION

T (°C)	Límite Elástico MPa		Resistencia a Tracción (MPa)		Reducción de Área (%)		
950	1482	1388	1908	1902	10	22.4	
	1371		1874		26.6		
	1312		1925		30.8		
1200	1191	1222	1776	1788	32	25	
	1265*		1862		16		
	1211		1725		27		
1250	1332	1332	1776	1776	10	10	
1300	1285	1257	1823	1806	13	17.5	
	1233		1789		22		
	1252*						
1350	1307	1269	1856	1811	12	17.5	
	1232		1767		23		
1200-950	1/4 h	1223	1253	1744	1796	30	23
		1284		1848		16	
1200-950	1 h	1279	1355	1867	1866	20	12
		1432		1851		8.3	
1300-950	1/4 h	1430	1437	1744	1796	30	23
		1445		1848		16	
1300-950	1 h	1330	1302	1806	1839	17	17.5
		1274		1872		18	
COMPRESION	10%	1355	1398	1875	1859	37	37.5
		1441		1843		38	
PLANA	15%	1527	1472	1843	1859	32	34.5
		1417		1876		37	
950	25%	1421	1481	1829	1823	35	33.5
		1541		1817		32	
COMPRESION PLANA 1100	15%	1420	1433	1770	1782	38	36
		1447		1795		34	
COMPRESION	20%	-	1278	1779	1755	26	28
				1730		30	
PLANA	40%	1372	1322	1791	1787	35	34
		1272		1783		33	
1125	80%	1393	1372	1751	1770	42	41
		1260		1789		40	

(\*) Templado en aceite

Los resultados de los ensayos Charpy realizados entre -40 y 20°C se indican en la Fig. 6. A medida que aumenta la temperatura de austenización tiene lugar un ligero desplazamiento de la curva hacia la derecha. De forma similar, se constata que un calentamiento previo al temple (probetas con mantenimiento a 950°C despues de haber sido austenizadas) da lugar a valores de tenacidad al impacto más bajos para similares temperaturas. Considerando que la aplicación de estos aceros se centra fundamentalmente en condiciones ambientales, prácticamente en todos los casos (excepto para 950°C) el material se halla por debajo de la temperatura de transición ITT.

CVN (Jul)

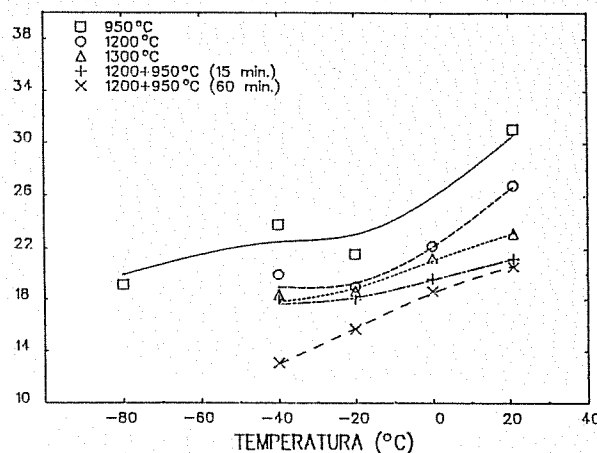


Fig.6 Resultados de los ensayos Charpy.

Los resultados de tenacidad determinados con probetas Barker se señalan en la Fig. 7 en función de la temperatura de austenización. Puede apreciarse que, dentro de la dispersión observada, a medida que aumenta la temperatura de austenización el material presenta un comportamiento ligeramente mejor. Los ensayos realizados con las probetas sometidas a periodos de permanencia a 950°C antes de realizar el temple se indican, junto con los demás resultados, en la Tabla 3. Dicho periodo de permanencia, que si bien no afecta a los parámetros microestructurales convencionales (tamaño de grano, tamaño de bloque) si puede favorecer fenómenos de segregación y precipitación, no da lugar a comportamientos desde el punto de vista de la tenacidad diferentes a los restantes.

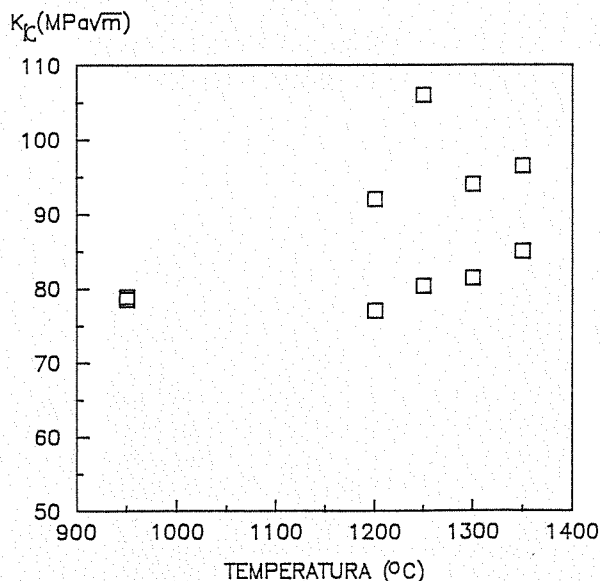


Fig.7 Resultados de los ensayos Barker.

TABLA 3 ENSAYOS BARKER

TEMPERATURA (°C)	$K_{Ic}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	
	950	78 78
1200	77 91	84
1250	80 106	93
1300	94 81	87
1350	85 96	89
1200 + 950 15 min.	95 89	92
1200 + 950 60 min.	87 71	79
1300 + 950 15 min.	72 83	77
1300 + 950 60 min.	80 71	75

El análisis fractográfico de las probetas Barker ensayadas pone de manifiesto que, en general, los mecanismos de fractura son de carácter transgranular, combinándose zonas predominantemente frágiles (cuasicleavage) (Fig. 8) con otras constituidas por cavidades (Fig. 9). Sólo en la probeta correspondiente a 1300°C han aparecido algunas zonas aisladas de carácter intergranular (Fig. 10), estando fracturadas dichas juntas de grano a partir de pequeñas cavidades dúctiles (Fig. 11).

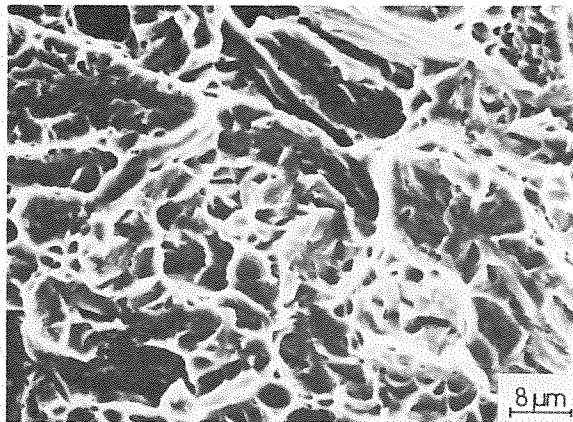


Fig.8 Zona con fracturas frágiles combinadas con islotes dúctiles.

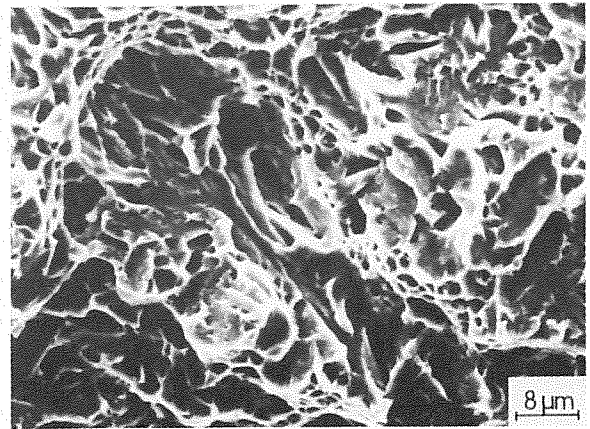


Fig.9 Combinación de fractura frágil y dúctil en probeta austenizada a 1200°C y mantenimiento a 950°C 15 min..

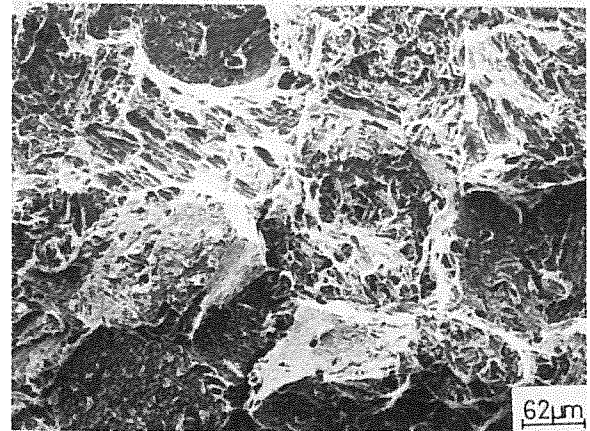


Fig.10 Zona fracturada intergranularmente. Probeta austenizada a 1300°C.

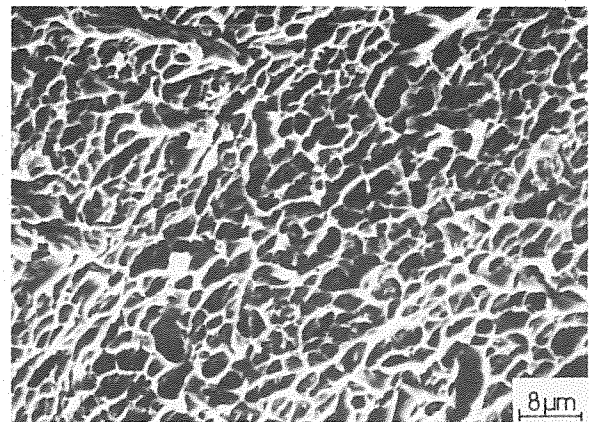


Fig.11 Detalle de la junta de grano en la fractura intergranular. Probeta austenizada a 1300°C.

Si bien desde el punto de vista de respuesta al impacto se aprecia un efecto perjudicial al aumentar la temperatura de austenización, no sucede lo mismo con los valores de  $K_{IC}$ . Un comportamiento similar ha sido obtenido por otros autores cuando la martensita presentaba una geometría de laminas. Bowen y col. [4] en un acero A533B austenizado a dos diferentes temperaturas (900 y 1250°C) y posteriormente templado (estructura martensítica con presencia de carburos precipitados en el autotemple) observaron que en una martensita tipo lamina ni la variación del tamaño de grano de austenita previa ni la del tamaño de bloque martensítico ejercen efecto alguno en los valores de  $K_{IC}$  en la zona de temperaturas correspondiente al comportamiento frágil.

En efecto, Lee y col.[5] en un acero AISI 4340 sometido a temple directo observan un muy ligero aumento en  $K_{IC}$  al variar la temperatura de austenización de 900 a 1200°C cuando el acero ha sido tratado con Ti y un notable aumento de la tenacidad cuando el acero ha sido desoxidado con Al. La explicación a dicho comportamiento viene dada, según Lee y col., por el hecho de que al aumentar la temperatura de austenización tiene lugar una disolución parcial de los precipitados e inclusiones, aumentando su espaciado y, en consecuencia, dando lugar a una mejor tenacidad (según dichos autores los precipitados serían el parámetro microestructural controlador de  $K_{IC}$ ). En cambio, en el acero tratado al Ti, la disolución de los nitruros y carbonitruros de Ti resulta muy pequeña, no variando prácticamente la distancia entre dos partículas contiguas y, por lo tanto, no afectando a  $K_{IC}$ .

En el presente acero, los comportamientos observados tienden a corroborar las afirmaciones anteriormente señaladas, resultando el ausforging un procedimiento apto para obtener piezas con una buena tenacidad.

Para finalizar, debe señalarse el efecto negativo del mantenimiento a la temperatura de austenización en la tenacidad al impacto. Los resultados de los ensayos charpy indican una importante caída de la energía absorbida a 20°C al aumentar la temperatura de austenización. Esta tendencia puede explicarse a través del efecto que el tamaño de bloque ejerce en la ITT en los aceros martensíticos con estructura de laminas. En efecto, Pickering [6] señala un aumento del valor de ITT al hacerlo el tamaño de bloque de laminas. Por otra parte, este efecto se puede ver reforzado por las segregaciones en antiguas juntas de grano [1] que se acentuaría a medida que aumenta la  $T_{aust}$ . Desde este punto de vista resulta perjudicial la práctica industrial de introducir periodos de permanencia a temperaturas superiores a la de transformación antes de llevar a cabo el temple.

#### 4.- CONCLUSIONES.

- El temple directo desde temperaturas comprendidas entre 950 y 1350°C no origina una caída en las propiedades mecánicas convencionales (límite elástico y  $K_{IC}$ ) cuando la estructura está constituida por martensita en forma de laminas.
- Este comportamiento pone de manifiesto que ni el tamaño de grano de austenita previa ni el del bloque de martensita controlan dichas propiedades. Las segregaciones que tienen lugar a elevadas temperaturas tampoco ocasionan disminuciones en  $K_{IC}$
- En cambio, la tenacidad al impacto disminuye al aumentar el tamaño del bloque martensítico. Dicho efecto se ve también acentuado con la presencia de segregaciones.
- En consecuencia, este acero admite un tratamiento de ausforging, pudiendo alcanzarse para una temperatura de austenización de 1300°C un límite elástico de 1250 MPa y un valor de  $K_{IC}$  de 85 MPa $\sqrt{m}$ .

#### 5.- AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo forma parte de un proyecto financiado por Patricio Echeverría S.A. (LEGAZPIA).

#### 6.- REFERENCIAS.

- 1 Babu, P. y Kim, M.C., Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Proc. Int. Symp, Metallurgical Society, 1986, 367-388.
- 2 Pickering, F.B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publ. U.K., 1978, 99.
- 3 Barker, L.M., Int. Journ. of Fracture, 15, 1979, 515-536.
- 4 Bowen, P., Druce, S.G. y Knott, J.F., Acta Metall., 34, 1986, 1121-1131.
- 5 Lee, S., Majno, L. y Asaro, R.J., Metall. Trans., 16A, 1985, 1633-1648.
- 6 Pickering, F.B., Hardenability Concepts with Applications to Steel., D.V. Doane y J.S. Kirkaldy eds., AIME, 1978, 179-228.