

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE BAJO NUMERO DE CICLOS DE UN ACERO INOXIDABLE
AUSTENITICO 316L A 600-625°C.

S. Simón García, J.M. Rodríguez Ibabe, M. Fuentes Pérez

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa

(CEIT), B^a Ibaeta, s/n - 20009 San Sebastián.

RESUMEN

Se ha realizado un estudio de la respuesta a fatiga de bajo número de ciclos de un acero AISI 316L para unos intervalos de deformación comprendidos entre 0,5 y 2% unas velocidades de deformación de $1\div 7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, a 600/625°C. Asimismo se ha llevado a cabo un análisis fractográfico de las probetas ensayadas mediante microscopía electrónica de barrido, constatándose que la iniciación de la grieta es de tipo intergranular para posteriormente progresar transgranularmente.

SUMMARY

The low cycle fatigue behaviour of an AISI 316L stainless steel has been studied for axial strain ranges from 0,5 to 2%, strain rates of $1\div 7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ and at 600/625°C. A fractographic analysis of the test specimens carried by scanning electron microscopy shows that crack initiation follows an intergranular path and later continues growing transgranularly.

1.- INTRODUCCION

Las condiciones de servicio estacionarias de plantas convencionales de potencia dan paso con frecuencia a transitorios de tensión y temperatura en diferentes componentes, produciendo deformaciones inelásticas cíclicas compuestas por deformaciones "tipo fatiga" y "tipo fluencia lenta" o "creep".

Las deformaciones cíclicas tipo fatiga, al igual que las de fluencia, provocan un daño estructural, con frecuencia interactivo, que conllevan una disminución de la capacidad del material de soportar las sollicitaciones de servicio y por consiguiente la vida del componente en cuestión [1].

Existen diferentes estudios en la literatura que tratan las propiedades Creep-Fatiga de los aceros inoxidables austeníticos 304 y 316 [2,3]. Estos estudios se realizaron para evaluar la resistencia a la fatiga de estos materiales estructurales que se usan para la fabricación de reactores rápidos refrigerados por sodio.

La mayor parte de los autores realizan sus ensayos en unas condiciones experimentales más fuertes que las reales de servicio (intervalos de deformación entre 0.5 y 2% y temperaturas próximas a los 600°). Estas condiciones se eligen con el fin de obtener unos resultados que se puedan aplicar a longitudes de tiempo mayores que las de los ensayos. Por el momento no existe un método generalmente aceptado que pueda usarse para extrapolar datos del laboratorio a situaciones reales de servicio.

En este artículo se muestran los resultados, de comportamiento a Fatiga, obtenidos con un acero inoxidable austenítico AISI 316L, material habitual en la construcción de componentes de plantas de potencia, ante una serie de ensayos de fatiga isotérmicos controlados con deformación diametral, con unas $\dot{\epsilon} = 1 \div 7 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ y unas temperaturas de 600/625°C, en la forma propuesta por Coffin y Manson [4, 5]. Dichos autores predicen la vida de un componente sometido a condiciones de fatiga de gran amplitud por medio de la ecuación:

$$\Delta\epsilon_p = C \cdot N^{-m}$$

siendo $\Delta\epsilon_p$ la amplitud de la deformación plástica, N el número de ciclos de vida del componente y C y m dos constantes del material.

Asimismo, se han obtenido la curva cíclica tensión-deformación y las curvas de endurecimiento cíclico, completando el estudio con un análisis fractográfico de las probetas ensayadas.

2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

El material estudiado es un acero inoxidable austenítico de

bajo contenido en carbono siendo su composición y propiedades mecánicas convencionales las señaladas en la Tabla 1. Suministrado como barras de 22mm de ϕ con unas condiciones consistentes en torneado de desbaste y recocido austenítico, fué sometido al siguiente tratamiento térmico:

- Calentamiento durante 1/2 h. a 1070°C y enfriamiento posterior en agua.

Tabla 1

a) Composición química (en % en peso).

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	N
.035	1.50	.37	.017	.016	17.4	12.7	2.42	0.04

b) Propiedades a Tracción del Acero AISI 316L

Temperatura °C	$\sigma_{y0.2\%}$	σ_{max} MPa	Reducción en área (%)
20	243	853	75

Se pretende así obtener una homogeneización del material. El tamaño de grano resultante es de $54.1 \pm 1.2 \mu\text{m}$.

Los ensayos de Fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica Instron de 10T. de capacidad dinámica, al aire y a temperaturas de 600 y 625 °C ($\pm 8^\circ\text{C}$) utilizando un sistema de calentamiento por resistencia eléctrica, bajo control de deformación diametral y aplicando una onda triangular simétrica. Las probetas empleadas son las denominadas "Hourglas", con un diámetro en su sección más pequeña de 10 mm. Tanto la geometría de la probeta como las diferentes características de la realización de los ensayos se detallan en la referencia [6]. Previamente a la ejecución del ensayo las superficies de las probetas fueron pulidas con lijas de agua de grado 600 con objeto de obtener un acabado superficial fácilmente reproducible, según especifica la norma BS 3518. "Método de ensayo en Fatiga". La dirección final de pulido fue siempre paralela al eje longitudinal de la probeta. Este proceder facilita un acabado superficial de $0.05 \mu\text{m}$ a $0.1 \mu\text{m}$ de separación entre líneas.

Una vez realizado el ensayo, el valor de la deformación axial, se determina a partir de la tensión medida, σ , y de la deformación diametral, ϵ_d , mediante la relación [7]:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} \left(1 - \frac{\nu_e}{\nu_p} \right) - \frac{\epsilon_d}{\nu_p}$$

siendo ν_e y ν_p los módulos de Poisson elástico y plástico respectivamente. Los valores de E y ν_e que se han tomado son [7]: 155000 MPa y 0.32. Por otra parte, ν_p se ha considerado igual a 0.5.

Se han realizado un total de 16 ensayos utilizando unos intervalos de la deformación total axial comprendidos entre 0.5 y 1.9 %. La velocidad de deformación axial resultante oscila entre 1 y $7 \cdot 10^{-3} \cdot s^{-1}$.

Las superficies de fractura de las probetas ensayadas se examinaron en un microscopio electrónico de barrido Philips 501B a 15 Kv.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Curva tensión-deformación cíclica

Los resultados de los ensayos de fatiga de bajo número de ciclos se detallan en la Tabla 2, indicándose la amplitud de la deformación total, $\Delta\epsilon_t$, la componente plástica, $\Delta\epsilon_p$, la velocidad de deformación axial $\dot{\epsilon}$, y el número de ciclos a fractura de la probeta, N_f . Asimismo, se señala la situación del termopar en la probeta, bien colocado en el hombro de la misma (zona de sección uniforme), bien soldado en la zona de mínimo diámetro.

El acero AISI 316L muestra un efecto de endurecimiento en los ciclos iniciales de realización del ensayo. Posteriormente, la amplitud de la tensión, o la componente tractiva de la misma, alcanza un valor de saturación permaneciendo constante hasta el comienzo de la progresión de la grieta. En la Fig. 1 se muestran los valores de la tensión $\Delta\sigma/2$ (en realidad la componente tractiva del ciclo) en función del número de ciclos para diferentes amplitudes de deformación aplicadas ($\Delta\epsilon_t/2$). Como se aprecia, a medida que aumenta la amplitud de la deformación el endurecimiento cíclico que experimenta el material es mayor.

A partir de dichos ensayos se puede determinar la curva tensión-deformación de comportamiento cíclico del material a 600°C. El procedimiento seguido para calcularla es el conocido como "método de la probeta por nivel de deformación": cada probeta se somete a un nivel de deformación y, una vez estabilizada la tensión, se toma dicho valor como un punto de la curva. En la práctica, se suele considerar el valor de la tensión correspondiente a un número de ciclos igual a $N_f/2$. Los resultados de $\Delta\sigma/2$ determinados mediante este procedimiento se señalan en la Tabla 2,

y la curva cíclica σ - ϵ resultante se muestra en la Fig.2. Realizando un ajuste mediante mínimos cuadrados de dichos valores experimentales a una ecuación del tipo Hollomon, la expresión que se obtiene es:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = M \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^n, \text{ con } M = 1721 \text{ y } n = 0.303 \quad r = 0.979$$

siendo $\Delta\epsilon_p$ la componente plástica de la deformación y r el coeficiente de correlación.

TABLA 2

Resultados de los ensayos de LCF (AISI 316L)

Probeta	Temp.	$\Delta\epsilon_t$, %	$\Delta\epsilon_p$, %	N _f	N ₅	σ_{tmax} , MPa	Termopar Soldado (S) Hombro (H)
101	600	1.142	0.742	1710	1515	305.9	H
102	625	0.682	0.371	5223	5203	238.6	H
103	600	0.940	0.567	2594	2302	292.7	H
104	600	1.915	1.427	580	555	382.4	H
105	600	1.667	1.207	780	757	354.3	H
106	600	1.643	1.182	990	975	359.3	H
107	600	0.51	0.232	13625	13028	208.5	H
108	600	1.167	0.746	1886	1828	323.1	H
109	600	1.635	1.163	785	781	363.2	H
100	600	1.154	0.721	1796	1722	331.4	H
1010	625	1.076	0.714	1544	1419	287.9	S
1011	625	1.076	0.714	1544	1524	281.6	S
1012	625	1.076	0.726	1463	1433	270.4	H**
1014	600	1.098	0.701	1734	1717	311.2	H
1015	625	1.094	0.722	1274	1274	286	S**
1017	625	1.732	1.299	569	556	329.3	S

** Excesiva presión de las varillas.

En la Fig. 3 se representan los valores obtenidos, junto con otros publicados en la bibliografía [8] correspondientes a aceros del grupo AISI 316 para temperaturas similares a las utilizadas en este estudio. Tal como se observa la correlación es bastante buena. De forma similar, Gorlier [9] obtiene unos valores de $M = 1500$ y $n = 0.29$.

3.2. Ecuación de Coffin-Manson

Con objeto de poder predecir el número de ciclos de vida en función de la temperatura, $\Delta\epsilon$ y $\dot{\epsilon}$, es necesario definir un criterio adecuado para el fallo a fatiga de un componente. Por razones prácticas y de seguridad, se suele definir la vida a Fatiga como el número de ciclos de carga requerido para que, como consecuencia de la aparición de una o varias grietas, el intervalo de carga, o la carga estacionaria, o la correspondiente a la mitad de la vida, descienda una cierta cantidad. Uno de los criterios existente [7] y que es el que se va a utilizar en este artículo, considera el número de ciclos, N_5 , necesario para ocasionar una reducción en la carga tractiva a la mitad de la vida del 5%. La vida a fatiga así definida para cada probeta se indica en la TABLA 2.

TABLA 3

Valores de c y m en la ec. de Coffin-Manson

Material	Temperatura C	Velocidad de deform. $\dot{\epsilon}_t, s^{-1}$	Constantes basadas sobre la vida N_5		Referencia
			c	m	
AISI 316L	600-625	1.7×10^{-3}	53.1	0.581	Propia
AISI 316	600	4×10^{-3}	75	0.65	1 $N_f = N_{25\%}$
AISI 316	430	4×10^{-3}	58.6	0.503	7
AISI 316	650	4×10^{-3}	47.5	0.582	7
AISI 316	816	4×10^{-3}	81.8	0.69	7
AISI 316	600	6.7×10^{-3}	45.1	0.571	10
AISI 316	700	6.7×10^{-3}	53.5	0.601	10
AISI 316	625	1.4×10^{-3}	88.47	0.7	11
AISI 316	705	10^{-3}	41.50	0.585	12
AISI 316	600	10^{-3}	46.7	0.591	13 $N_f = N_{25\%}$

En la Fig. 4 se representan en función de la vida a Fatiga, N_5 , los valores de la amplitud de la deformación total y de sus respectivas componentes elástica y plástica en escala doble logarítmica. Tal como se aprecia, la componente plástica de la deformación admite un ajuste mediante una ecuación del tipo Coffin-Manson. Tomando como variable dependiente N_5 y como variable independiente $\Delta\epsilon_p$, la expresión que se obtiene mediante mínimos cuadrados es (FIGURA 5):

$$\Delta\epsilon_p = 53.1 N_5^{0.581}, r = 0,9778$$

Los valores de la constantes C y m de la ecuación de Coffin Manson obtenidos con el acero AISI 316 por diferentes investigadores, en un rango de temperatura comprendido entre 600 y 705°C, se muestran en la Tabla 3. Representando en una figura todas las rectas, Fig. 6, queda claramente definida una banda cuya anchura puede considerarse admisible para la dispersión inherente a este tipo de ensayos. Comparando dicha banda con la ecuación determinada en este laboratorio, se aprecia que la

misma representa un límite superior de la banda.

3.3 Análisis Fractográfico

Desde el punto de vista macroscópico, el análisis de las superficies de fractura muestra la nucleación simultánea de varias grietas en diferentes puntos de la superficie. Con el transcurso del tiempo, una de las grietas predomina sobre las demás, o bien dos de ellas coalescen, propagándose hasta originar el fallo de la probeta. Sin embargo, en el caso de las probetas con termopar soldado en el centro no se aprecia la aparición simultánea de varias grietas, sino que la iniciación tiene lugar sobre la zona de soldadura. Este hecho indica que la iniciación de la grieta se ve favorecida por la soldadura con lo cual el número de ciclos de vida de la probeta puede disminuir. Sin embargo, al comparar los resultados obtenidos con las probetas soldadas y con las que poseen el termopar sin soldar (Fig. 5) no se deducen comportamientos muy diferentes.

El análisis microscópico de la fractura señala que el inicio de la propagación de las grietas tiene un comportamiento claramente intergranular en aquellas probetas sin termopar soldado (FIG. 7), al igual que sucede en otros casos cuando los ensayos se realizan al aire [7]. Para aquellas probetas cuyo control de temperatura se realiza a través de un termopar soldado, no puede apreciarse un claro inicio intergranular, si bien, al igual que en las probetas anteriores, existe una zona inicial en la que no se puede apreciar la existencia de estrías. La extensión de esta zona sin estrías es función inversa del intervalo de deformación aplicado a la probeta, aumentando a medida que disminuye el $\Delta\epsilon$.

Una vez superado el estado de iniciación, la grieta progresa transgranularmente mediante mecanismos de estrías (Fig. 8). A medida que aumenta el tamaño de grieta también lo hace el espaciado entre estrías.

4. CONCLUSIONES

- * Se ha determinado la curva cíclica tensión-deformación de un acero AISI 316L A 600°C, pudiendo expresarse mediante la ecuación de Hollomon:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = 1721 \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2}\right)^{0,303}, \quad r = 0.979$$

- * En un intervalo de amplitudes de deformación comprendido entre 0.5 y 1.9%, unas velocidades de deformación entre 1 y $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, y para 600-625°C, la predicción de vida a Fatiga puede realizarse aplicando la ecuación de Coffin-Manson:

$$\Delta\epsilon_p = 53.1 N_{5\%}^{0.581}, r = 0,9778$$

Dicha ecuación representa un límite superior de la banda de resultados obtenidos por otros autores con aceros del grupo 316.

- * El inicio de la grieta de Fatiga posee un carácter intergranular, para pasar a ser transgranular a medida que crece la grieta. En este último caso, la propagación tiene lugar por medio de mecanismos de estrías.

REFERENCIAS

1. C. LEVAILLANT, and A. PINEAU, "Assessment of High-Temperature Low-Cycle Fatigue of Austenitic Stainless Steels by using Intergranular Damage as a Correlating Parameter," Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, ASTM STP 770. C. Amzallag and B. N. Rabbe, Eds. American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 169-193.
2. R.A.T. DAWSON, W.J. ELDER, J.G. HILL, and A.T. PRICE, in Proceeding of International Conference on Thermal and High Strain Fatigue, Metals and Metallurgy Trust, London, 1967, pp. 239-269.
3. M. MOTTOT, P. PETREQUIN, C. AMZAZLLAG, P. RABBE, J. GRATTIER, and S. MASSON. Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, ASTM STP 770. C. Amzallag and B. N. Rabbe, Eds. American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 152-168.
4. L. F. Jr. COFFIN, " A Study of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Material," Knolls Atomic Power Laboratory Report No., KAPL-853, Schenectady, N.y. Eds. June 1953.
5. S.S. MANSON, "Behavior of Materials Under Conditions of Thermal Stress", NACA TN-2933. National Advisory Committee for Aeronautics, 1953.
6. S. SIMON y M. FUENTES "Diseño de un dispositivo para la realización de ensayos de Fatiga de Bajo Número de ciclos y elevadas amplitudes de deformación". Presentado en estas mismas jornadas.
7. J.T. BERLING, and T. SLOT. "Effect of Temperature and Rate on Low-Cycle Fatigue Resistance of AISI 304, 316, and 348 Stainless Steels", Fatigue at High Temperature, ASTM 459, 1969, pp 3-30.
8. D. S. WOOD, J. WYNN, A.B. BALDWIN, and P. O. RIORDAN, " Some Creep-Fatigue Properties of Type 316 Steel at 625°C. Risley Nuclear Laboratories UKAEA Risley Warrington WA36AT. U.K., 1980.
9. C. GORLIER, C. AMZALLAG, P. RIEUX, J. H. DRIVER, "The Cyclic Plastic Behaviour of a 316 Steel at 20 and 600 °C" Fatigue 84-Volume I, EMAS, C. J. BEEVERS Eds. pp. 41-49.
10. KOJI YAMAGUCHI, and KENJI KANAZAWA, "Effect of Strain Wave Shape on High Temperature Fatigue Life of a Type 316 Steel and Application of

the Strain Range Partitioning Methods." Metal. Trans., Vol. 11A, 1980-2019.

11. JOHN WAREING, "Creep-Fatigue Interaction in Austenitic Stainless Steels". Metal. Trans. 8A, 1977 pp. 711-721.
12. G. R. HALFORD., J.F. SALTMAN. "Application of SRP to the Prediction of Creep-Fatigue Lives of AISI 304 and 316 Stainless Steel". J. of Pressure V. Technology. Trans. ASME, 1977, pp 264-271.
13. J. O. NILSSON, "High Temperature Low Cycle Fatigue of Two Austenitic Stainless Steels - A Comparison Between Mechanical Properties and Microstructure". ICM 4-Volume 1, J. CARLSSON and N. G. OHLSON, Eds., 1983, pp. 157-164.

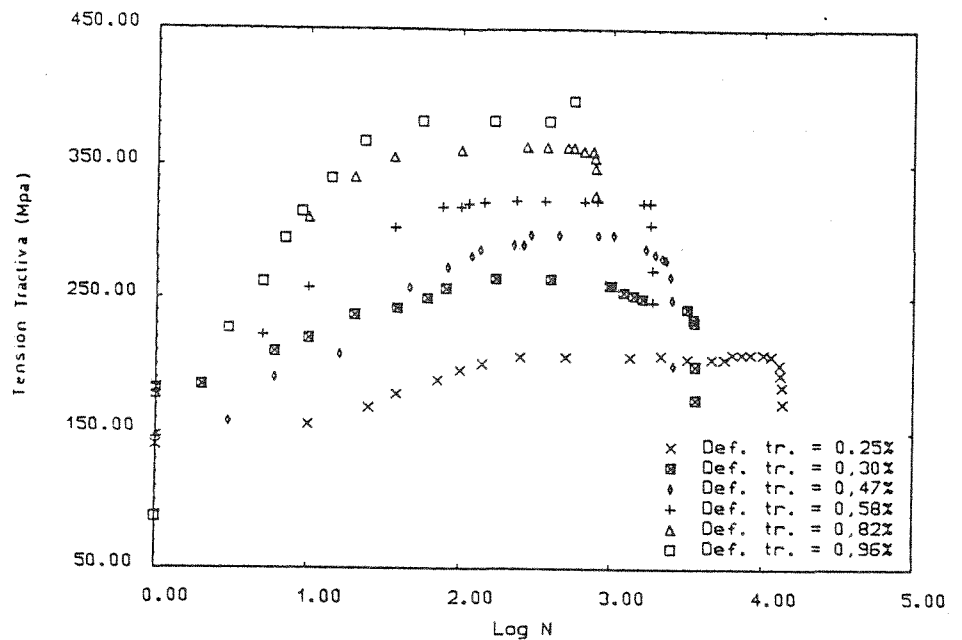


Fig. 1 Tensión tractiva en función del número de ciclos obtenidos para el acero AISI 316L a 600 °C con una $\dot{\epsilon}_t$ de $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

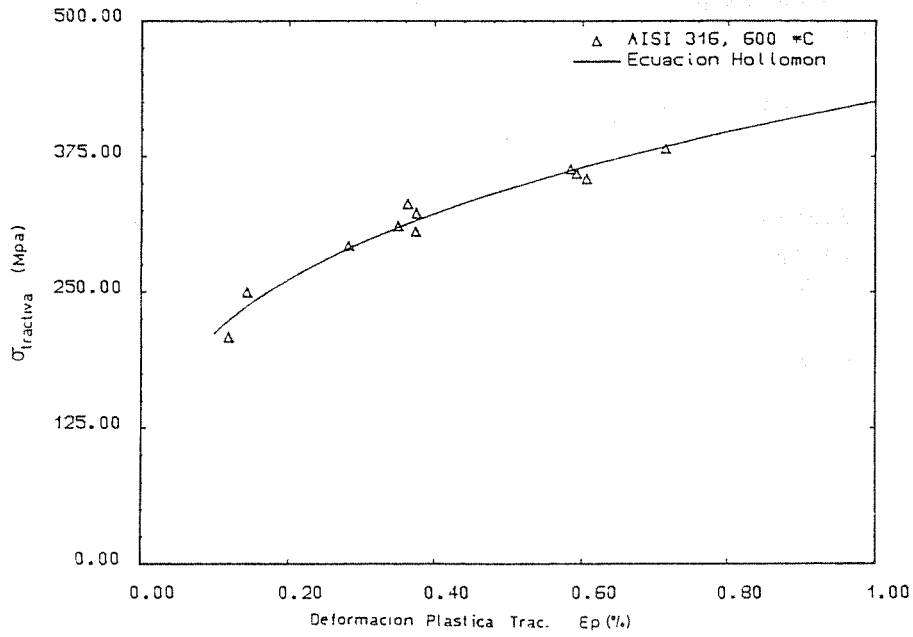


Fig. 2 - Diagrama de la tensión tractiva frente a la deformación cíclica plástica tractiva para el AISI 316L a 600°C.

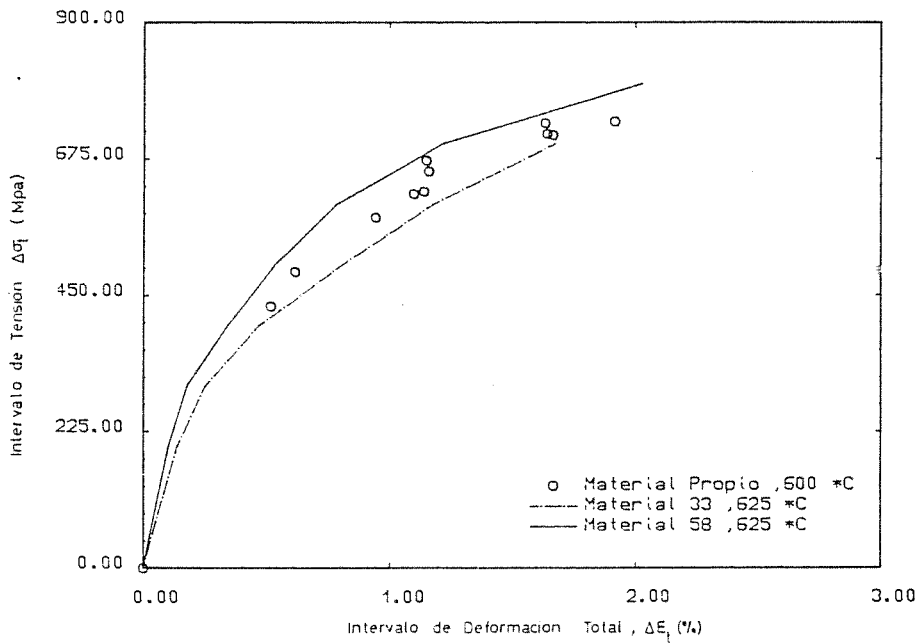


Fig. 3 - Diagramas de $\Delta\sigma - \Delta\epsilon_t$ para el acero 316L propio y los aceros 33 y 58 de la ref. 8.

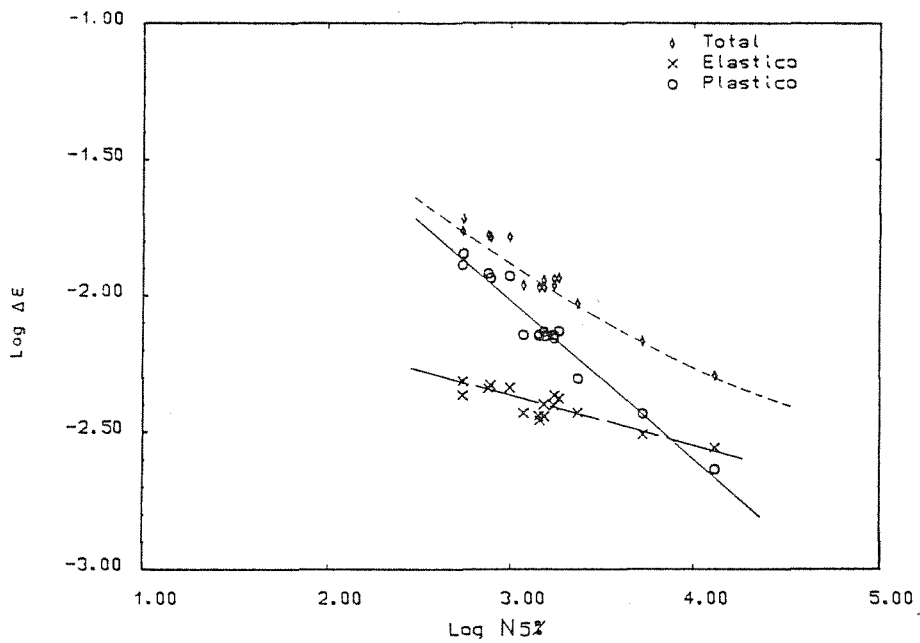


Fig. 4 - Vida a fatiga en condiciones de ciclado continuo en función de $\Delta\epsilon$ para 600 - 625°C

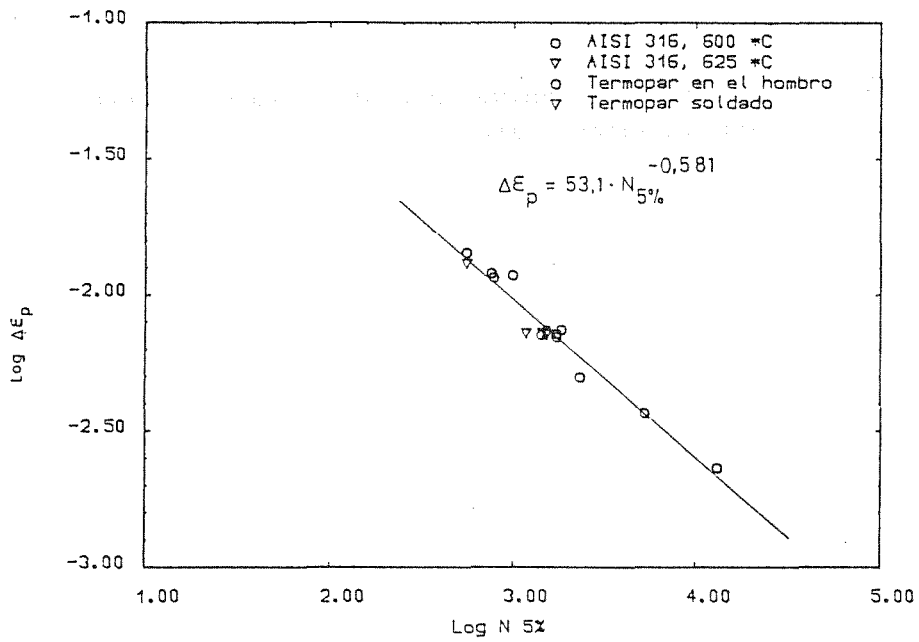


Fig. 5 - Relación entre la vida a fatiga $N_{5\%}$ y $\Delta\epsilon_p$ para el ANSI 316L a 600 - 625°C y $\epsilon_t = 1 \div 7.10^{-3}s^{-1}$

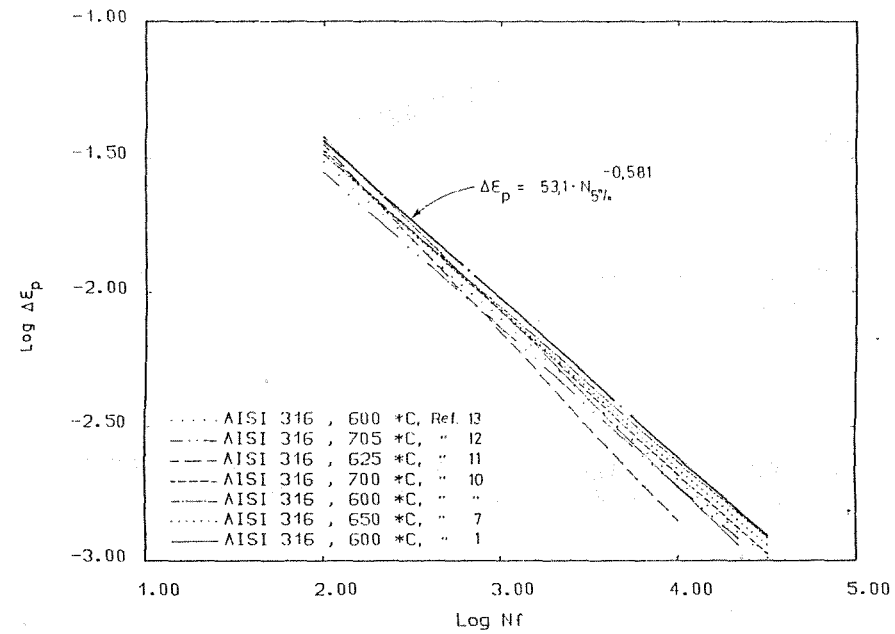


Fig. 6 - Ajustes obtenidos por otros autores, según Coffin-Manson, para relacionar la vida a Fatiga y el $\Delta \epsilon_p$.

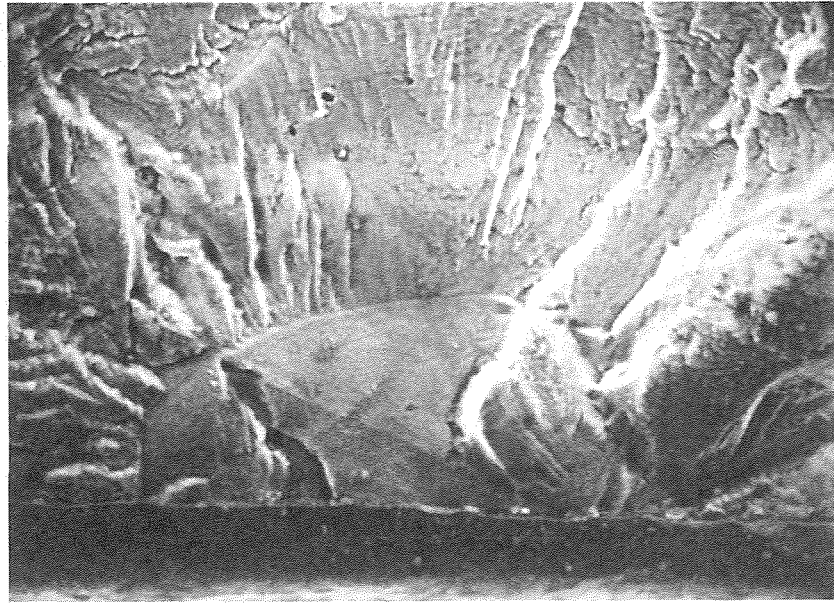


Fig. 7 - Región de fallo intergranular oxidado en el lugar de iniciación de la grieta de Fatiga. $\Delta\epsilon_t = 1.63\%$, $N_f = 789$, $N_5 = 781$, $6250C$, X 1250.

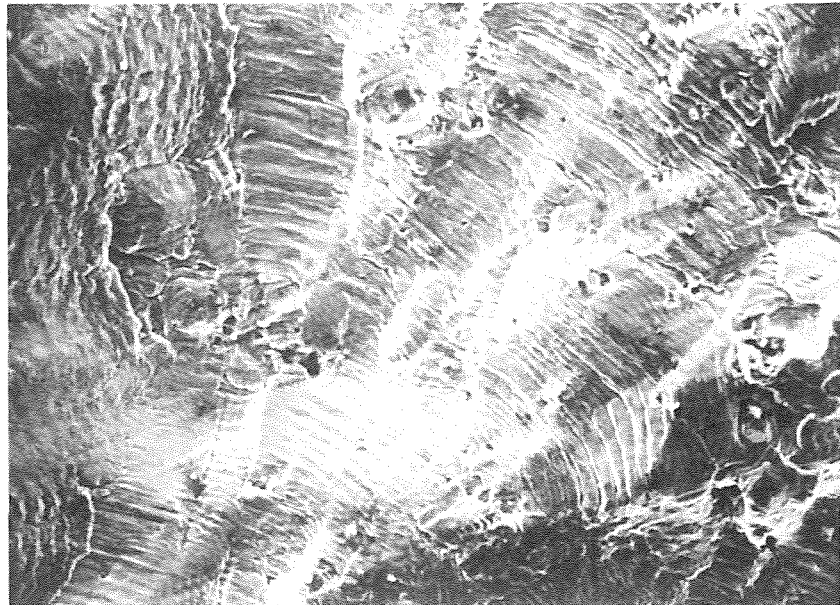


Fig. 8 - Relación de fallo transgranular de una probeta ensayada con $\Delta\epsilon_t = 1.6\%$, $N_f = 781$, a 0.52 mm del borde exterior, X 640.