

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FLUENCIA DE UN ACERO TIPO P91

P. Calvillo, G. Atxaga y A. M. Irisarri

Fundación INASMET
Mikeletegi Pasealekua 2. Parque Tecnológico
20009 San Sebastián

Resumen.- Se ha realizado un estudio del comportamiento a fluencia de un acero ASTM P91 (9% Cr, 1% Mo con pequeñas cantidades de V, Nb y N). Se realizaron ensayos de tracción a diferentes temperaturas en un rango comprendido entre 500 y 600°C. Los ensayos de fluencia se han realizado por el método conocido como Isotensión en un rango de temperaturas de 636 a 685°C. Durante el ensayo se realizó de forma continuada la medición de la deformación que experimenta la probeta durante el mismo. Una vez finalizado el ensayo, una mitad de la probeta se destinó al estudio de la superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido y la otra mitad a la preparación de probetas metalográficas. Una vez registrados todos los resultados se realizó un análisis de los mismos con el fin de comprobar que los valores experimentales se ajustan a los modelos propuestos por los distintos investigadores. El mejor de ellos se obtiene por el parámetro de Larson Miller, puesto que las rectas de los distintos niveles de tensión tienden a un punto, con un valor próximo al obtenido por Fujita y Masuyama en un acero similar.

Abstract.- Creep behaviour of an ASTM P91 steel (9% Cr, 1% Mo with small additions of V, Nb and N) was studied. Tensile tests were carried out at different temperatures in the range between 500 and 600°C. Isotension method was used in creep test within the range of 636-685°C. Elongation of the specimen was continuously recorded during the test. Once finished, half of the specimen was used for scanning electron microscope examination in order to study their fracture surfaces and the from the other halves other half, metallographic specimens were obtained. Results from the tests were analyzed in order to check the accuracy of the proposed models. Larson Miller model showed the best accuracy of all.

1.- INTRODUCCIÓN

Los aceros al carbono y de baja aleación son muy utilizados en las centrales de generación de energía, plantas de procesos químicos y empresas petroquímicas. Los aceros al carbono son usados a temperaturas superiores a 370°C.

Para que un acero pueda ser utilizado para altas temperaturas tiene que obtenerse un alto rendimiento del equipo, una temperatura de servicio elevada y un coste de fabricación mínimo. Por lo tanto, los aceros al carbono o los ferríticos de baja aleación son utilizados en gran número de aplicaciones que impliquen estas condiciones de servicio. El interés por los aceros ferríticos se ha incrementado recientemente debido a su bajo coeficiente de expansión y a su alta conductividad térmica, que hace que estos sean más atractivos que los aceros austeníticos en aplicaciones en que el material es sometido a ciclos térmicos.

En la tabla 1 se resumen las propiedades mecánicas de los aceros al carbono y aceros ferríticos [1].

<i>Material</i>	<i>Máxima temperatura de uso (°C)</i>	
	<i>Oxidación Grafitización en la superficie del metal</i>	<i>Dureza en el núcleo</i>
SA-106 acero al carbono	400-500	425
Aceros Ferríticos al Cr-Mo		
0.5Cr-0.5Mo	550	510
1.2Cr-0.5Mo	565	560
2.25Cr-1Mo	580	595
9Cr-1Mo	650	650

Tabla 1.- Propiedades Mecánicas aceros al carbono y ferríticos.

La necesidad de trabajar de algunos equipos de trabajar a altas temperaturas apunta a producir un material el cual pueda no solo soportar adecuadamente las condiciones de servicio, sino que sea capaz de operar en servicio durante como mínimo el tiempo previsto en el diseño. Con el fin de garantizar que la operación del equipo es la correcta durante todo el periodo de trabajo es preciso que el material presente una microestructura estable a lo largo del mismo. Esta meta se alcanza de forma relativamente simple cuando el tiempo de operación se sitúa entorno a unas 100 horas pero es mucho más dificultoso cuando la vida en servicio de los equipos supera las 20000 horas, cifra habitual en las instalaciones productoras de energía eléctrica, plantas petroquímicas o industria química[2]. Evidentemente, con el fin de retardar en la mayor medida posible el ritmo de deterioro del material es preciso acudir a la adición de cantidades crecientes de elementos de aleación (cromo, molibdeno, vanadio, niobio) y a la aplicación de tratamiento térmico en unas condiciones que promuevan la estabilidad de la microestructura en servicio.

Las condiciones de trabajo en las centrales productoras de energía son gradualmente aumentadas con vista a vista a conseguir incrementar el rendimiento de la instalación y reducir las emisiones contaminantes a la atmósfera. Esto conduce a un ahorro de combustible y una mejora de las condiciones medioambientales. En las centrales modernas han conseguido vapor a 600°C, la meta para futuras centrales es conseguir una temperatura de 625°C con aceros ferríticos. El acero P91 fue desarrollado en los años los 80 y extensamente utilizado en componentes para altas temperaturas en las calderas de las centrales generadoras de energía [3].

El acero P91 basa sus buenas propiedades en la adición de apreciables contenidos de elementos de aleación y la aplicación de un adecuado tratamiento térmico. Los aceros con porcentajes de cromo entorno al 4% muestran un retraso en el ablandamiento que se produce al incrementar la temperatura de revenido o de trabajo. Sin embargo, aquellas que poseen cromo superior al 8%, y más aún si además se ha añadido molibdeno hasta un 1% y pequeñas cantidades de vanadio, presentan el fenómeno conocido como dureza secundaria. En estos aceros un aumento de la temperatura de operación, o de revenido, provoca una paulatina disminución de la resistencia hasta que se alcanza la temperatura de 400°C, punto en el cual la tenacidad se invierte. Un aumento de la temperatura no sólo no provoca una disminución de la resistencia sino que ésta incluso aumenta. Se llega a un máximo, que depende de la composición química del acero, a partir del cual ulteriores aumentos de la temperatura conducen a notables disminuciones de resistencia. La razón de este aumento de dureza hay que buscarlo en la precipitación de los carburos de los mencionados elementos en el curso del tratamiento de revenido. Por tanto, para lograr las máximas prestaciones de estos

aceros es necesario someterles a este tipo de tratamiento térmico. La adición de niobio al acero, contribuye apreciablemente a la mejora de sus propiedades a temperatura elevada al ser un elemento con una fuerte tendencia a formar carburos muy estables del tipo NbC. Sin embargo, precisamente por esta tendencia la temperatura de austenitización debe incrementarse para garantizar que el carbono entra en solución sólida en la austenita de forma que tras su transformación en bainita o martensita se endurezca en el curso del revenido[7].

Las propiedades a fluencia y la microestructura de este acero, han sido estudiadas ampliamente, en contraste, hay relativamente pocas investigaciones que relacionen la respuesta a fluencia con la evolución de la microestructura a causa del prolongado mantenimiento a temperatura elevada.

La microestructura del acero P91 virgen en estado de normalizado y revenido, tratamiento generalmente aplicado a los componentes de este acero que han de operar a temperatura elevada, consiste en granos de ferrita apreciablemente alargados en la dirección de laminación, con minúsculos carburos. Durante la permanencia a temperaturas elevadas o en los ensayos de fluencia, esta subestructura evoluciona para formar subgranos equiaxiales con una baja densidad de dislocaciones. Durante el revenido, los límites de los subgranos y los límites de los antiguos granos austeníticos son los sitios donde se produce una abundante precipitación de carburos, en su mayoría $M_{23}C_6$ (donde M es un metal como puede ser cromo generalmente molibdeno o hierro). Otro grupo de partículas presentes corresponde a la familia, MX (donde M es o niobio o vanadio, y X es carbono o nitrógeno), precipitando durante el revenido y/o la fluencia[5].

Los objetivos de este proyecto son la reducción de costes de material así como aumentar el rendimiento de las componentes en servicio. El rendimiento se incrementa si se aumenta la temperatura y la presión de servicio pero estas condiciones más duras obligan al empleo de materiales optimizados.

2.- TÉCNICA EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material elegido para el estudio consistió en un tubo de 300mm de diámetro y 30mm de espesor de un acero ferrítico ASTM A335 tipo P91 cuya composición química se muestra en la tabla 2. Al material se le sometió a un tratamiento térmico de normalizado y revenido, eligiendo la temperatura de éste último de forma que la estructura se mantenga estable en servicio durante el mayor tiempo posible.

<i>Elemento</i>	<i>Porcentaje (%)</i>
C	0.12
Mn	0.45
Cr	8.87
Mo	0.97
Vd	0.17
Ni	0.10
Nb	0.071
N	0.052

Tabla 2.- Composición Química del P91 utilizado

2.2. Ensayos de Tracción

Los ensayos de tracción se realizaron sobre unas probetas cilíndricas de 12.5mm de diámetro según la geometría de la norma ASTM E8M extraídas a mitad del tubo. Los ensayos se realizaron a las temperaturas de 550°C, 575°C y 600°C, según la norma ASTM E-21. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 3.

<i>Temperatura (°C)</i>	550	575	600
Límite Elástico (MPa)	402	403	337
Resistencia a la tracción (MPa)	456	426	345
Alargamiento (%)	22.0	24.3	27.6

Tabla 3.- Resultados de los ensayos de tracción

2.3. Ensayos de Fluencia

Una vez realizados los ensayos de tracción se mecanizaron las probetas de fluencia y se procedió a su ensayo de acuerdo con la norma ASTM E-139. El método empleado en la realización del ensayo fue el denominado de Isotensión, en el cual se eligen una serie de niveles de tensión que se mantienen constantes a lo largo del ensayo. Estos niveles de tensión y las temperaturas de ensayo se seleccionan procurando que la rotura de una de las probetas se produjera entorno a las 100 horas (la correspondiente a la máxima temperatura), la ensayada a la mínima temperatura fallará tras un tiempo del orden de 1000 horas y las restantes en tiempos inferiores. En cada nivel de tensión se ensaya un conjunto de probetas a diferentes temperaturas, llevándose a rotura todas ellas y registrando los tiempos en los que se produce en cada caso. Los niveles de tensión elegidos para este estudio fueron 110, 95, 80MPa. Para cada tensión se estudio un grupo de temperaturas.

Durante todo el ensayo se registró continuamente la deformación experimentada por la probeta mediante un extensómetro adosado a la misma. A partir de este registro y mediante un programa de cálculo se obtuvieron las gráficas deformación-tiempo. De estas últimas se determinó la velocidad de deformación en el periodo de fluencia secundaria, que corresponde al mínimo obtenido.

Finalizados los ensayos de fluencia se representó el logaritmo del tiempo de rotura de cada probeta frente a la inversa de la temperatura absoluta, ajustando las rectas de regresión a los valores correspondientes a cada uno de los niveles de tensión.

2.4. Estudio metalográfico y fractográfico

Una vez finalizados los ensayos una mitad de cada probeta se destino al estudio de la superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido, y se procedió a la obtención de probetas metalográficas de secciones longitudinales de las otras mitades para su observación en el microscopio óptico y, ocasionalmente, en el electrónico de barrido.

3.- RESULTADOS

De los ensayos de fluencia se obtienen los resultados que se muestran en la tabla 4.

Un examen de estos datos revela que, como era lógico esperar un aumento de la temperatura y/o la tensión de ensayo conduce a una disminución del tiempo de rotura. Por otra parte, los valores de los tiempos de rotura se encuentran generalmente en el intervalo deseado, entre 100 y 1000 horas, o se sitúan ligeramente por debajo del mínimo o por encima del máximo pero muy próximos a los límites. La excepción más significativa es la probeta ensayada a 671°C con 95MPa de tensión que ha roto tras un periodo tan breve como es 25 horas. Posteriormente se discutirá con mayor amplitud este resultado. Por otra parte, se puede comprobar la enorme influencia de la temperatura de trabajo sobre la vida en servicio de los componentes. Variaciones de tan solo 7°C son capaces de reducir a menos de la mitad el tiempo de rotura de las probetas y una variación de unos 20°C disminuyen la vida en un orden de magnitud. Esto supone que a la temperatura de trabajo los tiempos de rotura serán notablemente más largos sobre todo si se tiene en cuenta que la tensión aplicada será menor que la de ensayo.

La caracterización mecánica del tubo de acero virgen de la calidad P91, indica que posee un apreciable nivel de resistencia hasta temperaturas del orden de 575°C, para disminuir bruscamente a continuación. Este es un punto en contra del empleo de este acero en las centrales supercríticas ya que las temperaturas que han de soportar algunos componentes superan este valor.

No obstante, para las centrales que se pudieran denominar convencionales esta resistencia es suficientemente elevada, para permitir su empleo con un suficiente grado de garantía.

Referencia	Temperatura (°C)	Tensión (MPa)	Tiempo de rotura (h)
T636	636	110	581.7
T643	643	110	181.5
T650	650	110	134.8
T672-R	657	110	55.37
T643	643	95	1449
T650	650	95	584.5
T657	657	95	391.03
T664	664	95	206.24
T671	671	95	25.3
T657	657	80	1333
T671	671	80	553.2
T685	685	80	113.8

Tabla 4.- Resultados de los ensayos de fluencia

Una vez obtenidos todos los resultados de los ensayos se procedió al análisis de los mismos y a comprobar el ajuste de los distintos parámetros de extrapolación propuestos que permiten valorar la vida en servicio de los componentes. Este análisis ha permitido comprobar que el mejor ajuste se consigue con el parámetro propuesto por Larson- Miller puesto que las rectas de regresión obtenidas para los tres niveles de tensión parecen converger a un punto con un valor próximo a 33, en bueno concordancia con el 30 encontrado por Fujita en un acero similar [5] o el de 35 propuesto por Masuyama [3]. En la figura 1 se muestra la representación de los valores experimentales del logaritmo del tiempo de rotura frente a la inversa de la temperatura absoluta de ensayo para los distintos niveles de tensión.

En la gráfica no se ha incluido el punto correspondiente al ensayo antes mencionado a 671°C y 95MPa puesto que se hallaba en clara discrepancia con los restantes. No obstante, antes de rechazar este resultado se procedió a un análisis de los resultados del mismo. La gráfica de la velocidad de deformación frente al tiempo revela que no se ha llegado a producir realmente un periodo de fluencia secundaria en que dicha velocidad alcanza un valor mínimo prácticamente constante. En este ensayo la velocidad disminuye, hasta un valor mínimo para dispararse inmediatamente a continuación, produciéndose la rotura en un periodo muy breve de tiempo. Es evidente que un comportamiento de este tipo es diferente del observado en las restantes probetas en que se aprecia un periodo de fluencia secundaria más o menos prolongado. A la vista de estos comentarios la exclusión del mencionado punto parece totalmente razonable.

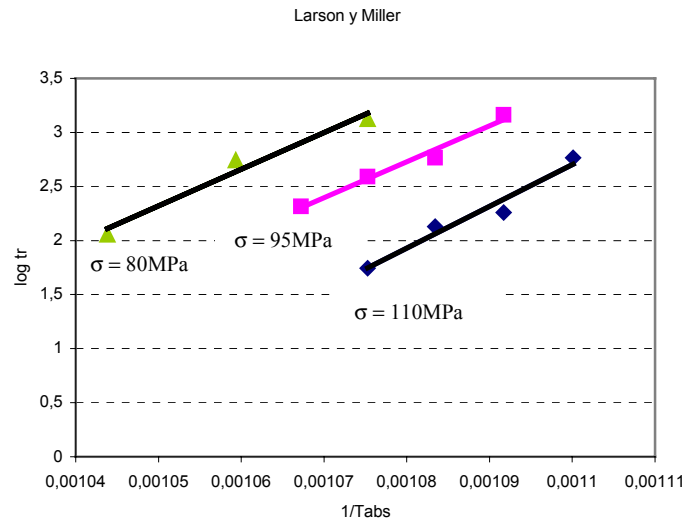


Figura 1.- Representación del logaritmo del tiempo de rotura frente a la inversa de la temperatura absoluta de ensayo.

Otro de los métodos de valoración de vida, diferente a los anteriores, se basa en la relación propuesta por Monkman y Grant. En este caso se presenta la velocidad de deformación mínima, correspondiente a la fluencia secundaria, frente al logaritmo del tiempo de rotura. Por ello, con mayor motivo al no exhibir fluencia secundaria se ha excluido el punto correspondiente al citado ensayo de 671°C y 95MPa.

El valor de la pendiente de la recta de regresión (-1.14) se halla muy próximo a la unidad en buena concordancia con el comportamiento mostrado por la mayoría de los materiales metálicos.

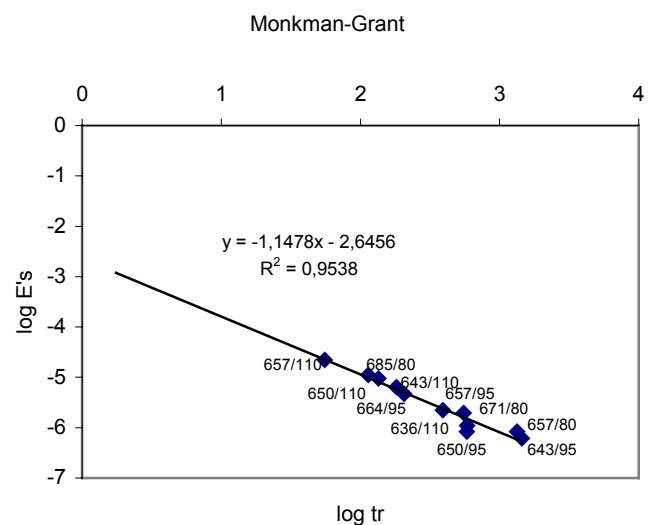


Figura 2.- Representación del logaritmo del tiempo de rotura frente a E.

Las micrografías de las figuras 3 a 5 presentan un aspecto general de la superficie de fractura de tres probetas ensayadas a las temperaturas de 643, 650 y 657°C bajo una tensión de 95MPa, se observa que la superficie de fractura se halla totalmente cubierta de cúpulas dúctiles propias de la actuación de un mecanismo de coalescencia de microvacíos. Así mismo, se aprecia la estricción que se produce en la zona de rotura de las probetas.

Una rotura por coalescencia de microvacíos es propia de un mecanismo de fallo por fluencia pero también se produce en las fracturas dúctiles de los ensayos de tracción. Resulta prácticamente imposible determinar cual de los mecanismos es el responsable del fallo de las probetas por la simple observación de la superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido. Con el fin de superar esta dificultad se optó por preparar probetas metalográficas longitudinales de las otras mitades de las probetas de fluencia, incluyendo tanto la zona contigua a la fractura como otras más alejadas.

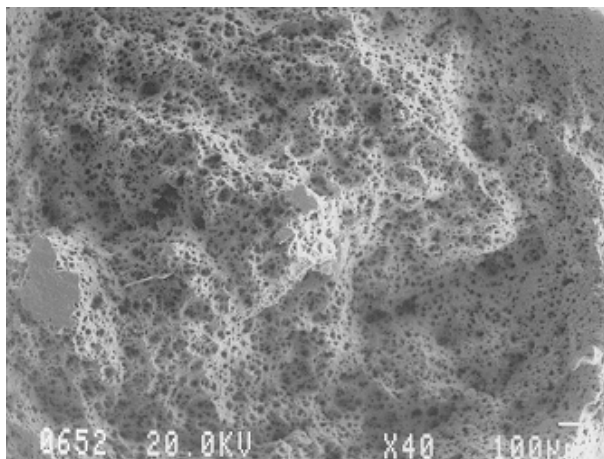


Figura 3.- Superficie de fractura de la probeta ensayada a una temperatura de 643°C y una tensión de 95MPa.

El examen de estas probetas revela la presencia de un considerable número de cavidades especialmente en aquellas correspondientes a los ensayos de mayor duración (figura 6). Sin embargo la morfología de estas cavidades apunta en el sentido de que no se trata de verdaderas cavidades de fluencia. Se pueden presentar dos argumentos a favor de estas hipótesis. En primer lugar las cavidades de fluencia tienden a situarse en la dirección transversal al eje de carga y en el presente caso, como revela claramente la mencionada micrografía de la figura 6 o en mayor medida aún la de la figura 7, los agujeros se encuentran preferentemente alineados en la dirección de aplicación de la tensión. Además, En zonas ligeramente alejadas de la fractura no se aprecia ningún signo de estas cavidades (figura 8). Se consideró la posibilidad de que las cavidades

tuvieran unas dimensiones tan pequeñas que no pudieran ser detectadas en el microscopio óptico.

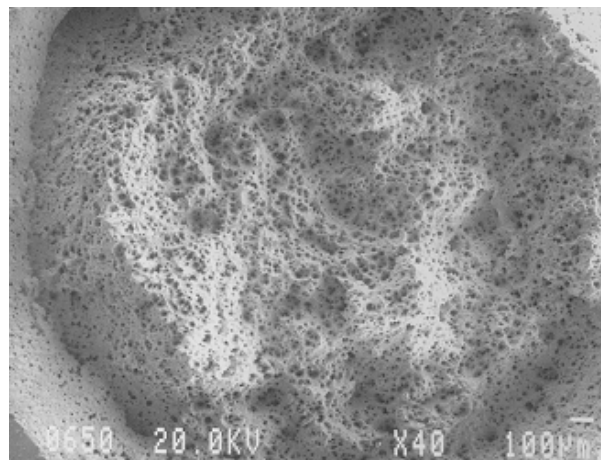


Figura 4.- Superficie de fractura de la probeta ensayada a una temperatura de 650°C y una tensión de 95MPa.

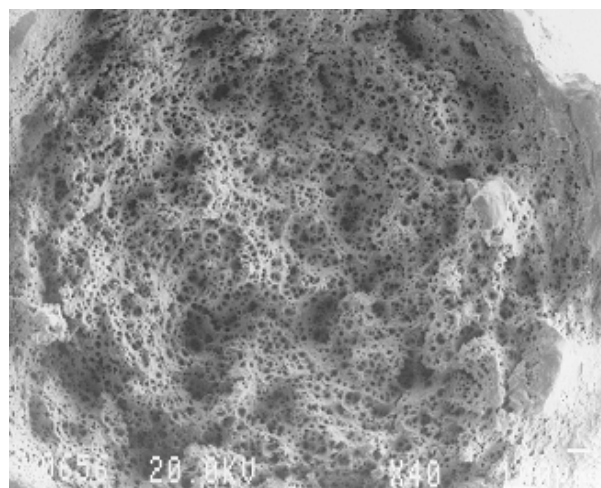


Figura 5.- Superficie de fractura de la probeta ensayada a una temperatura de 650°C y una tensión de 95MPa.

Con objeto de aclarar esta duda se procedió a un exhaustivo examen de las probetas en el microscopio electrónico de barrido, eliminando el ataque metalográfico que pudiera conducir a error. Este examen confirmó que las cavidades se encuentran únicamente en las proximidades de la fractura y que su morfología es acusadamente alargada en la dirección de la aplicación de la carga. Esto supone que la rotura de las probetas se ha producido regida por un mecanismo diferente del de difusión de cavidades.

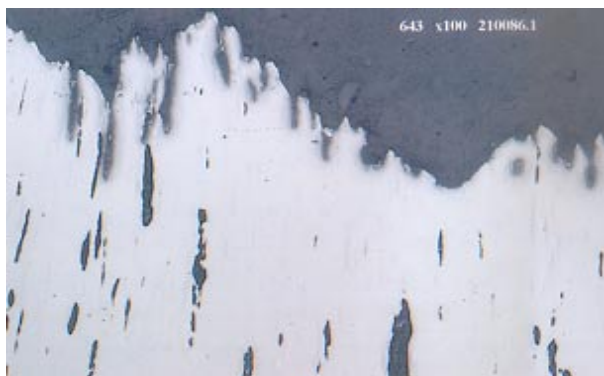


Figura 6.- Micrografía (x100). Sección longitudinal de una probeta de fluencia ensayada a 643°C . Cavidades alargadas en la dirección de aplicación de la carga.

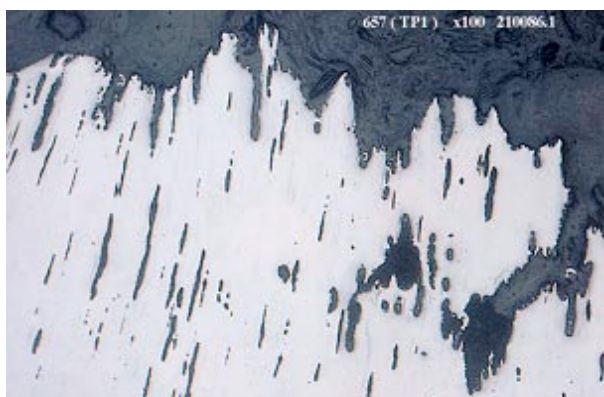


Figura 7.- Micrografía (x100). Sección longitudinal de una probeta de fluencia ensayada a 657°C . Cavidades alargadas en la dirección de aplicación de la carga.



Figura 8.- Micrografía(x200). Ausencia de cavidades en una zona ligeramente alejada de la fractura. Microestructura constituida por bainita y carburos.

Un análisis de los mecanismos de fallo por fluencia apunta a la posibilidad de que el mecanismo operante sea uno de movimiento de dislocaciones favorecido por la elevada temperatura de ensayo. Un comportamiento similar se encontró en una aleación Ti-6Al-4V en el estado conocido como recocido de laminación [6].

Pese a las diferencias entre ambos materiales la microestructuras de granos alargados en la dirección de laminación contorneadas por otra fase (beta en la aleación de titanio y carburos en el acero) es bastante similar por lo que la actuación de este mismo mecanismo parece razonable una comparación entre las microestructura del acero virgen con granos de bainita, ligeramente alargada en la dirección de laminación frente a las apreciablemente más alargadas en el material ensayado también apunta en este sentido. Su embargo, contrariamente a lo observado en la aleación de titanio no se aprecian granos pequeños recrystalizados posiblemente debido a que la red cúbica centrada en el cuerpo del acero no permite que se produzca recrystalización dinámica.

4.- CONCLUSIONES

a.- El material mantiene un adecuado nivel de resistencia mecánica hasta temperaturas del orden de unas 575°C para experimentar un brusco descenso en torno a los 600°C. Esta supone una primera limitaciones en las condiciones de utilización de este acero.

b.- La recta de regresión obtenida a partir de los valores experimentales de la velocidad mínima de deformación frente al logaritmo del tiempo de rotura posee una pendiente de -1.14, próxima a 1, característico de los materiales metálicos.

c.- Los resultados de los ensayos de fluencia apuntan a que la utilización del parámetro de Larson y Miller conduce a una adecuada valoración de la vida en servicio de los componentes construidos en este tipo de acero.

d.- La extrapolación de los datos hasta la temperatura de 600°C conduce a vidas claramente superiores a las 100.000 horas. Sobre todo si se tiene en cuenta que las tensiones aplicadas en servicio serán notablemente inferiores a las de ensayo.

e.- La observación de las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido revela que se halla totalmente cubierta de cúpulas dúctiles, propias de la actuación de un mecanismo de coalescencia de microvacíos.

f.- El examen de las secciones longitudinales de dichas probetas pone de manifiesto que las cavidades se hallan situadas únicamente en las proximidades de la fractura

y se encuentran alargadas en la dirección de aplicación de la tensión. Estos hechos apuntan a que el fallo se ha producido por fluencia regido por un mecanismo de trepado o ascensión de dislocaciones favorecido por la elevada temperatura de ensayo.

g.- La modificación de la composición química, en la línea seguida para el desarrollo de los aceros E911 o P92, permitirá conseguir unas prestaciones incluso mejores e incrementar las temperaturas y/o presiones de operación de los equipos, aumentando su rendimiento.

5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la ayuda al Gobierno Vasco y al Programa Iniciativa ATYCA 99 por la ayuda prestada a la realización del proyecto del cual se ha extraído el presente trabajo.

6.- REFERENCIAS

[1] "Elevated-Temperature Mechanical Properties of Carbon and Alloy Steels". Properties of Ferrous Heat-Resistant Alloy.

[2] Conference Pre-Print. "Advanced Heat Resistant steels for power generation". San Sebastian, 27-29 Abril.

[3] Fujitsu Masuyama "New developments in steels for power generation boilers". Conference Pre-Print. San Sebastián, 27-29 Abril.

[4] S. Spigarelli, E. Cerri y E. Evangelista. "Microstructure and creep of a T91 steel". Conference Pre-Print. San Sebastián, 27-29 Abril. (5 en los apuntes)

[5] Toshio Fujita. "Current progress in 9-12%Cr Ferritic heat Resistant steels". Materials Engineering in Turbines and Compressors. Conference Proceedings. Volume II. 493-516. New Castle upon Tyne 1995.

[6] Irisarri A.M. y Seco F. J. "Mecanismos de daño por fluencia de una aleación Ti-6Al-4V". Anales de la Mecánica de la Fractura. Vol.16. pp395-400, 1999.

[7] J. Nutting "The structural stability of low alloy steels for power generation applications". Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation. Pp1-30, Institute of Materials.