

C. N. E. A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1975

04.75.02

CNEA-NT-3/75

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA COMPONENTES NUCLEARES

EFECTO DE LA ZONA AFECTADA TERMICAMENTE EN
PROCESO DE SOLDADURA EN LA FATIGA DE BAJO
CICLO DE ACEROS ESTRUCTURALES.

I- Fatiga de Bajo Número de Ciclos

J.C. Crespi y D.A. Di Bella

Trabajo a ser presentado en la IV Conferencia Inter-Americana en
Tecnología de Materiales. 29 de junio-4 de julio 1975. Caracas
Venezuela.

Buenos Aires, Argentina

1975

CNEA-NT-3/75

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA COMPONENTES NUCLEARES

EFECTO DE LA ZONA AFECTADA TERMICAMENTE EN
PROCESO DE SOLDADURA EN LA FATIGA DE BAJO
CICLO DE ACEROS ESTRUCTURALES.

I- Fatiga de Bajo Número de Ciclos

J.C. Crespi y D.A. Di Bella

Trabajo a ser presentado en la IV Conferencia Inter-Americana en
Tecnología de Materiales. 29 de junio-4 de julio 1975. Caracas
Venezuela.

Buenos Aires, Argentina

1975

THE INFLUENCE OF HEAT AFFECTED ZONE OBTAINED
DURING THE WELDING PROCESS ON LOW CYCLE FATIGUE
PROPERTIES OF STRUCTURAL STEELS.

J.C. Crespi* y D.A. Di Bella*

ABSTRACT

The main objective of this investigation has been the study of the influence of the Heat Affected Zone (HAZ) on low cycle fatigue properties of structural steels, type A508 class 2 and 22NiMoCr37. Within this purpose, it has been related the cyclic properties of HAZ with the corresponding of the material microstructures, the last under quenched and tempered conditions. HAZ microstructures has been reproduced by properly simulated heat treatments.

The thermal cycle introduced by welding process modified the structure of the affected region. Consequently, the loss of monotonic and cyclic ductile properties has been shown. Finally, the operative micromechanisms of the low cycle fatigue phenomena has been suggested.

Research is in progress about the microstructural and electromicrofractographical analysis and a final report will be given.-

* Area Investigación, Desarrollo y Servicios
Departamento de Metalurgia, Grupo de Fatiga
Comisión Nacional de Energía Atómica

EFEECTO DE LA ZONA AFECTADA TERMICAMENTE EN
PROCESO DE SOLDADURA EN LA FATIGA DE BAJO
CICLO DE ACEROS ESTRUCTURALES.-

J.C. Crespi* y D.A. Di Bella*

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo ha sido el estudio del efecto de la zona afectada térmicamente (ZAT) sobre las propiedades de fatiga de bajo número de ciclos en aceros estructurales del tipo A508 clase 2 y 22NiMoCr37.-

Para ello se han relacionado las propiedades cíclicas de la microestructura de la ZAT y la del material base, este último en condiciones de templado y revenido.

La microestructura de la ZAT se reprodujo convenientemente con un tratamiento de simulación.-

Se ha concluido que el ciclo térmico introducido por la soldadura deteriora la estructura de la región afectada. Consecuentemente se demuestra la pérdida de propiedades monotónicas y cíclicas.

Finalmente se ha tratado de determinar en estos materiales los micromecanismos operativos de los fenómenos inherentes a la fatiga de bajo número de ciclos.-

* Area Investigación, Desarrollo y Servicios
Departamento de Metalurgia, Grupo de Fatiga
Comisión Nacional de Energía Atómica

INTRODUCCION

En la fabricación de recipientes de presión para Centrales Nucleares de Potencia, del tipo PWR en particular y en el proceso de soldadura por placado de aceros estructurales, se han detectado fisuras en la zona afectada térmicamente (ZAT) a posteriori del tratamiento de eliminación de tensiones residuales que sigue a la soldadura. Figuras 1 y 2.(1),(2).-

Estas fisuras se han definido como separaciones intergranulares a lo largo de los bordes de grano austenítico primario y en dirección perpendicular a la de soldadura. Las mismas se ubican en la región de grano grueso de la ZAT que experimenta dos ciclos térmicos sucesivos durante el placado en las pasadas contiguas y estrictamente en aquella área subcrítica que en la primera pasada se calienta a 1200°C-1425°C y en la segunda a 600°C-700°C. La ubicación típica de esta área susceptible puede verse en la Figura 3.(3).-

Como respuesta a la necesidad de toda la industria nuclear de entender y controlar la presencia de estas discontinuidades, el Pressure Vessel Research Committee a través de su Subcommittee on Thermal and Mechanical Treatment estudió el problema. Bajo la responsabilidad de este subcomité se creó el Task Group on Underclad Cracking a fines del año 1971.(3)

Este grupo de trabajo elaboró un cuestionario para ser respondido por miembros del grupo, constituido por organizaciones industriales y de investigación involucradas en el problema.

Este cuestionario cubrió seis áreas: Aceros estructurales para recipientes de presión, Procesos de fabricación de estos aceros, sus propiedades mecánicas, procedimientos de soldadura, inspección y características de las fisuras.

Los principales puntos del informe son:

1) Sobre 96 respuestas al cuestionario, se registran 27 casos de fisura bajo placado, 25 de las cuales se refieren al acero tipo A508 clase 2.

2) Las fisuras se producen por la combinación de tres factores, una microestructura susceptible, un modelo de tensiones residuales favorable y un tratamiento térmico que lleva al material a una región de temperatura crítica donde la ductilidad al creep es baja. Los procesos de soldadura con alta entrega de calor, por ejemplo soldadura por arco sumergido con múltiple electrodo de alambre y con electrodo de cinta, dan origen a la microestructura susceptible y al modelo de tensiones residuales y el tratamiento térmico posterior a la soldadura da lugar a la temperatura crítica.

El objetivo del presente trabajo es el estudio del efecto de la ZAT sobre las propiedades de fatiga de bajo número de ciclos. Para ello se han de relacionar las propiedades cíclicas de la microestructura de la ZAT y del material base, este último en condiciones de templado y revenido. La microestructura de la ZAT se reproduce convenientemente por un tratamiento de simulación(4).-

Para realizar el tratamiento de simulación se utilizan dos nomogramas, ellos permiten predecir la microestructura de la ZAT que se obtiene en función de los parámetros de soldadura, la geometría de la junta y las propiedades térmicas del material base.(5) y(6).-

El primer nomograma relaciona estos parámetros de soldadura, para cada junta y tipo de acero, con el tiempo de enfriamiento entre 800°C y 500°C ($t_{800-500}$) (5).- J.Kas y T.J. Van Adri - chem (6) han estudiado los efectos de los parámetros de soldadura sobre el enfriamiento posterior a la misma y han concluido que el $t_{800-500}$ es un factor relevante para las transformaciones de los aceros durante la soldadura. Mediante cálculo computacional basado en las ecuaciones de fuentes puntuales de Rosenthal(7) determinaron que el $t_{800-500}$ es el mismo para todos los puntos de la ZAT para temperaturas pico de proceso de soldadura que superen los 900°C. El segundo nomograma permite estimar la microestructura de la ZAT,

su tamaño de grano, dureza y resiliencia en función de la temperatura pico del proceso y del $t_{800-500}$ (diagrama PTCT). Este diagrama reemplaza al diagrama TTT convencional.-

En el presente trabajo se han determinado las propiedades cíclicas de los aceros estructurales A508 clase2 y 22NiMoCr37 en su condición templado y revenido (As Received) y con un tratamiento de simulación con $t_{800-500}$ de 15 segundos que reproduce una microestructura tal como se hallaría en un proceso de soldadura por arco sumergido con electrodo de alambre.

Este trabajo ha sido realizado con el auspicio de un convenio de colaboración entre SIEMENS A.G. y CNEA los que se han comprometido a un intercambio de información y de materiales.-

MATERIALES

Los materiales ensayados corresponden a los aceros estructurales del tipo A508 clase2 suministrado por LENAPE FORGE DIVISION, USA y 22NiMoCr37 provisto por SIEMENS A.G., ALEMANIA.

La composición de los aceros se detalla en la tabla I

Tabla I-Composición de los aceros

22NiMoCr37

C:0,20/0,21	Mn:0,66/0,70	Si:0,26/0,29	P:0,010/0,011
S:0,010	Cr:0,36/0,38	Mo:0,61/0,67	Ni:0,77/0,80
V:0,03/0,04	Cu:0,10/0,12	Al:0,018/0,022	Co:0,010
Ta: menor que 0,01			

A508 clase2

C:0,21/0,22	Mn:0,75/0,78	Si:0,25/0,26	P:0,008/0,010
S:0,008/0,013	Cr:0,32/0,33	Mo:0,68/0,71	Ni:0,76/0,79
V:0,03/0,04			

Los materiales en condición As Received tienen el siguiente tra-

amiento:

22NiMoCr37

Austenización a 920/980°C durante 14 horas y temple en agua.

Revenido a 620/630°C durante 14 horas y enfriamiento en aire.

A508 clase2

Austenización a 835/865°C durante 10 horas y temple en agua.

Revenido a 685/715°C durante 10 horas y enfriamiento en aire.

Para los materiales en condición de simulación se efectuó el siguiente tratamiento térmico posterior:

Tiempo de calentamiento de la superficie de 800 a 1300°C en 25 segundos.

Temperatura pico: 1300°C

Medio de enfriamiento: agua/metilcelulosa en relación 4:1

Tiempo total de enfriamiento 1300-180°C: 105 segundos

$t_{800-500}$: 15 segundos

Tiempo de mantenimiento a 180°C: 16 horas

El diagrama de enfriamiento continuo TTT del acero estructural 22NiMoCr37 determinado por Fa. Reisholz(8), se muestra en la Fig.4.-

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Tratamiento de simulación

El material en condición As Received es maquinado en forma de probeta cilíndrica de 30 mm de diámetro y 120 mm de largo y en uno de sus extremos se perfora un agujero de 2,5 mm de diámetro por 8 mm de profundidad a 3,5 mm de la superficie cilíndrica para soldar una termocupla.(4)

En estas condiciones la probeta es sometida a un tratamiento de simulación, que se efectúa con un sistema de calefacción por inducción en el interior de una cámara de cuarzo bajo atmósfera de argón. Se mantiene a la temperatura pico hasta que el núcleo haya adquirido esa temperatura. Luego se lleva a una cámara de enfria -

miento donde se sumerge en agua con adición de metilcelulosa en proporción 4:1, a 28°C de temperatura, durante 2 minutos aproximadamente, agitando continuamente el refrigerante. Luego se mantiene a 180°C durante 16 horas y finalmente se enfría al aire.- El equipo utilizado se ve en la Figura 5 y una curva típica de enfriamiento en la Figura 6.(9).-

Ensayos monotónicos y cíclicos

Para la realización de los ensayos monotónicos y cíclicos se utilizó un sistema de ensayos universal MTS 810 de 25 Toneladas de capacidad que permite controlar la deformación total y plástica. El sistema está equipado con un generador digital de rampas que permite aplicar una función de onda triangular a la probeta.

El diseño de las probetas para los ensayos de tracción y fatiga se ven en la Figura 7 y 8 y responden a la normalización propuesta por ASTM en su publicación técnica especial 465.(10), e IRAM(11).-

Para una correcta alineación de las probetas en los ensayos se utilizó un sistema autoalineante consistente en una mordaza con metal Wood de bajo punto de fusión.

El pulido mecánico de las probetas se hizo con papeles 400 y 600 y alúmina de 10 micrones. Esto asegura una rugosidad media aritmética (Ra) no mayor de 0,25 micrones y una rugosidad total (Rt) que no supere el micrón.

Para los ensayos de fatiga se utilizó un extensómetro axial MTS modelo 632.13M con una longitud inicial de 10 mm y un rango máximo de deformación de $\pm 1,5$ mm. En los ensayos de tracción se empleó un extensómetro axial INSTRON G-51-11-M con una longitud inicial de 25 mm y un rango máximo de deformación de $\pm 2,5$ mm.-

Ensayo de tracción

Los ensayos fueron realizados con una velocidad de defor-

mación acorde a las normas para aceros estructurales para recipientes de presión $\dot{\phi} = 1,3 \times 10^{-1} \text{ seg}^{-1}$.-

Durante el ensayo de tracción se mide la deformación con el extensómetro hasta un 10% y luego de la estricción se colocan 2 comparadores con los cuales se mide el diámetro instantáneo hasta la rotura.

Ensayo de Paso Múltiple (10),(11)

El ensayo consiste en ciclar una probeta a diferentes niveles de amplitud de deformación cíclica controlada. Cada paso de amplitud de deformación, junto con su correspondiente valor estacionario de amplitud de tensión suministran un punto de la curva tensión-deformación cíclica. Como el efecto de la secuencia de deformación tiene influencia en el resultado final, se prefiere una secuencia inicial de alta a baja deformación. Los niveles de deformación son $\pm 0,012$, $\pm 0,010$, $\pm 0,008$, $\pm 0,006$, $\pm 0,004$ en forma descendente y luego en forma ascendente hasta $\pm 0,014$.-

Un ejemplo de curva tensión-deformación cíclica obtenida con este ensayo se ve en la Fig. 9 y corresponde al acero 22NiMoCr37 en condición As Received.

Ensayo de Paso Incremental (10),(11)

Otro método para obtener la curva tensión-deformación cíclica con una sola probeta consiste en someterla a bloques de amplitud de deformación gradualmente crecientes y decrecientes como se ve en la Fig. 10 que corresponde al acero 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.

Una amplitud de deformación máxima de $\pm 0,015$ es suficiente para estabilizar rápidamente al material sin peligro de que la probeta experimente estricción, pandeo o se rompa antes de que se alcance el estado estacionario. La curva tensión-deformación cíclica se obtiene uniendo los extremos de lazos de histéresis superpuestos.-

La curva tensión-deformación cíclica se se genera luego de 3 o 4 bloques. Un ejemplo de este tipo de curva se ve en la Fig. 11 que corresponde al acero A508 clase2 en condición As Received y en la Fig. 12 correspondiente al acero 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.-

Ensayo de Tracción luego de deformación ciclica (10),(11)

Este ensayo consiste en traccionar la probeta hasta 0,015 de deformación luego que la misma se haya estabilizado por el ensayo de Paso Múltiple ó de Paso Incremental. La curva de tracción así obtenida coincide prácticamente con la curva tensión-deformación cíclica,-

Ensayo de resistencia a vida bajo deformación cíclica controlada

El ensayo consiste en ciclar una probeta a un valor definido de deformación total controlada hasta la fractura final. Se considera que se ha alcanzado este punto cuando el valor de la tensión cíclica necesario para mantener el valor de la deformación disminuye un 20%.-

RESULTADOS EXPERIMENTALES

A508 clase2 En condición As Received y con Tratamiento de Simulación

22NiMoCr37 En condición As Received y con Tratamiento de Simulación

En las Figuras 13 y 14 se observa la micrografía óptica del acero A508 clase2 en condición As Received. Este material presenta una microestructura típica de un acero microaleado de bajo contenido de carbono, templado y revenido.

Las Figuras 15 y 16 muestran la micrografía óptica del mismo acero con tratamiento de simulación. Aquí se observa una estructura de enfriamiento rápido con grano engrosado.

Las Figuras 17 y 18 presentan la micrografía óptica del acero tipo 22NiMoCr37 en condición As Received.

La micrografía óptica del acero 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación se muestra en la Figura 19. Esta estructura de enfriamiento rápido presenta un tamaño de grano algo mayor y la dureza sube ligeramente con respecto al acero A508 clase2.

La caracterización de las microestructuras requiere el análisis por la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido y la de Microscopía Electrónica de Transmisión de Películas Delgadas y Réplicas de Carbono .

Propiedades Monotónicas

Las tablas N° 2,3,4 y 5 muestran los resultados de los ensayos de tracción.

Las Figuras 20,21,22 y 23 indican los valores de n , exponente de endurecimiento monotónico.

Los valores de tensión y deformación plástica monotónicas σ y ϵ_p se ajustan mediante la relación:

$$\sigma = K \cdot \epsilon_p^m \quad (4)$$

donde

K= coeficiente de resistencia monotónica

n= exponente de endurecimiento monotónico

Los resultados de los ensayos de tracción indican la existencia de dos valores diferentes de n (16). El valor de transición entre ambas pendientes se halla alrededor del 1% de la deformación plástica.

Propiedades Cíclicas

Las tablas N° 6,7,8 y 9 presentan los resultados de los ensayos cíclicos de Paso Incremental y Paso Múltiple.

Curva Tensión-Deformación Cíclica

Los valores de las amplitudes de tensión y deformación cíclica, σ_a y $\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ se ajustan mediante la relación

$$\sigma_a = k' \left(\frac{\Delta \epsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (1)$$

donde

k' = coeficiente de resistencia cíclico.

n' = exponente de endurecimiento cíclico.

Los valores del exponente de endurecimiento cíclico n' para los materiales ensayados se hallan comprendidos entre 0,10 y 0,20.

Las Figuras 24,25,26 y 27 muestran en forma comparativa las curvas cíclica y monotónica.

Endurecimiento y Ablandamiento por fatiga

Las Figuras 28,29,30 y 31 muestran la respuesta en tensión de los aceros en estudio, en función del número de semiciclos. Estas curvas se confeccionan tomando en consideración únicamente los picos de tracción de los lazos de histéresis.

En todos los casos se observa un endurecimiento inicial y un ablandamiento inmediato posterior. A esta etapa sigue un estado de saturación. La única excepción a este comportamiento es la que corresponde a la probeta X de la Figura 28.-

La diferencia en las velocidades de deformación empleadas no afectan significativamente la respuesta del material(17).

La figura 32 ejemplifica para el acero A508 clase2 As Received la variación de los picos de tracción y compresión de los sucesivos lazos de histéresis correspondiente a un $\Delta \epsilon \pm 0,0231$.-

La asimetría en la respuesta del material se debe al efecto Bauschinger y se verifica en todos los ensayos.

Curvas Resistencia a Vida

Manson(12) ha mostrado que la resistencia de un metal a la deformación cíclica total puede ser considerada como la suma de sus resistencias a la deformación elástica y plástica:

$$\frac{\Delta \epsilon_T}{2} = \frac{\Delta \epsilon_e}{2} + \frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (2)$$

donde

$\frac{\Delta \epsilon_T}{2}$ = amplitud de deformación cíclica total.

$\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$ = amplitud de deformación elástica cíclica.-

$\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ = amplitud de deformación plástica cíclica

σ_f' = coeficiente de resistencia a la fatiga.

E = módulo de elasticidad.

2Nf = semiciclos a fractura.

b = exponente de resistencia a fatiga.

ϵ_f' = coeficiente de ductilidad a fatiga.

c = exponente de ductilidad a fatiga.

A los efectos de la predicción de la curva resistencia a vida, se coincide con Morrow(13) en adoptar $\sigma_f' = \sigma_f$, donde σ_f es la resistencia a la rotura monotónica.

Se selecciona como criterio para la determinación de ϵ_f' la relación propuesta por Landgraf(14)

$$\epsilon_f' = 0,002 \left(\frac{\sigma_f'}{S_{ys}'} \right)^{1/n'} \quad (3)$$

donde

S_{ys}' = resistencia a la fluencia correspondiente al 0,2% de deformación plástica cíclica.

S_{ys}' y n' se determinan a partir de la curva tensión-deformación cíclica.

b y c se obtienen a partir de n' (13)(15) :

$$c = -1/1+5n' \quad ; \quad b = c.n' \quad (4)$$

Las Figuras 33,34,35 y 36 muestran las curvas $\frac{\Delta\epsilon}{2}$ vs $2Nf$ para los aceros ensayados.

La tabla N° 10 presenta los resultados de ensayos de resistencia a vida.

Las Figuras 37 y 38 presentan las curvas comparativas de resistencia a vida.

En ambos casos se puede observar, que para altos niveles de deformación cíclica, el material en condición As Received presenta mejor comportamiento. Por otra parte, para bajos valores de deformación, menores que $\Delta\epsilon = 0,010$, el material con tratamiento de simulación presenta una mejor respuesta.

Microscopía Electrónica de Barrido

El análisis que se está efectuando de la superficie de fractura por fatiga por microscopía electrónica de barrido sugiere características de fractura dúctil para los materiales en la condición

As Received y características de fractura quasi-frágil en el caso de los materiales con tratamiento de simulación. El estudio microfractográfico detallado de estas superficies constituirá el tema de un trabajo posterior de investigación.

DISCUSION DE LOS RESULTADOS

El material base presenta una microestructura típica de un acero microaleado de bajo contenido de carbono, templado y revenido.

El efecto del ciclo térmico introducido por el placado sobre esta estructura, es el engrosamiento del grano austenítico primario y su sustitución por una estructura de enfriamiento rápido. Esta modificación de la estructura altera notablemente las propiedades mecánicas del acero(1).

Propiedades Monotónicas.-

El tratamiento de simulación reproduce la microestructura de la ZAT por el proceso de soldadura por placado. Esto se verifica por el análisis comparativo de las micrografías ópticas y de las propiedades mecánicas. (23), (2) Ver tabla N° 11 y Figuras 1, 2, 15, 16 y 19.-

Tabla N° 11

Material	Sy 0,2% (Kg/mm ²)	Su (Kg/mm ²)	%RA	Hv ₂₀	Tamaño grano ASTM
A508c1.2 simulado	80,9	102,8	57,1	330	1
22NiMoCr37 simulado	110,2	139,4	38,3	420	mayor que 1
22NiMoCr37 real (23), (2)	86	91	73	320	1

En ambos aceros los valores de resistencia a la fluencia y resistencia máxima aumentan notablemente en la condición con tratamiento de simulación; además los valores de porcentaje de reducción en área y deformación a rotura disminuyen considerablemente.

Ello indica que en la ZAT se han deteriorado las propiedades monotónicas.

El coeficiente de endurecimiento por deformación disminuye en la ZAT; Esto se atribuye a diversos factores:

- La cantidad de carburos precipitados es menor en esta estructura.

- El tamaño de grano austenítico primario es mucho mayor.

- El ancho de la colonia y el largo de las agujas son de mayor tamaño.

La suma de las contribuciones de estos factores determina el comportamiento final.

Los coeficientes de endurecimiento se han determinado, en todos los casos, a partir del 1% de deformación plástica, por cuanto este valor es el punto de transición de dos curvas de diferente pendiente del ensayo monotónico. La razón de la adopción de una de las dos curvas en particular, se debe a que la pendiente de la curva elegida determina correctamente los valores de resistencia y deformación a la rotura reales.

Propiedades Cíclicas.-

La curva cíclica representa los niveles de tensión de saturación correspondientes a diferentes valores de amplitud de deformación. La singularidad de esta curva se corrobora con ensayos individuales de resistencia a vida. Figuras 24 y 26.- Estas Figuras corresponden a la condición As Received de los aceros en estudio y se puede observar que no muestran sustancial diferencia entre las

curvas monotónica y cíclica.

Con respecto a las figuras 25 y 27, que corresponden a la condición de tratamiento de simulación de estos aceros, se observa que presentan características distintivas en relación a la condición As Received:

1. los ensayos monotónicos no presentan punto de fluencia
2. las curvas cíclicas se encuentran por debajo de las curvas monotónicas.

Como explicación a estos fenómenos se sugiere (18) (19) que:

a) en la condición de simulación el material tiene una microestructura con alta densidad de dislocaciones.

b) por el contrario, en la condición As Received este alto valor de densidad de dislocaciones ha disminuido sensiblemente debido al tratamiento de revenido.

Endurecimiento y ablandamiento por fatiga.-

En el caso de los materiales en condición As Received, se observa que a mayores amplitudes de deformación, el máximo de tensión se desplaza hacia un número de ciclos menor y la velocidad de endurecimiento aumenta.

Se puede explicar el comportamiento particular de estos sistemas dispersos con precipitados coherentes, por la sugerencia (20) de que un endurecimiento inicial se manifiesta por la acción que ejercen estos carburos sobre el avance de las dislocaciones durante la deformación cíclica. Con el creciente número de dislocaciones en bandas persistentes que intersectan y seccionan continuamente a los precipitados, estos terminan por ser redisueltos finalmente en la matriz y se llega así a un estado en que hay zonas libres de precipitados. La estructura en estas condiciones presenta una menor resistencia a la sollicitación cíclica y el material ablanda.

Finalmente, luego de transcurrida una gran parte de la vida a fatiga del material este proceso se estabiliza por la creación de una configuración de celdas de dislocaciones, característica del estado de saturación del material (24).

El efecto Bauschinger registrado en estos ensayos, ver Figura 32, se ha verificado presentarse en todo tipo de estructura en donde la densidad de dislocaciones originada por transformación de fase es alta (18). Una teoría considerada válida tiene en cuenta la interacción elástica no lineal entre las dislocaciones y los átomos intersticiales de carbono. Se propone (21) que la fuerte distorsión de red en la distribución de átomos de Fe alrededor de cada átomo de C resulta tal vez en un componente adicional a la ligadura (22) dando lugar a relaciones fuerza-desplazamiento a nivel atómico, las que difieren en tensión y compresión.

Curvas Resistencia a Vida

Como resumen final de los ensayos de resistencia a vida se presentan los gráficos comparativos de ambos aceros en las dos condiciones. Figuras 37 y 38.-

Al respecto, se destaca la pérdida de propiedades de ductilidad a la fatiga en la condición de tratamiento de simulación correspondiente a una estructura de ZAT.

Este deterioro de propiedades de fatiga para elevados niveles de deformación, debe tenerse muy en cuenta en los casos de su utilización para diseño de componentes.-

CONCLUSIONES

Del análisis de la discusión de los resultados experimentales se concluye:

1) Se ha reproducido por un tratamiento de simulación la microestructura de la zona afectada térmicamente por el proceso de soldadura por placado en los aceros en estudio.-

2) El efecto del ciclo térmico introducido por el proceso de placado da lugar a una modificación de la estructura. Esta modificación se resume en el cambio de una estructura típica de templado y revenido de un acero microaleado con un tamaño de grano fino en otra estructura de enfriamiento rápido con un marcado engrosamiento del grano austenítico primario, de propiedades muy inferiores .-

3) Se ha demostrado el deterioro de las propiedades monotónicas de la zona afectada térmicamente.

4) En base al estado actual del conocimiento de la fatiga de sistemas dispersos se ha tratado de determinar en estos materiales los micromecanismos operativos de los fenómenos inherentes a la fatiga de bajo número de ciclos.-

5) Se ha concluido que la estructura que corresponde a la zona afectada térmicamente pierde sus propiedades de ductilidad a la fatiga. Esto debe tenerse en cuenta en los cálculos de diseño de componentes.-

6) Este análisis se complementa con el estudio microestructural y electromicrofractográfico de las muestras ensayadas. Este trabajo complementario se está realizando y se publicará el informe respectivo.-

Tabla N° 2

Material A508 clase2

Condición As Received

Propiedades Monotónicas

Módulo de elasticidad....(E).....	2,19 x 10 ⁴	kg/mm ²
Resistencia a la fluencia..(0,2% S _y).....	41,1	kg/mm ²
Resistencia máxima,..(S _u).....	59,8	kg/mm ²
Porcentaje de reducción en área,..(%RA).....	68,15	
Resistencia a la rotura real,..(σ _f).....	101,5	kg/mm ²
Deformación a rotura real,.....(ε _f).....	1,14	
Exponente de endurecimiento,..(n).....	0,178	
Coeficiente de resistencia,.....(K).....	98,7	kg/mm ²
Tenacidad real,.....(U _p).....	112,8	mm.kg/mm ³

Tabla N° 3

Material A508 clase2

Condición Con tratamiento de simulación

Propiedades Monotónicas

Módulo de elasticidad...(E).....	2,09 x 10 ⁴	kg/mm ²
Resistencia a la fluencia,..(0,2%S _y).....	80,9	kg/mm ²
Resistencia máxima,.....(S _u).....	102,8	kg/mm ²
Porcentaje de reducción en área,..(%RA).....	57,1	
Resistencia a la rotura real,.....(σ _f).....	121,5	kg/mm ²
Deformación a rotura real,.....(ε _f).....	0,85	
Exponente de endurecimiento,.....(n).....	0,065	
Coeficiente de resistencia,.....(K).....	122,5	kg/mm ²
Tenacidad real,.....(U _p).....	96,6	mm.kg/mm ³

Tabla N° 4

Material 22NiMoCr37

Condición As Received

Propiedades Monotónicas

Módulo de elasticidad....(E).....	2,22x10 ⁴	kg/mm ²
Resistencia a la fluencia,(0,2% S _y).....	48,9	kg/mm ²
Resistencia máxima,.....(S _u).....	63,7	kg/mm ²
Porcentaje de reducción en área,..(%RA).....	68,8	
Resistencia a la rotura real,.....(σ _f).....	106,7	kg/mm ²
Deformación a rotura real,.....(ε _f).....	1,16	
Exponente de endurecimiento,.....(n).....	0,153	
Coefficiente de resistencia,..(K).....	104	kg/mm ²
Tenacidad real,.....(U _p).....	107,2	mm.kg/mm ³

Tabla N° 5

Material 22NiMoCr37

Condición Con tratamiento de simulación

Módulo de elasticidad,..(E).....	2,56x10 ⁴	kg/mm ²
Resistencia a la fluencia,..(0,2% S _y).....	110	kg/mm ²
Resistencia máxima,..(S _u).....	139,4	kg/mm ²
Porcentaje de reducción en área,..(%RA).....	38,3	
Resistencia a la rotura real,.....(σ _f).....	180	kg/mm ²
Deformación a rotura real,.....(ε _f).....	0,483	
Exponente de endurecimiento,.....(n).....	0,0615	
Coefficiente de resistencia,.....(K).....	189	kg/mm ²
Tenacidad real,.....(U _p).....	94	mm.kg/mm ³

Tabla N° 6

Material A508 clase2

Condición As Received

Propiedades Cíclicas

Resistencia a la fluencia cíclica,..(0,2% S'_y).....	38,01	kg/mm ²
Exponente de endurecimiento cíclico,..(n')	0,157	
Coefficiente de resistencia cíclico,..(K')	67,2	kg/mm ²
Coefficiente de resistencia a fatiga,..(σ'_f).....	116,4	kg/mm ²
Coefficiente de ductilidad a fatiga,..(ϵ'_f).....	2,53	
Exponente de resistencia a fatiga,..(b).....	-0,11	
Exponente de ductilidad a fatiga,..(c).....	-0,80	
Punto de transición,..(2N _t).....	6,5x10 ³	

Tabla N° 7

Material A508 clase2

Condición Con tratamiento de simulación

Propiedades Cíclicas

Resistencia a la fluencia cíclica,..(0,2% S'_y).....	60,2	kg/mm ²
Exponente de endurecimiento cíclico,(n')	0,139	
Coefficiente de resistencia cíclico,..(K')	101	kg/mm ²
Coefficiente de resistencia a fatiga,(σ'_f).....	121,5	kg/mm ²
Coefficiente de ductilidad a fatiga,..(ϵ'_f).....	0,329	
Exponente de resistencia a fatiga,..(b).....	-0,083	
Exponente de ductilidad a fatiga,..(c).....	-0,587	
Punto de transición,..(2N _t).....	2,75x10 ³	

Tabla N° 8

Material 22NiMoCr37

Condición As Received

Propiedades Cíclicas

Resistencia a la fluencia cíclica,..(0,2 % S'_y).....	43,2	kg/mm ²
Exponente de endurecimiento cíclico,..(n')	0,138	
Coefficiente de resistencia cíclico,..(K')	68,87	kg/mm ²
Coefficiente de resistencia a fatiga,..(σ'_f)	106,7	kg/mm ²
Coefficiente de ductilidad a fatiga,..(ϵ'_f)	1,64	
Exponente de resistencia a fatiga,..(b)	-0,12	
Exponente de ductilidad a fatiga,..(c)	-0,79	
Punto de transición,..(2N _t)	6x10 ³	

Tabla N° 9

Material 22NiMoCr37

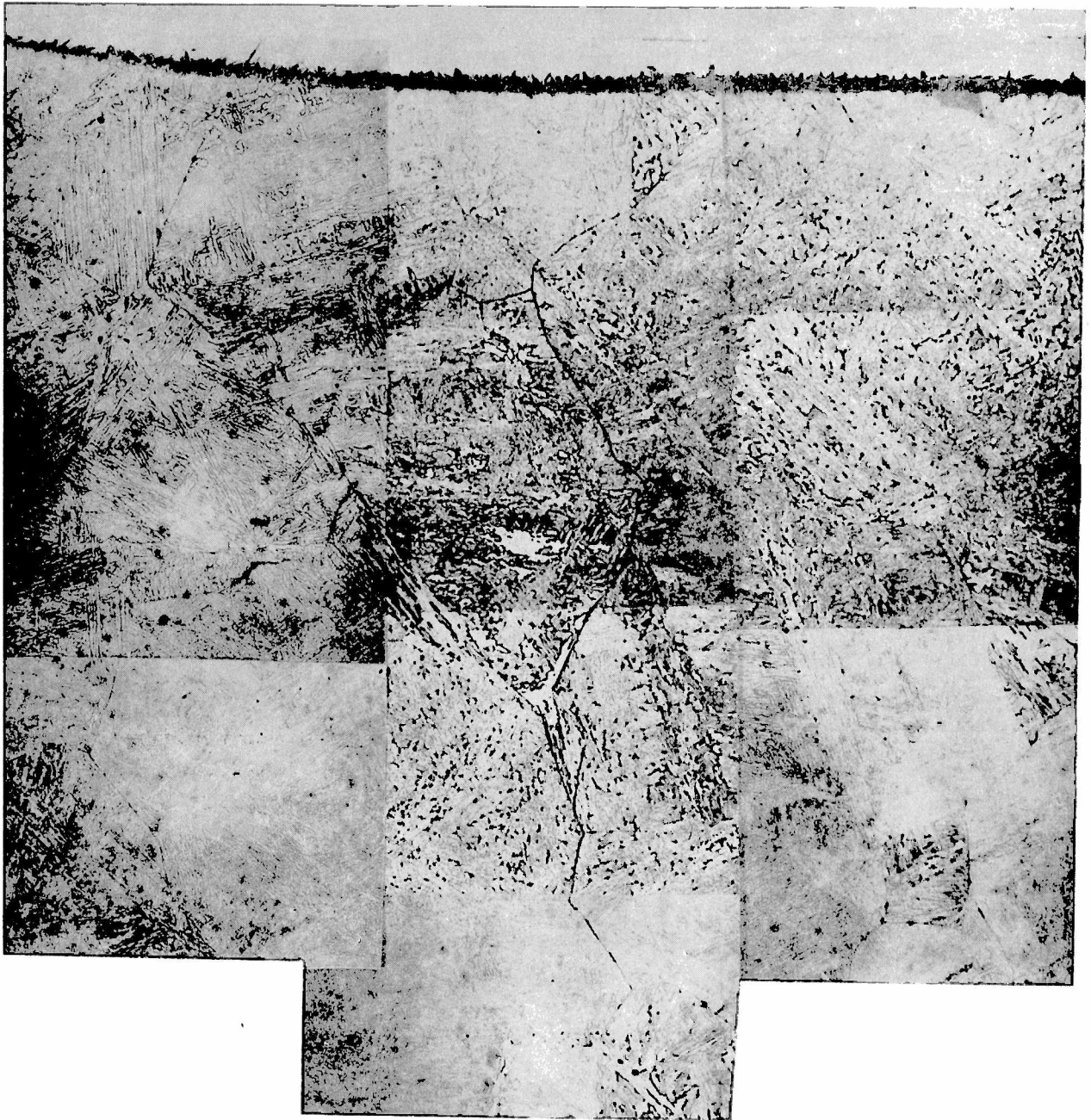
Condición Con tratamiento de simulación

Propiedades Cíclicas

Resistencia a la fluencia cíclica,..(0,2% S'_y).....	103	kg/mm ²
Exponente de endurecimiento cíclico,..(n')	0,184	
Coefficiente de resistencia cíclico,..(K')	182,5	kg/mm ²
Coefficiente de resistencia a fatiga,..(σ'_f)	207	kg/mm ²
Coefficiente de ductilidad a fatiga,..(ϵ'_f)	0,105	
Exponente de resistencia a fatiga,..(b)	-0,044	
Exponente de ductilidad a fatiga,..(c)	-0,515	
Punto de transición,..(2N _t)	2,45x10 ²	

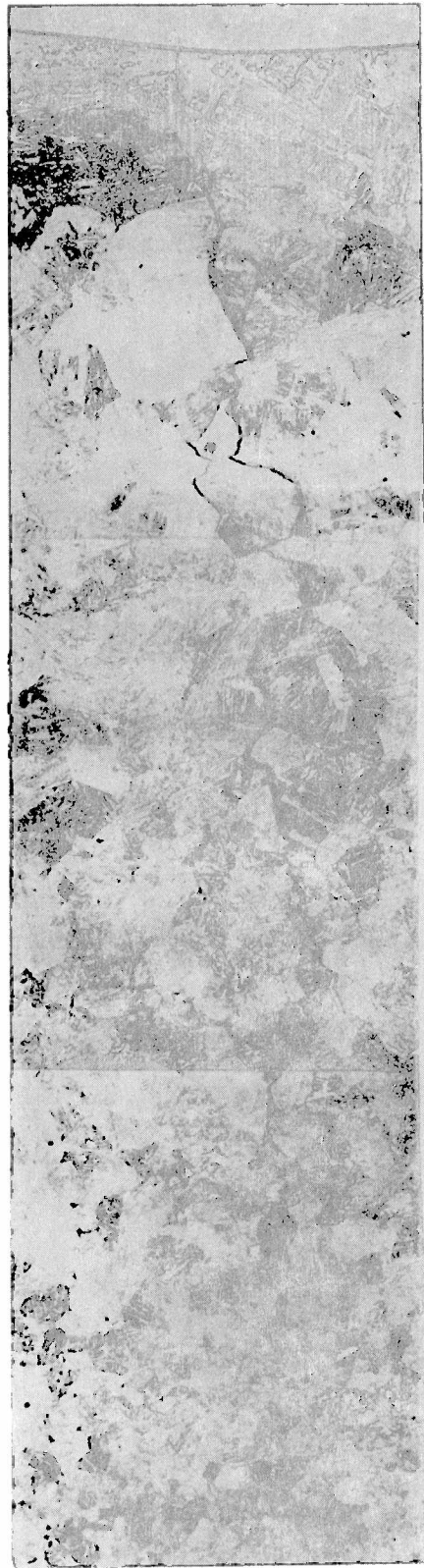
Probeta	Material	Estado	$\Delta E / 2$	$\Delta E_p / 2$	$\Delta E_c / 2$	$\sigma_{e.}$ estacionario	f (c/s)	$\dot{\Phi}$ (s^{-1})	2NF
C	A508-II	As/Rec.	0,01156	0,00893	0,00263	51,2	0,1064	0,00492	1073
D	A508-II	As/Rec.	0,01122	0,00850	0,00272	50,8	0,1064	0,00477	1232
X	A508-II	As/Rec.	0,00406	0,00201	0,00205	37,2	0,1331	0,00216	18839
Z	A508-II	As/Rec.	0,01830	0,01538	0,00295	51,8	0,0590	0,00432	535
49,2	22NiMoCr37	As/Rec.	0,01840	0,01568	0,00271	56,5	0,0590	0,00434	392
52,2	22NiMoCr37	As/Rec.	0,00456	0,00222	0,00234	42,4	0,1331	0,00242	13897
58,2	22NiMoCr37	As/Rec.	0,01020	0,00798	0,00222	52,3	0,0532	0,00217	890
AT-5	A508-II	SIM	0,01220	0,00585	0,00615	123	0,0125	0,00060	227
AT-9	A508-II	SIM	0,00997	0,00645	0,00353	63,8	0,0150	0,00060	818
46,2	22NiMoCr37	SIM	0,01010	0,00400	0,00610	112	0,0130	0,00061	611

Tabla N° 10



221X

Figura 1.- Separación intergranular en borde de grano austenítico primario en acero tipo 22NiMoCr37



63X

Figura 2.- Separación intergranular en borde de grano austenítico primario en acero tipo 22NiMoCr37.-

Section of Clad Plate Showing Cracks

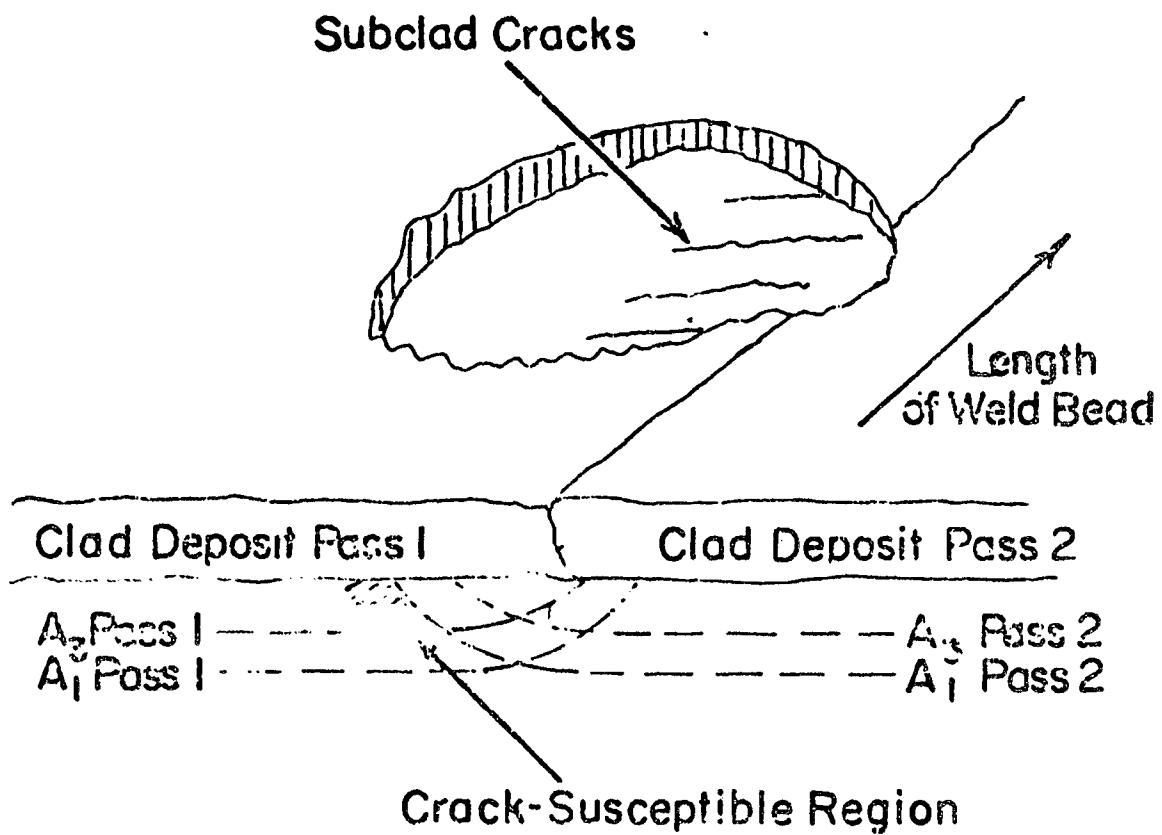


Figura 3.- Esquema de una sección de material placado mostrando disposición de separaciones intergranulares.
Cortesía de A.W. Pense (3)

Probeabmessung: 4,1 x 4,4 mm ϕ x 15 mm Ausschnittgröße: 6/7 ASTM
 Austenitisierungstemperatur: 300 °C Halbedauer: 30 min
 Ac₁-Punkt: 719 °C } gemessen beim Erwärmen mit Dilatometer
 Ac₃-Punkt: 825 °C }

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V			Cu	Sn	Al	Nb
22 295	20	27	85	010	008	18	05	86	<03					0007	

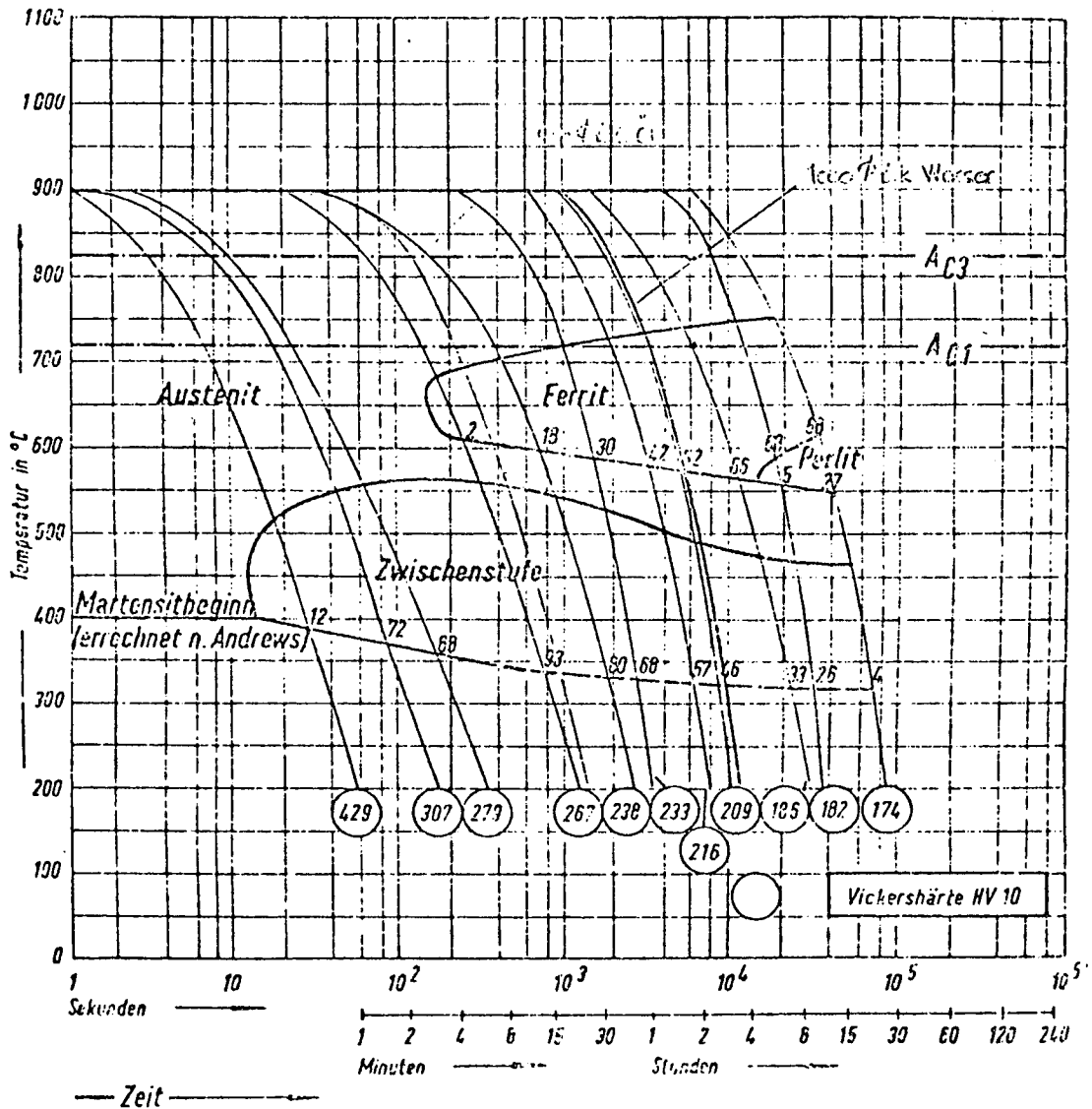
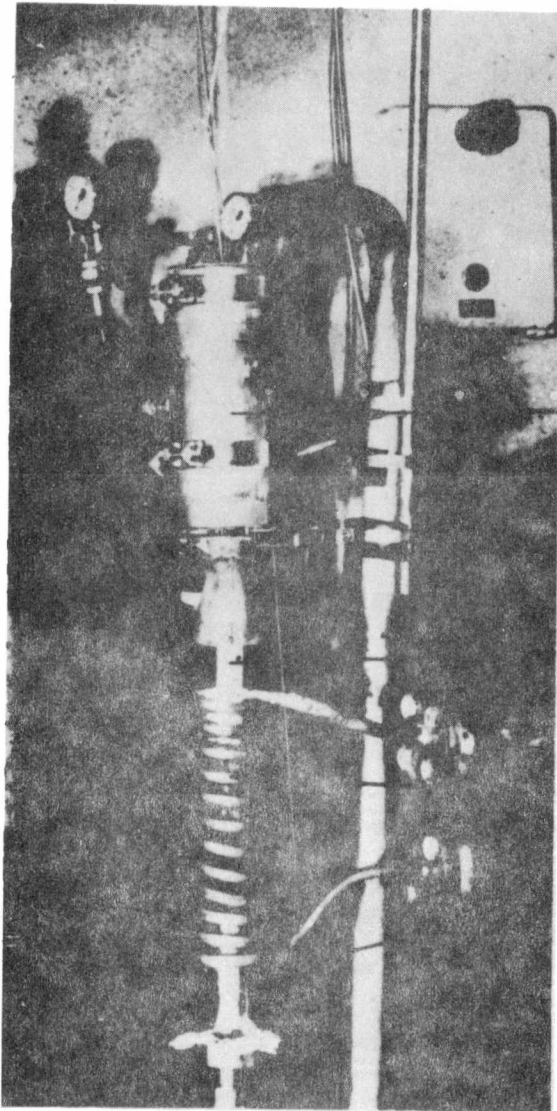


Figura 4.- Diagrama de enfriamiento continuo TTT del acero estructural 22NiMoCr37.- Cortesía de Fa. Reisholz (8).-

Schweißsimulation von Bolzen mit der
Abmessung 12,5 \varnothing x 100 mm

zu LB Nr. 58/7.

Anlage 4



Abkühlbrause

Probe

Induktor

Quarzrohr

73-264

Abb. 4: Transport der Probe in die Gasabkühlbrause

Figura 5.- Equipo utilizado para el tratamiento de simulación.

Cortesía de SIEMENS A.G. (4)

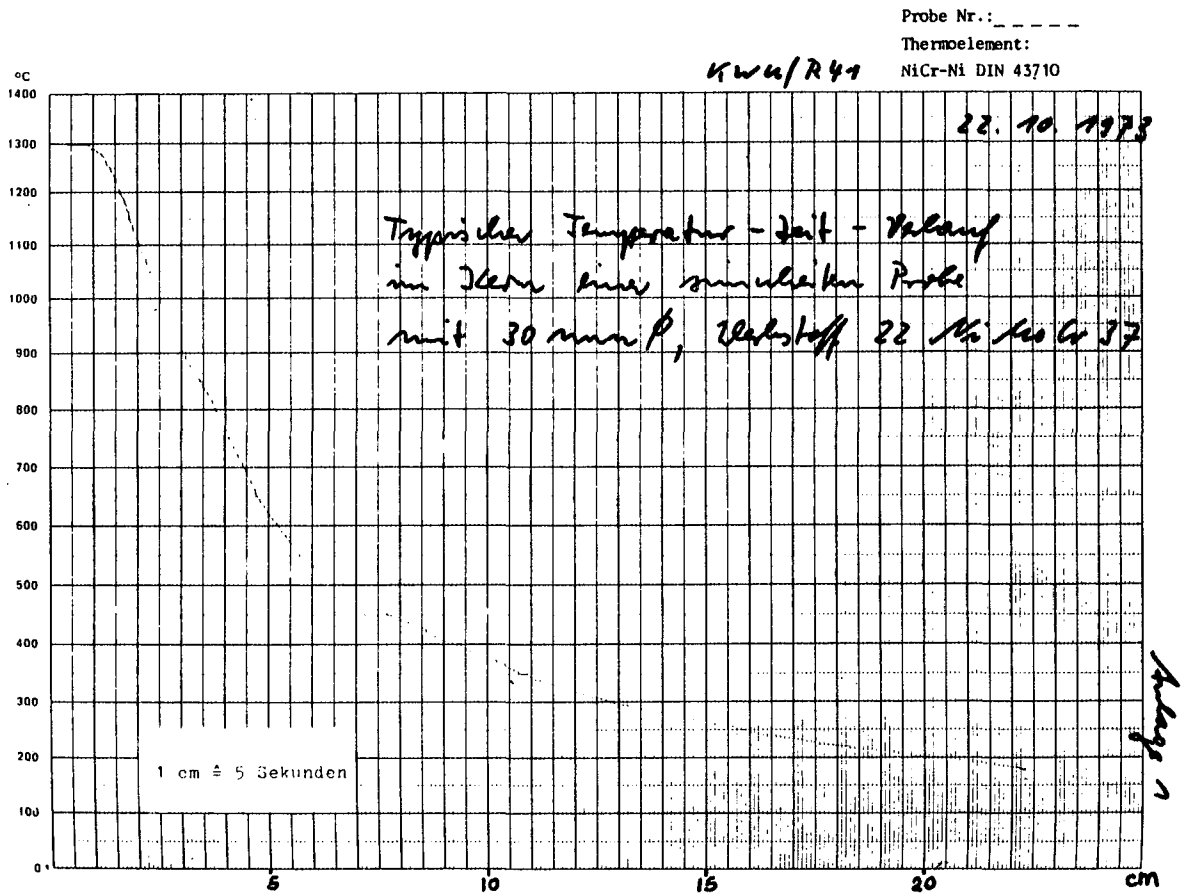


Figura 6.- Curva típica de enfriamiento del tratamiento de simulación para el acero 22NiMoCr37. Cortesía de SIEMENS A.G. (9).-

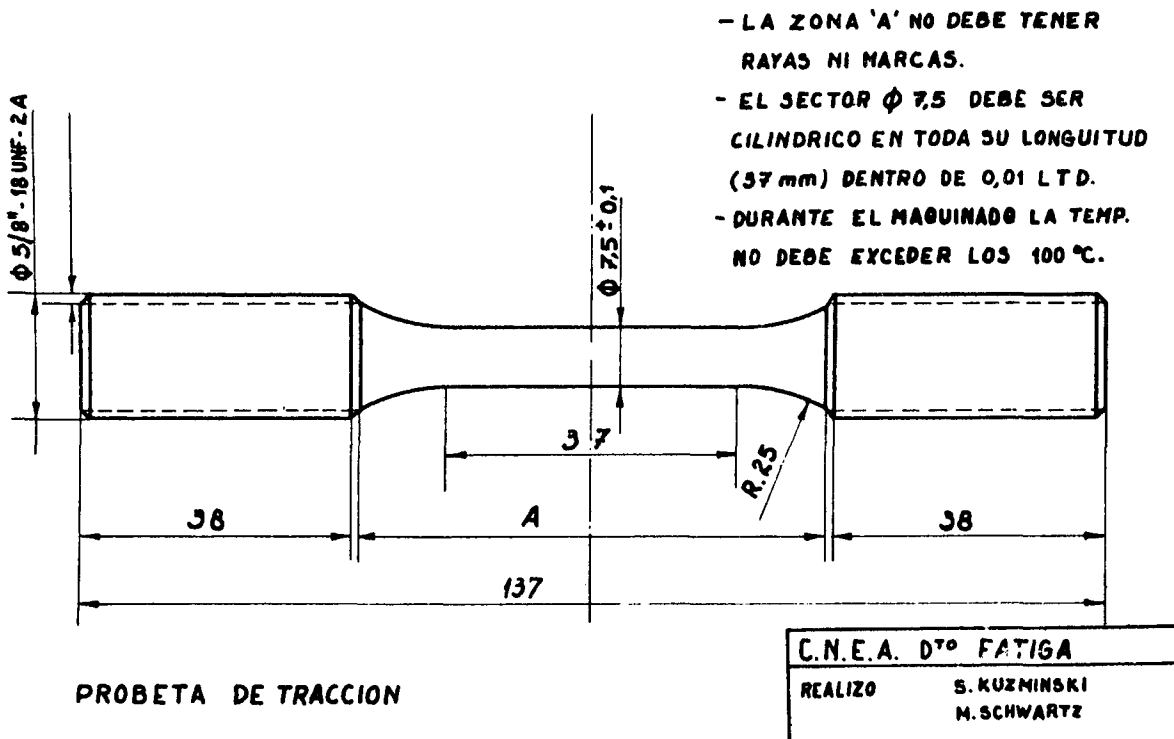


Figura 7.- Diseño de la probeta para ensayos de tracción.-

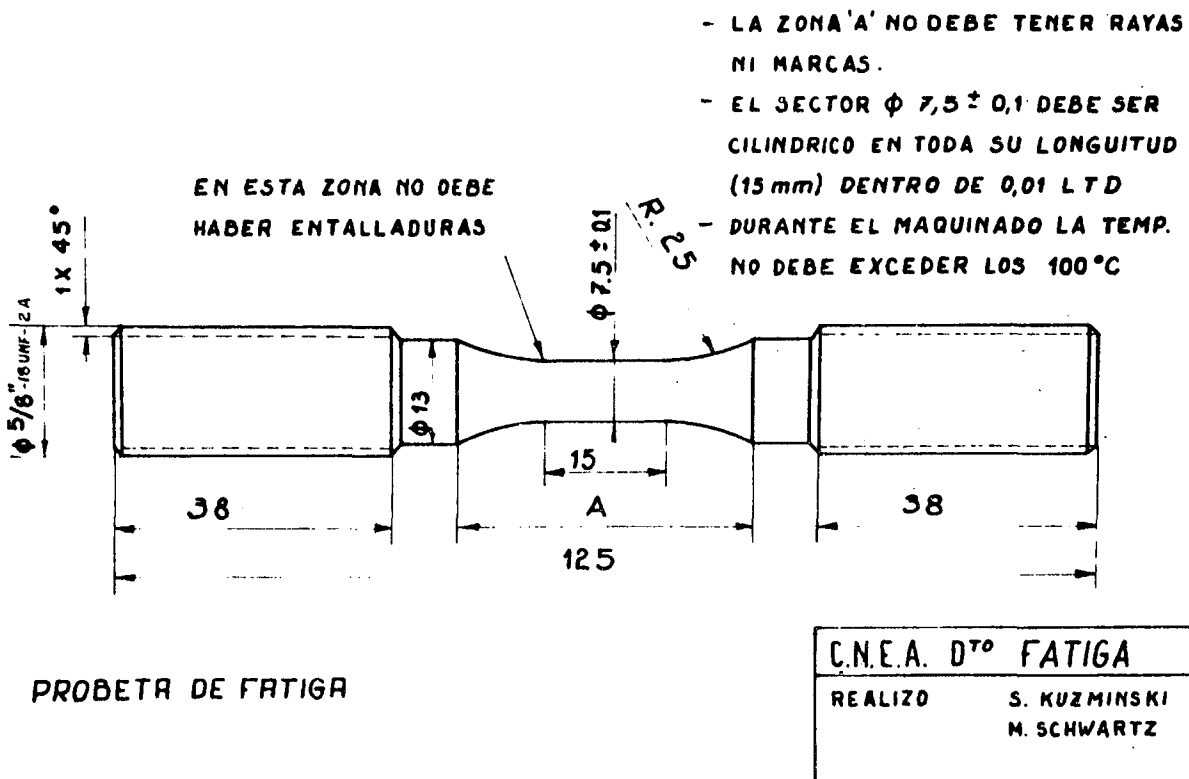


Figura 8.- Diseño de la probeta para ensayos de fatiga.-

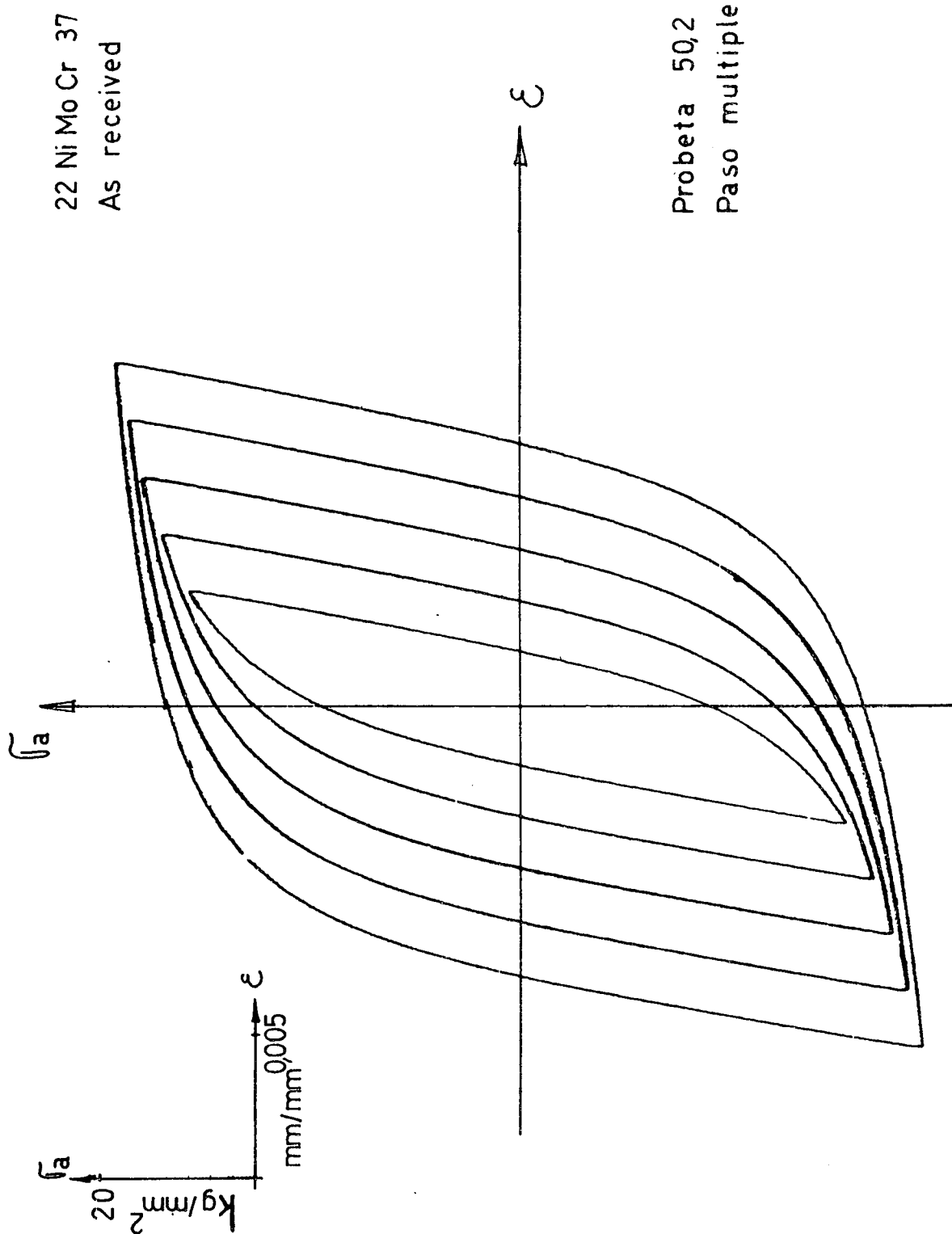


Figura 9.- Curva tensión-deformación cíclica, paso múltiple del acero tipo 22NiMoCr37 en condición As Received

$$\dot{\phi} = 4 \times 10^{-3} \text{ seg.}^{-1}$$

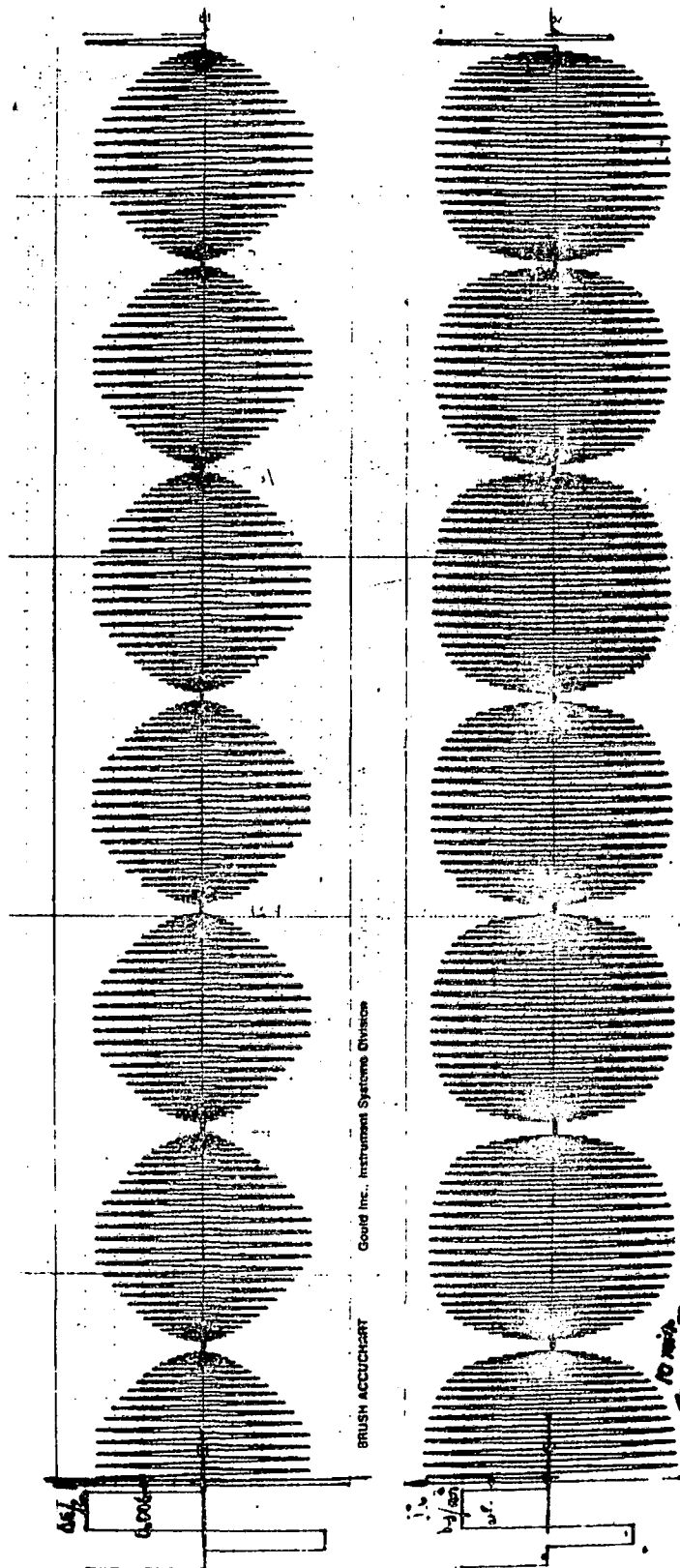


Figura 10.- Bloques de amplitud de deformación gradualmente crecientes y decrecientes y su respuesta en tensión cíclica.

Acero tipo 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.-

$$\dot{\phi} = 5,6 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$$

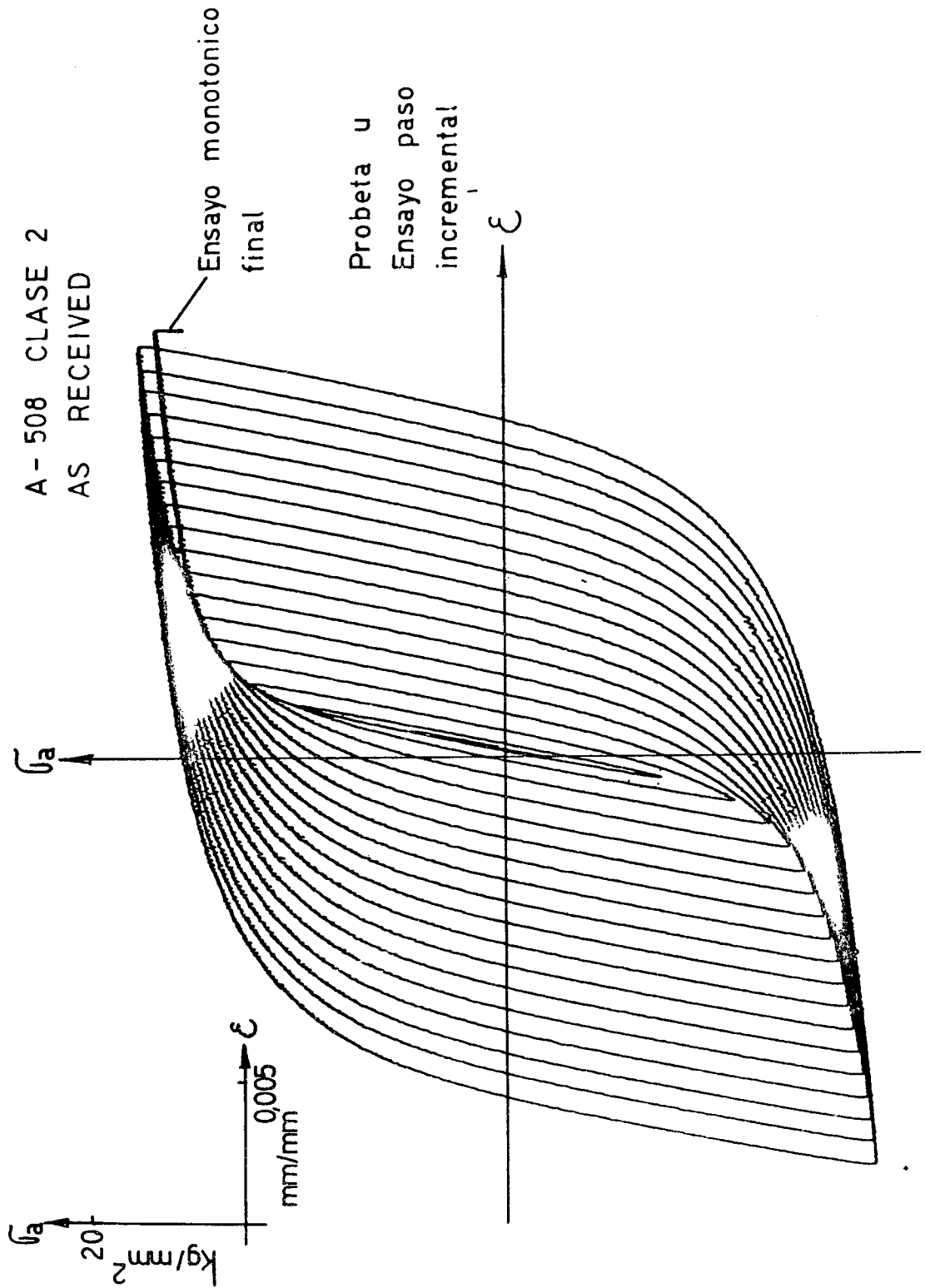


Figura 11.- Curva tensión-deformación cíclica, paso incremental, acero tipo A508 clase 2 As Received.-
 $\phi = 5,6 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$

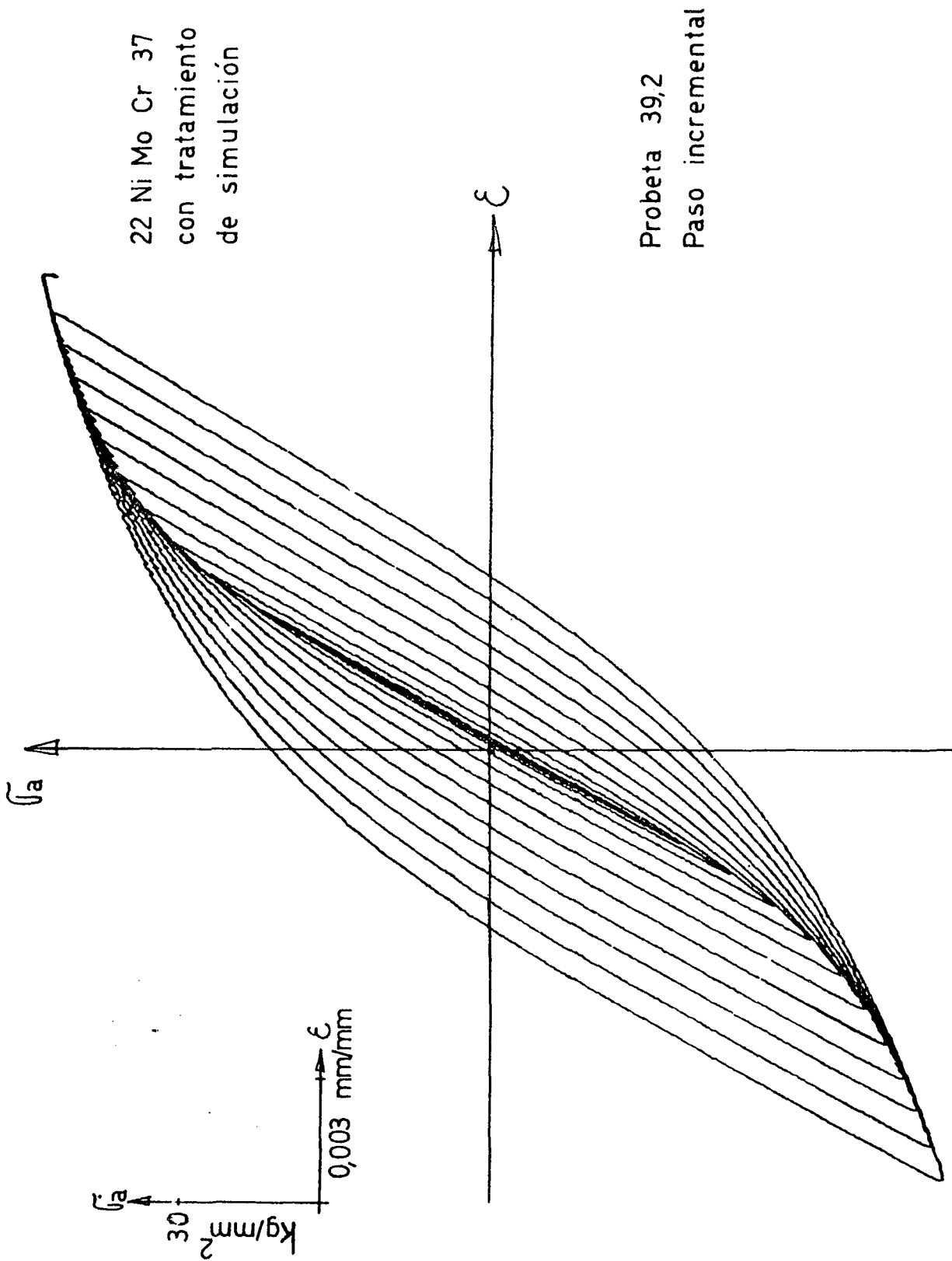
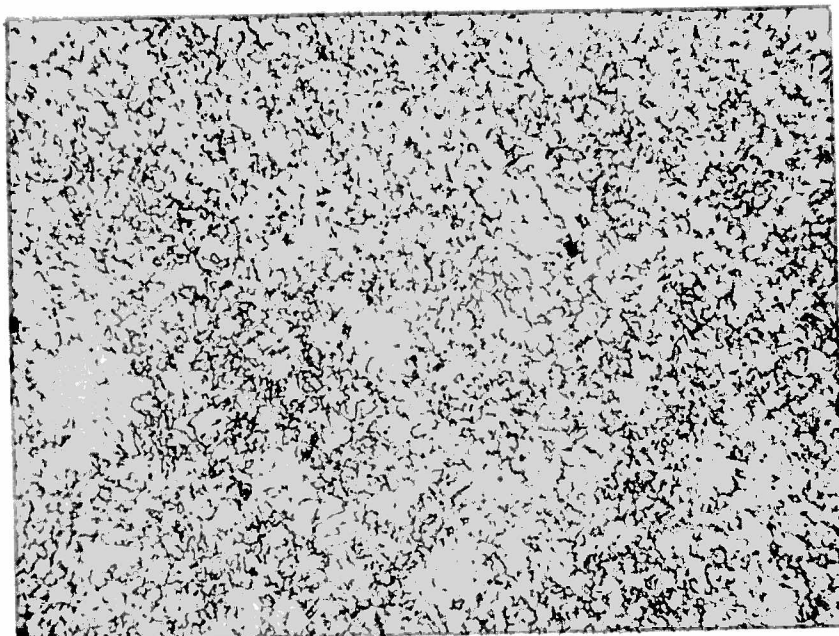


Figura 12.- Curva tensión-deformación cíclica, paso incremental
acero tipo 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.

$$\dot{\phi} = 5,6 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$$



100X

Figura 13.- Acero A508 clase2 As Received. Dureza $H_{V20}=185$
200. Tamaño de grano ASTM N°8.-

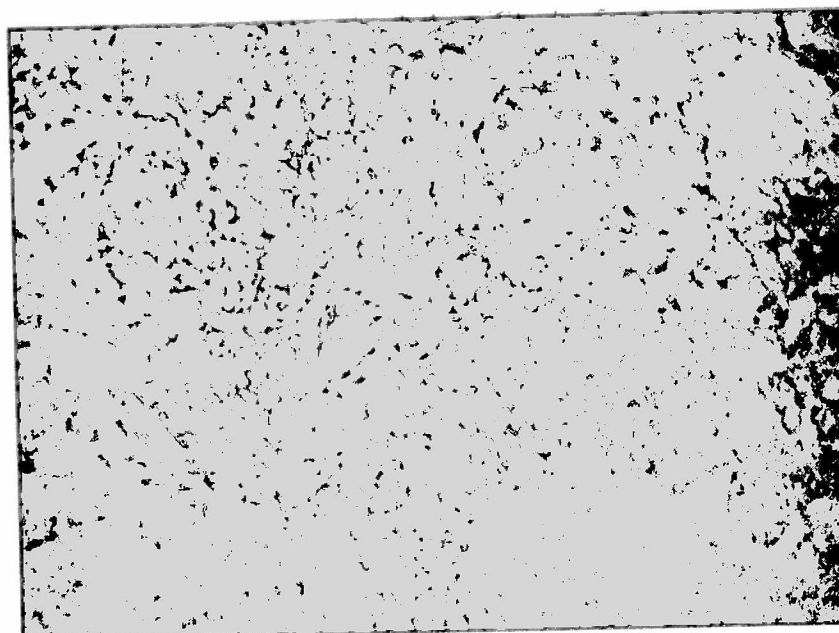


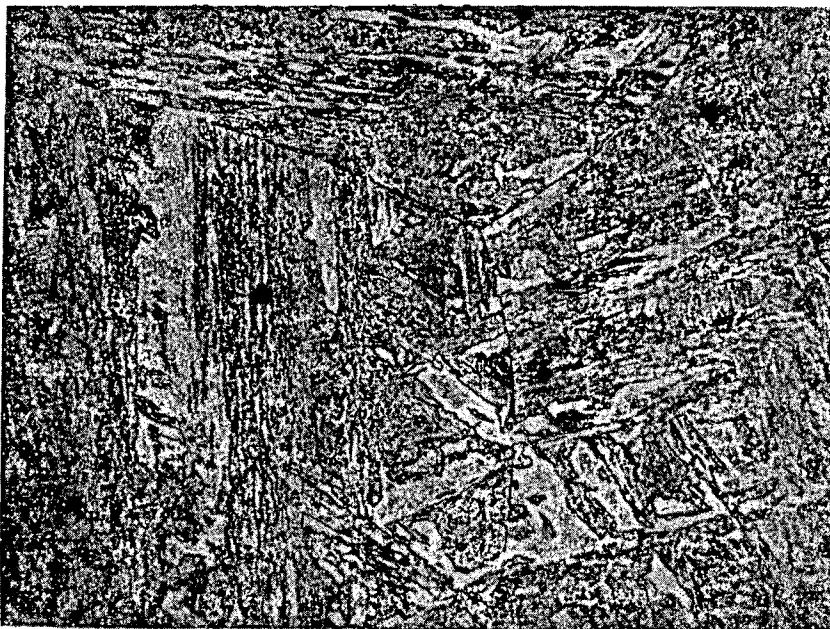
Figura 14.- Acero A508 clase2 As Received

500X



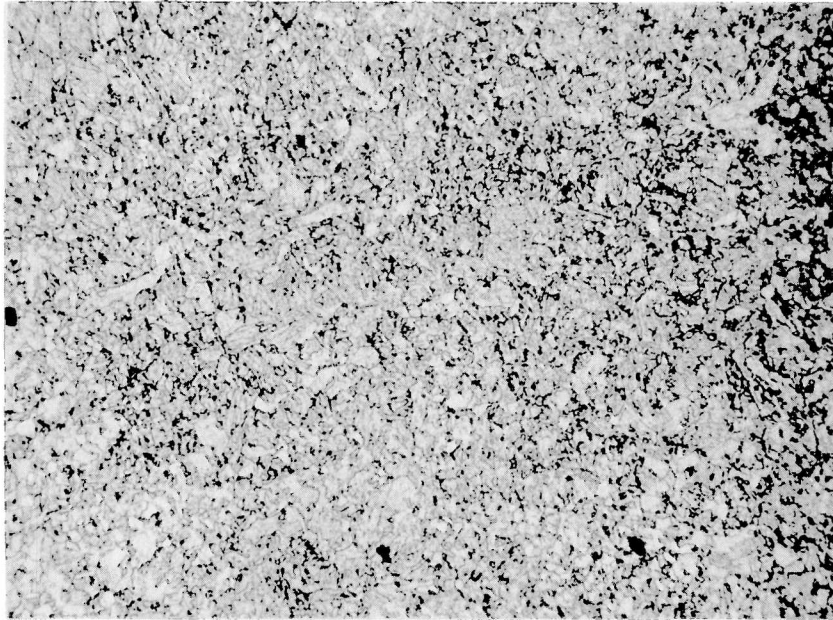
100X

Figura 15.- Acero A508 clase2 con tratamiento de simulación.
Dureza H_{v20} = 300 a 400. Tamaño de grano ASTM N°1.-



400X

Figura 16.- Acero A508 clase2 con tratamiento de simulación.



100X

Figura 17.- Acero 22NiMoCr37 As Received. Dureza H_{v20} = 185 a 200
Tamaño de grano ASTM N°8.-

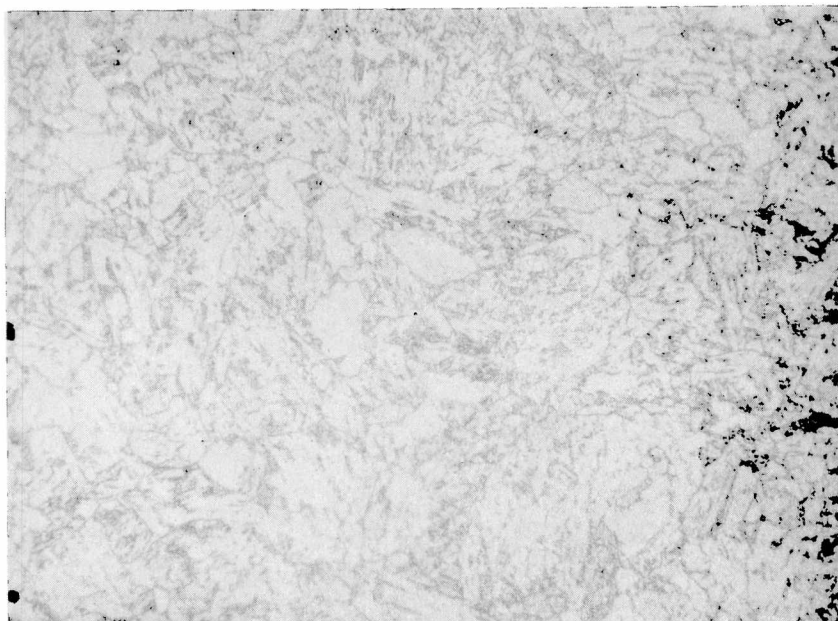
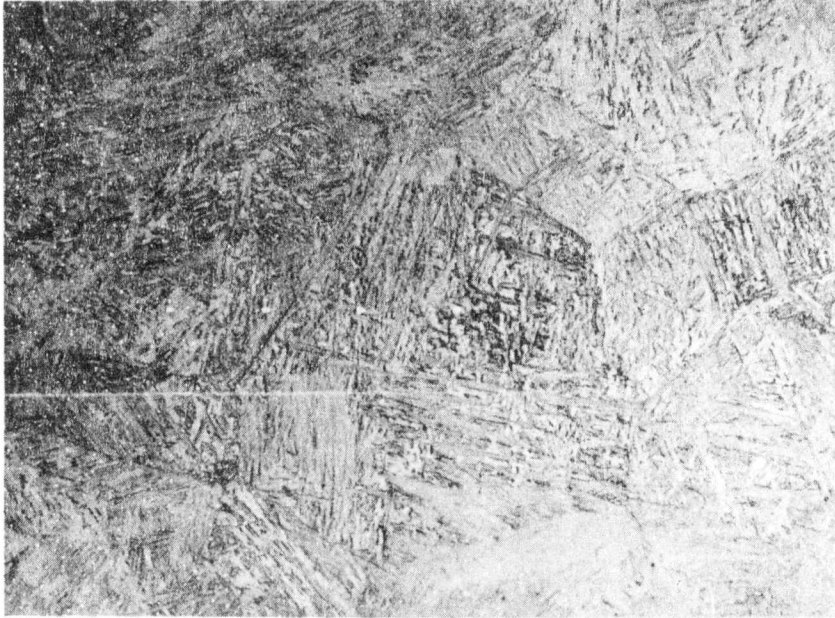


Figura 18.- Acero 22NiMoCr37 As Received

500X



100X

Figura 19.- Acero 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.
Dureza H_{v20} = 320 a 360. Tamaño de grano ASTM menor que 1.-

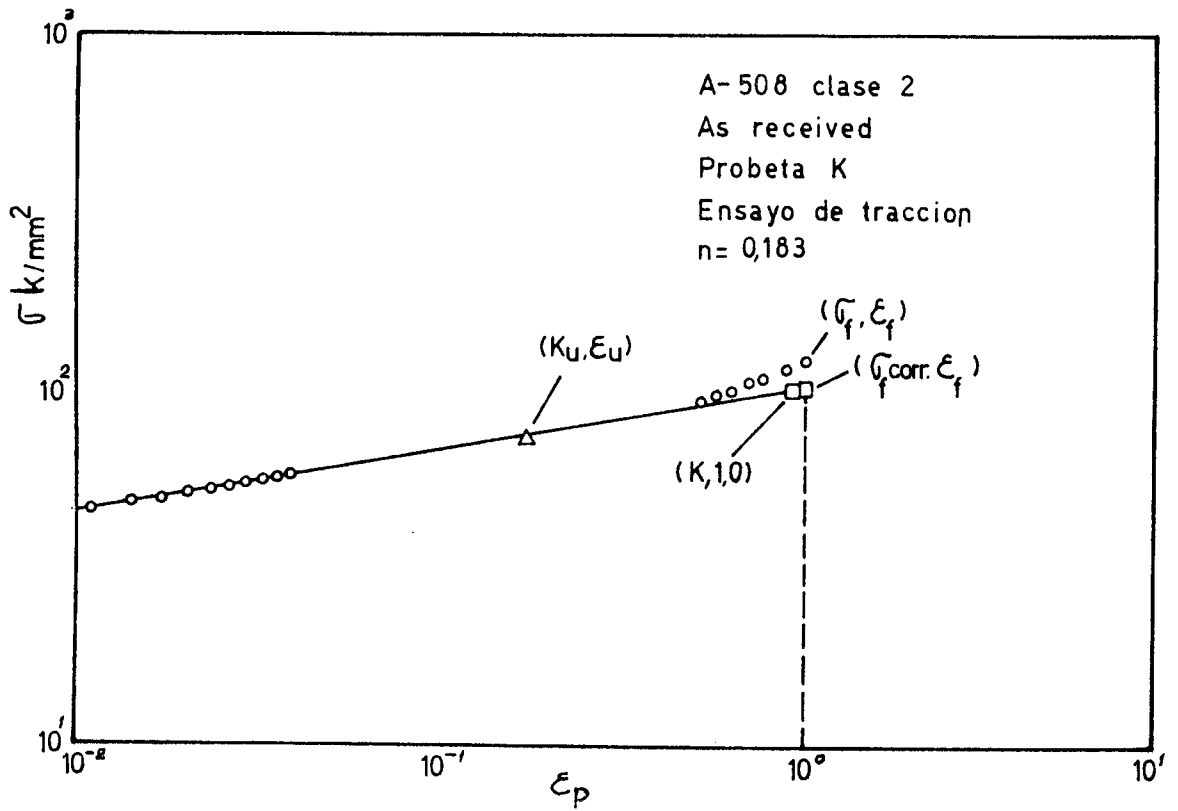


Figura 20.-

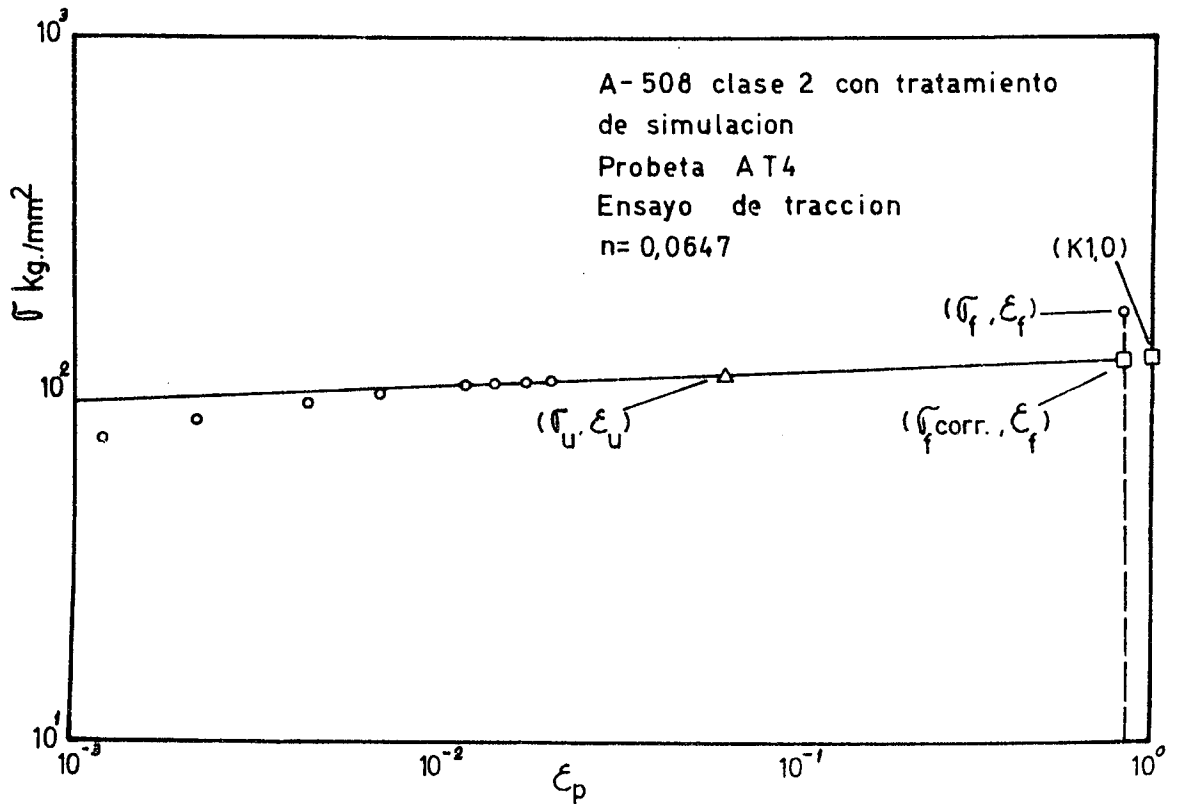


Figura 21.-

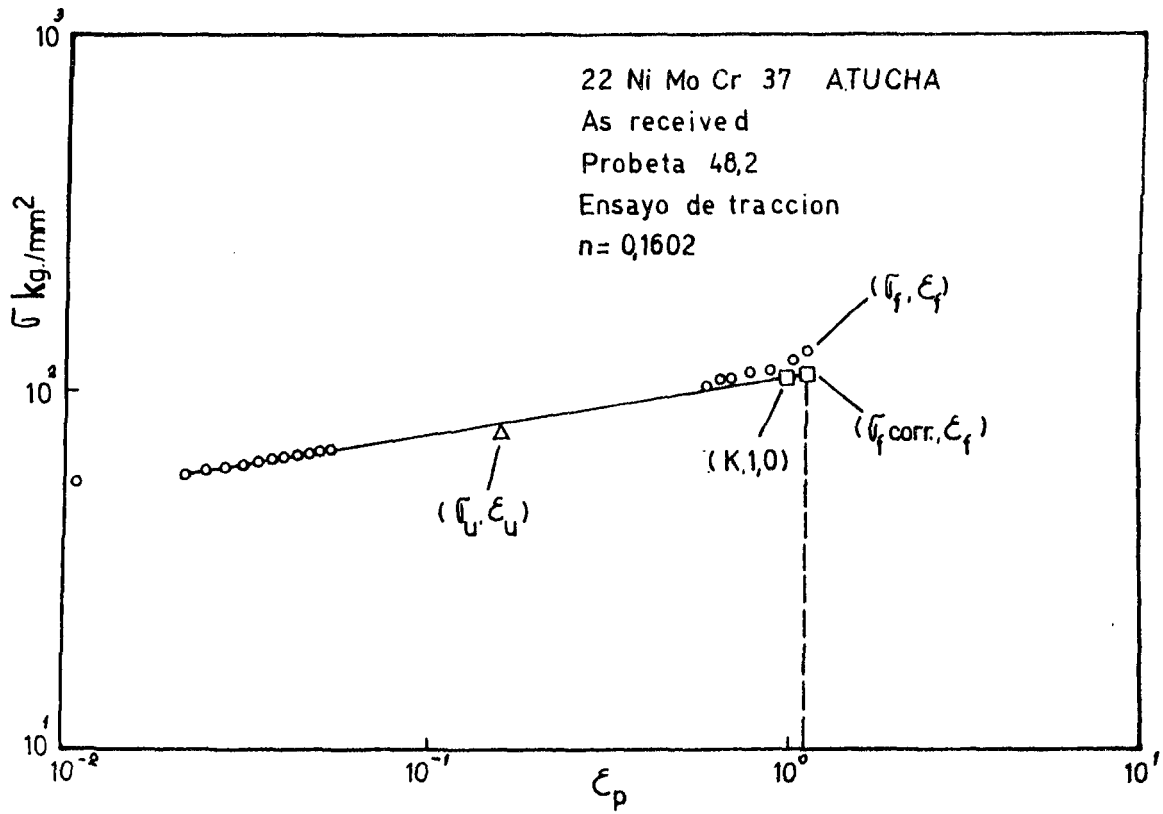


Figura 22.-

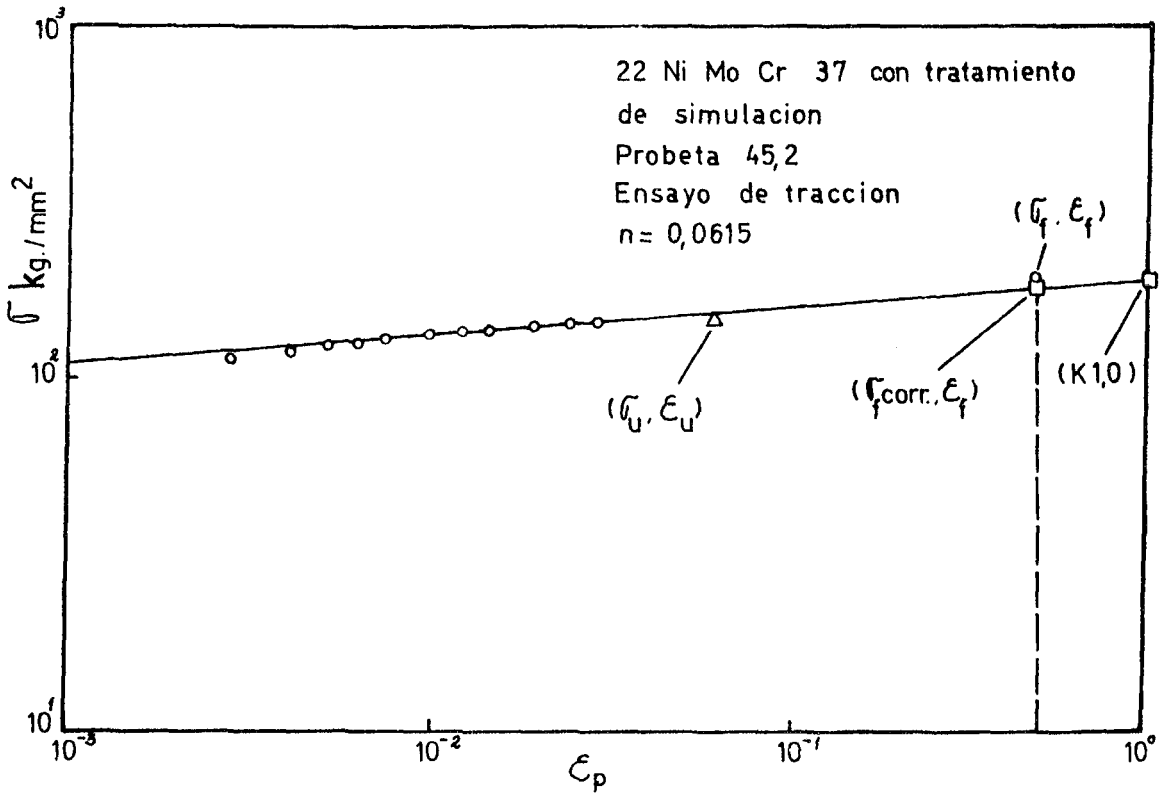


Figura 23.-

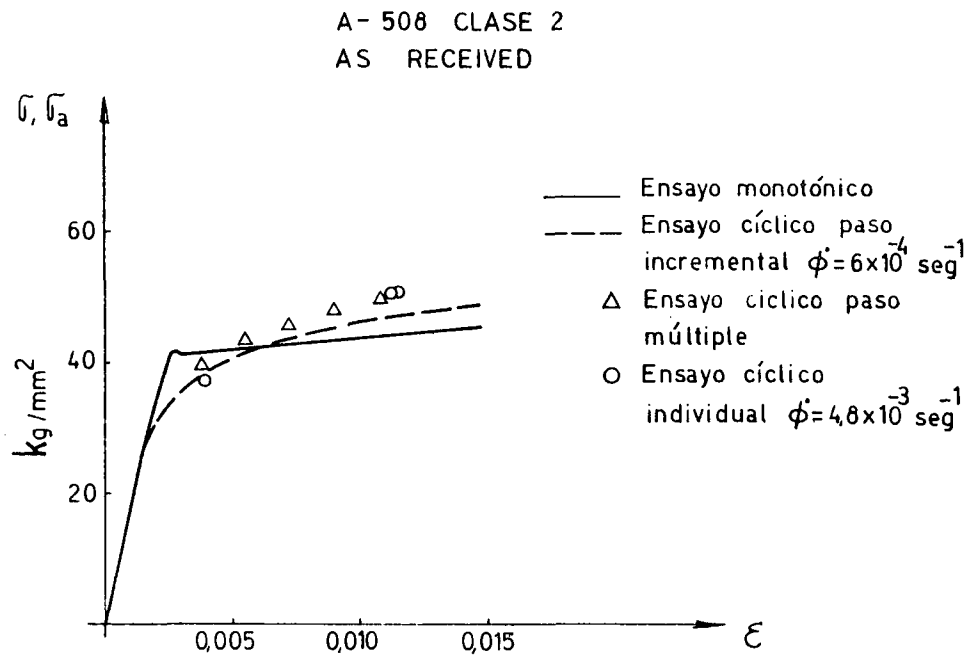


Figura 24.- Curva cíclica vs. curva monotónica en acero A508 clase2 As Recived.-

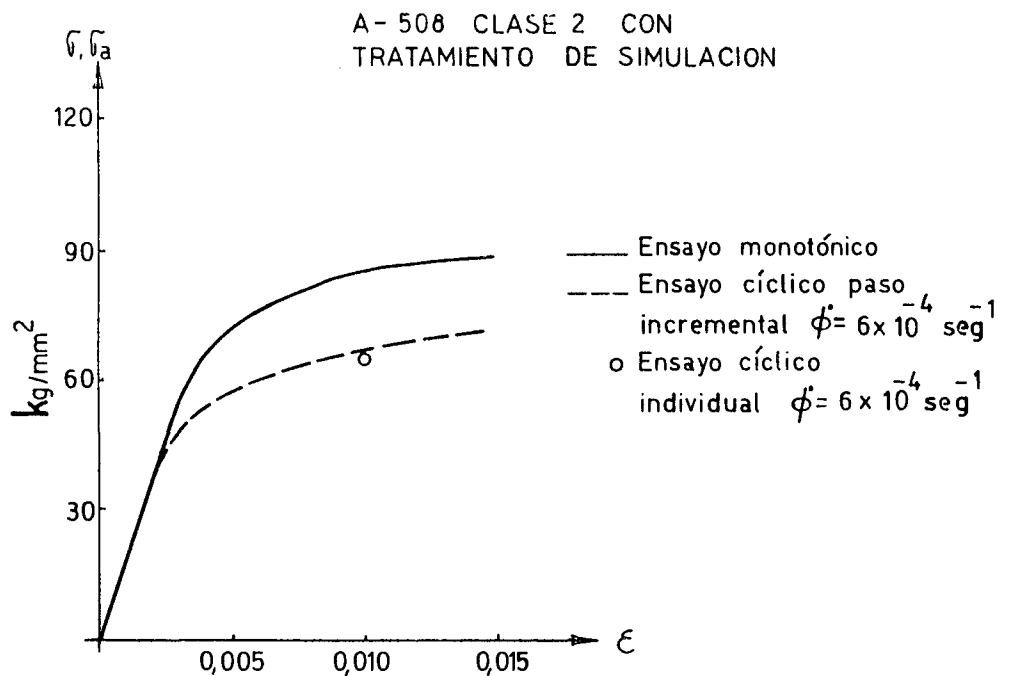


Figura 25.- Curva cíclica vs. curva monotónica en acero A508 clase2 con tratamiento de simulación.-

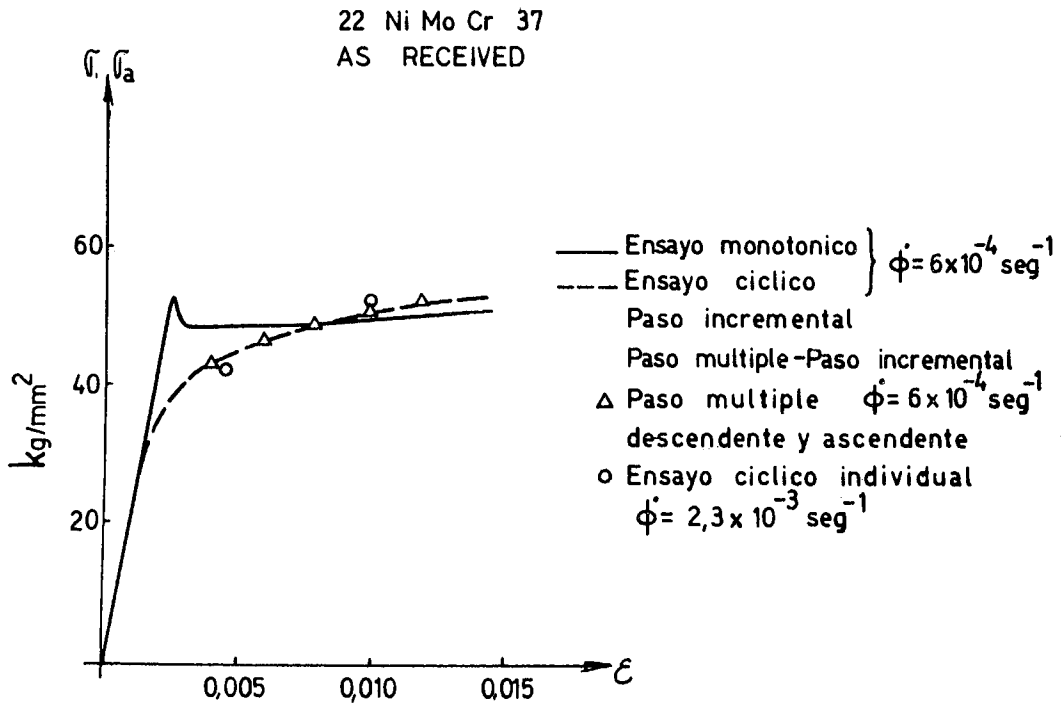


Figura 26.- Curva cíclica vs. curva monotónica en acero
22NiMoCr37 As Received.-

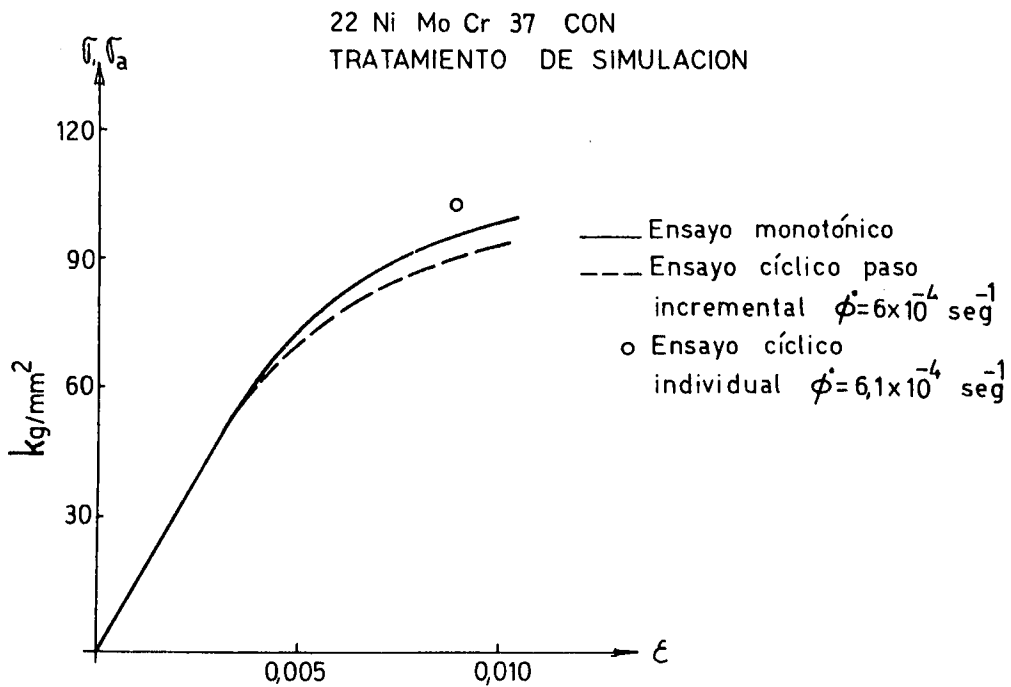


Figura 27.- Curva cíclica vs. curva monotónica en acero
22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.-

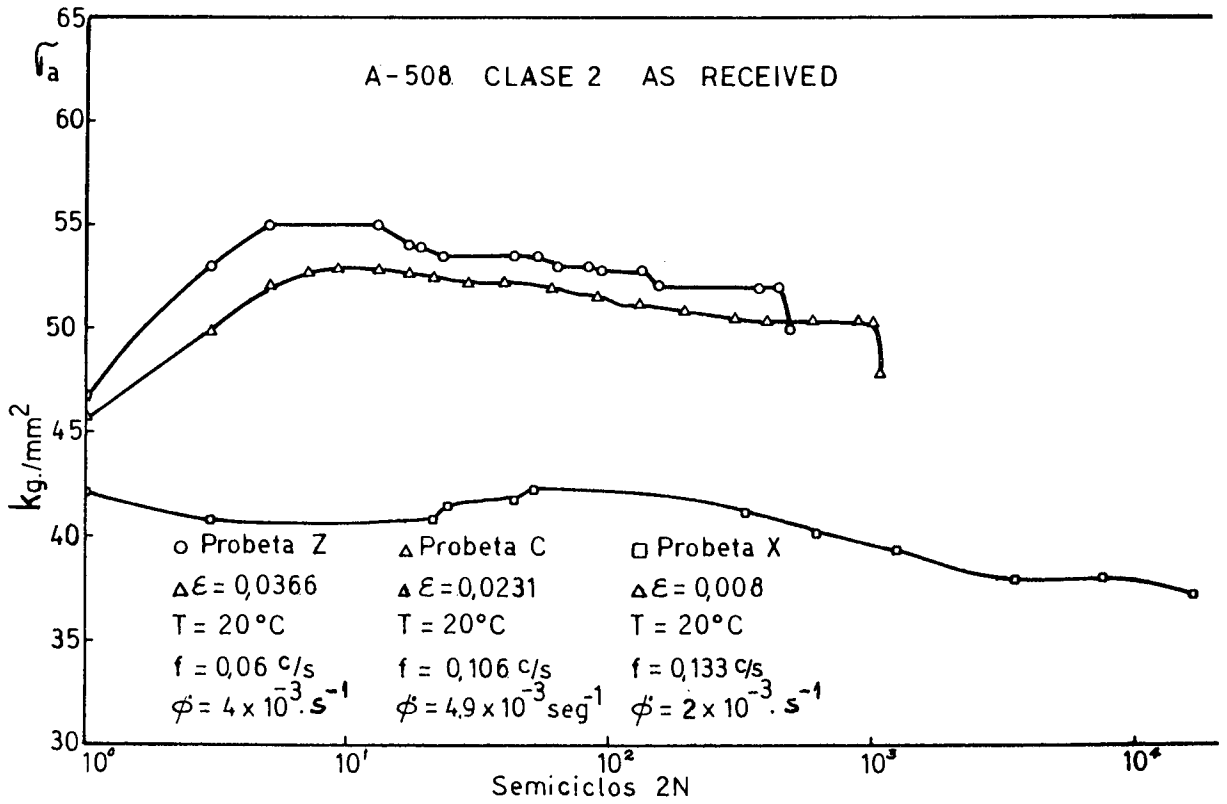


Figura 28.- Curvas σ_a vs. 2N del acero A508 clase2 As Received.-

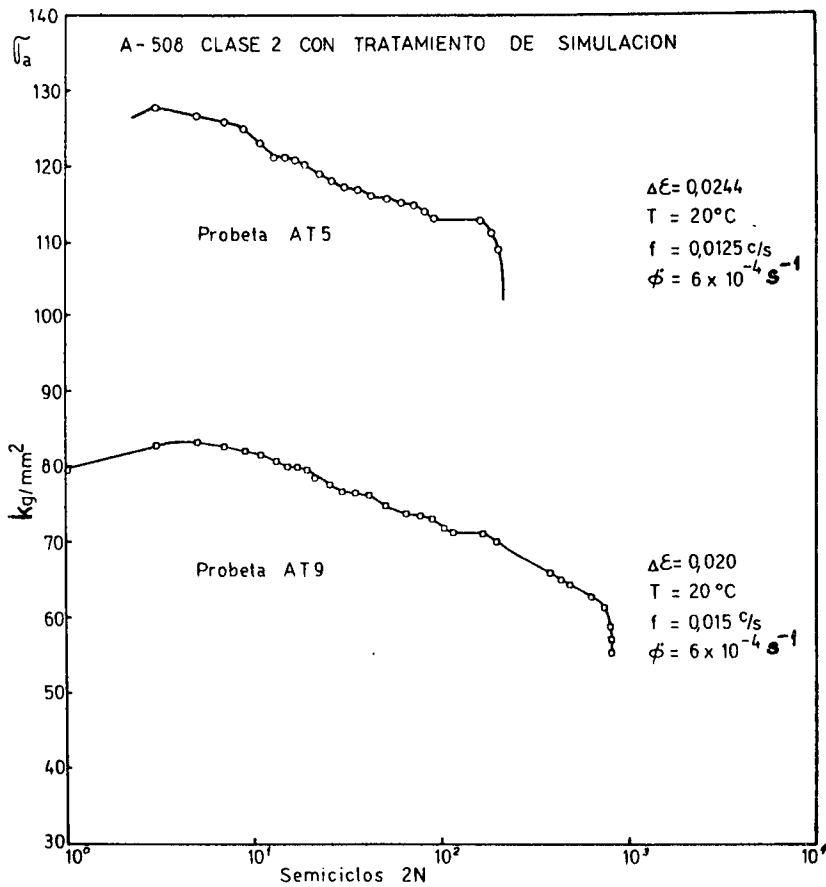


Figura 29.- Curvas σ_a vs. 2N del acero A508 clase2 con tratamiento de simulación.-

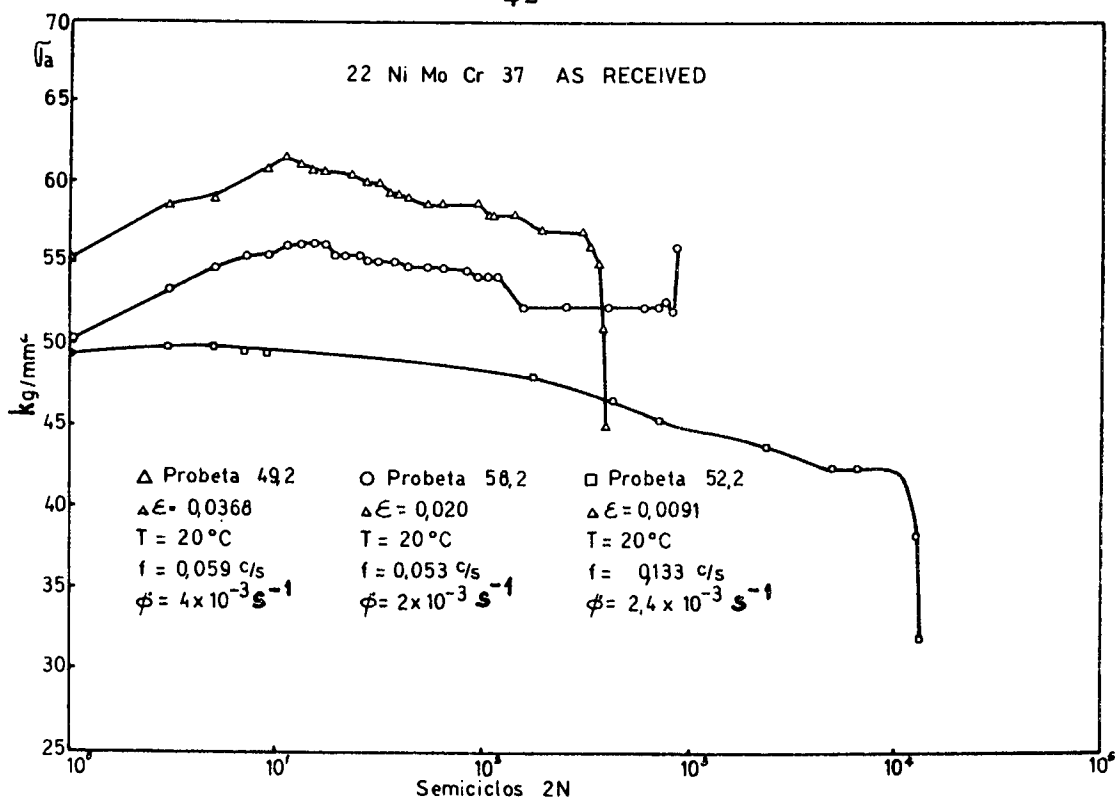


Figura 30.- Curvas σ_a vs. 2N del acero 22NiMoCr37 As Received.-

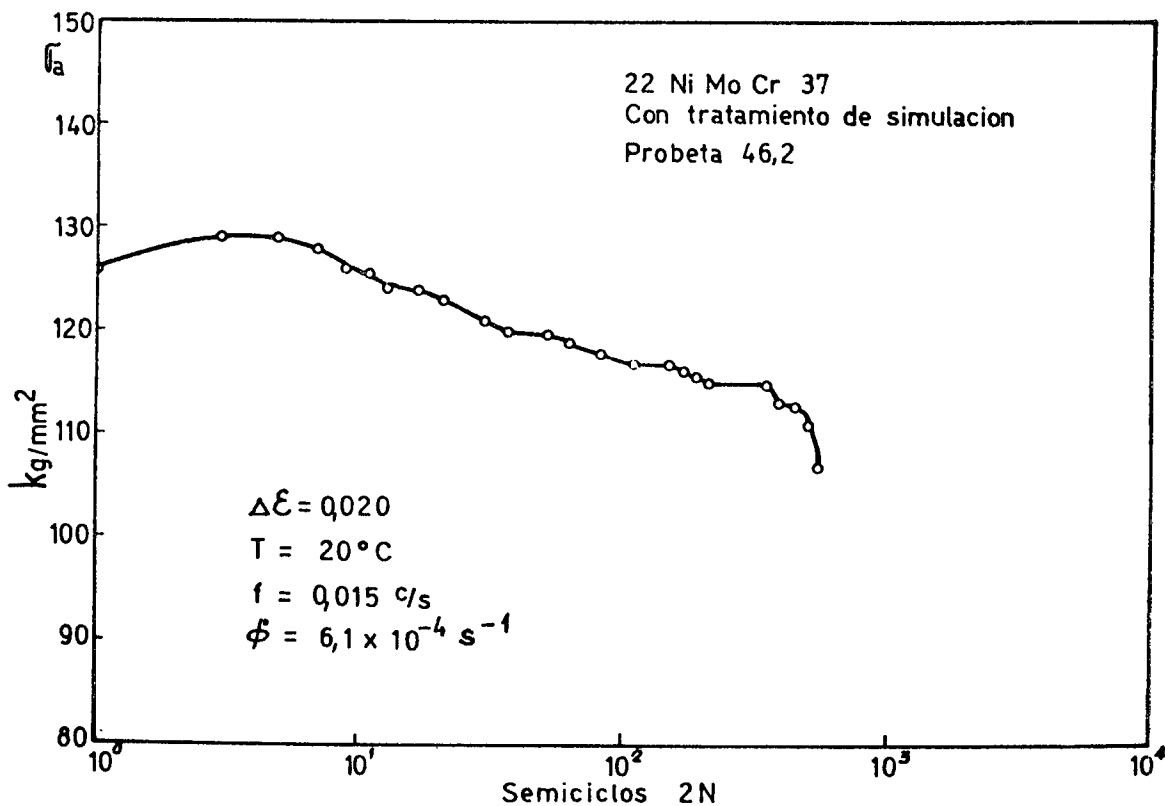


Figura 31.- Curvas σ_a vs. 2N del acero 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.-

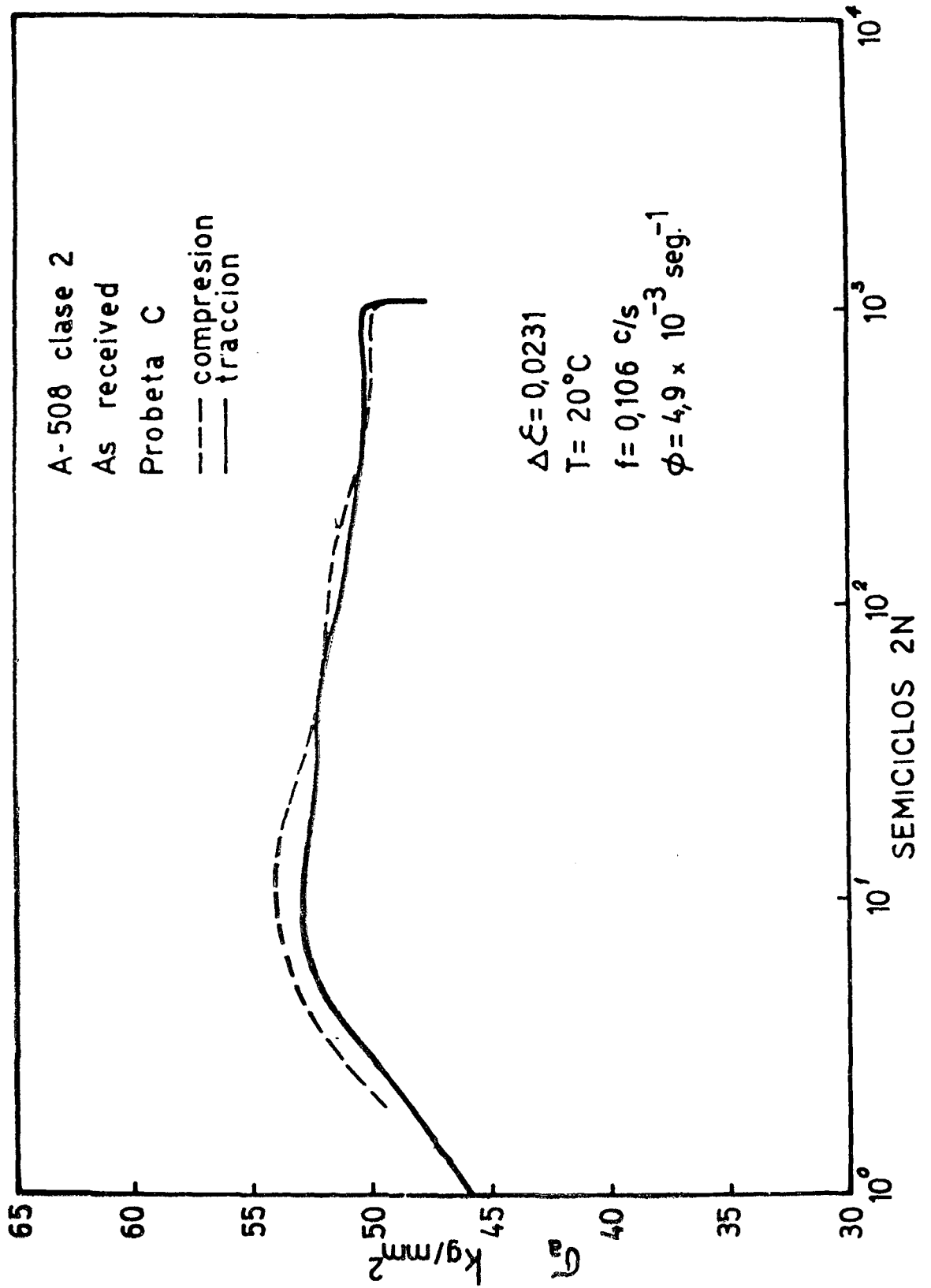


Figura 32.- Curva G_a vs. 2N en acero A508 clase2 As Received.-

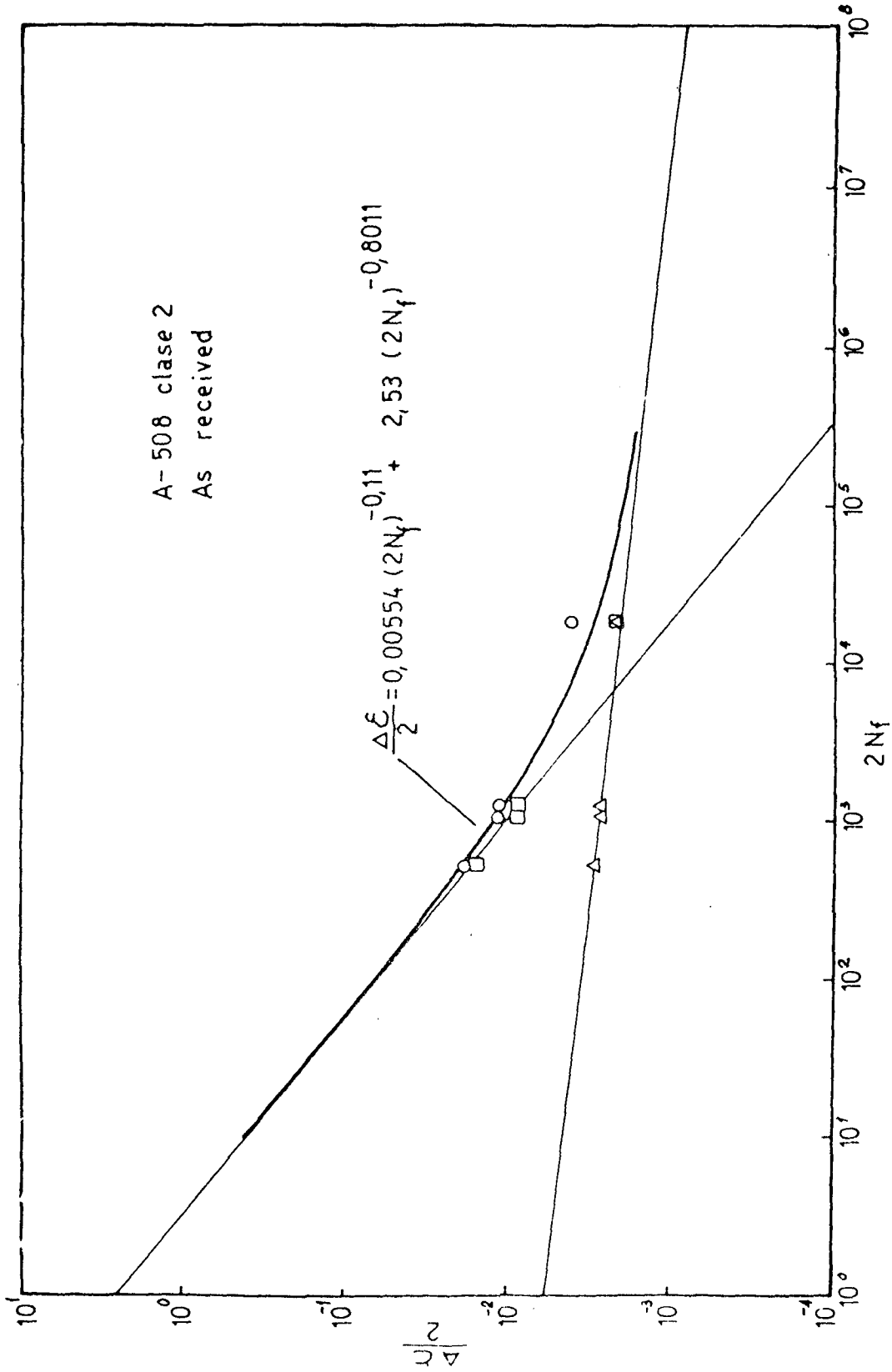


Figura 33.- Curva $\Delta\epsilon/2$ vs. $2N_f$ en acero A508 clase2 As Received

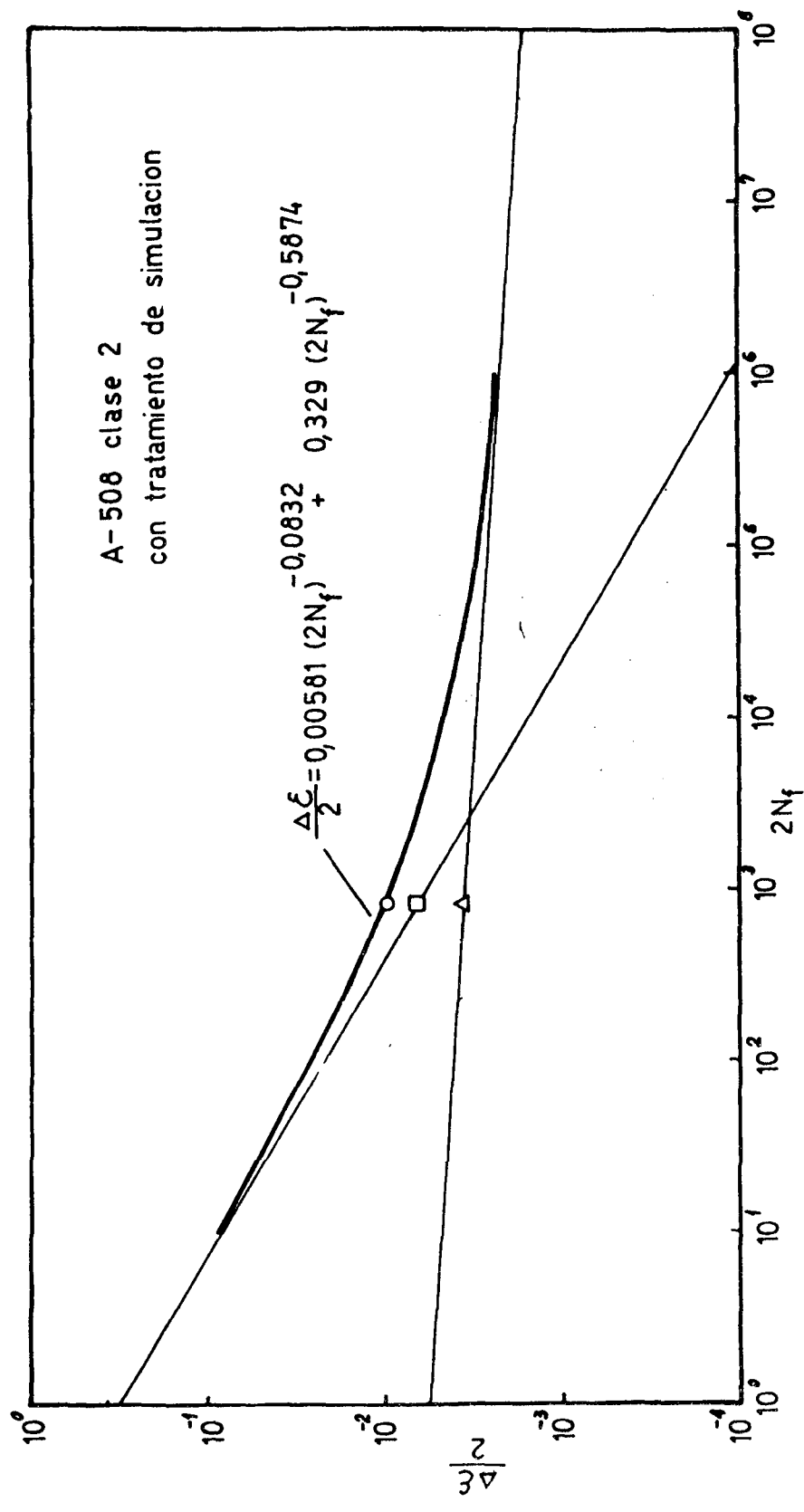


Figura 34.- Curva $\Delta \epsilon / 2$ vs. $2N_f$ en acero A508 clase 2 con tratamiento de simulación.-

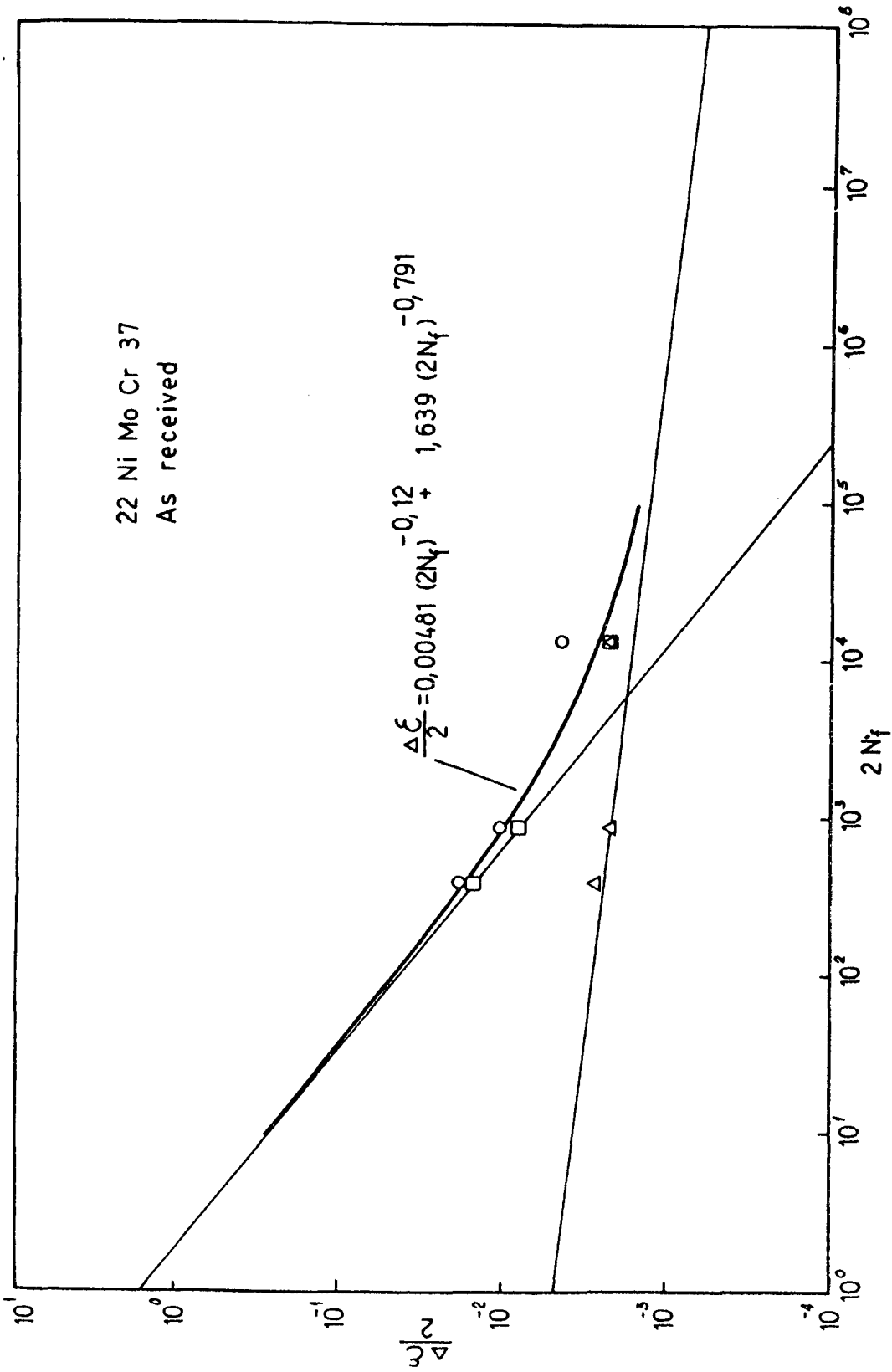


Figura 35.- Curva $\frac{\Delta \epsilon}{2}$ vs. $2N_f$ en acero 22NiMoCr37 As Received

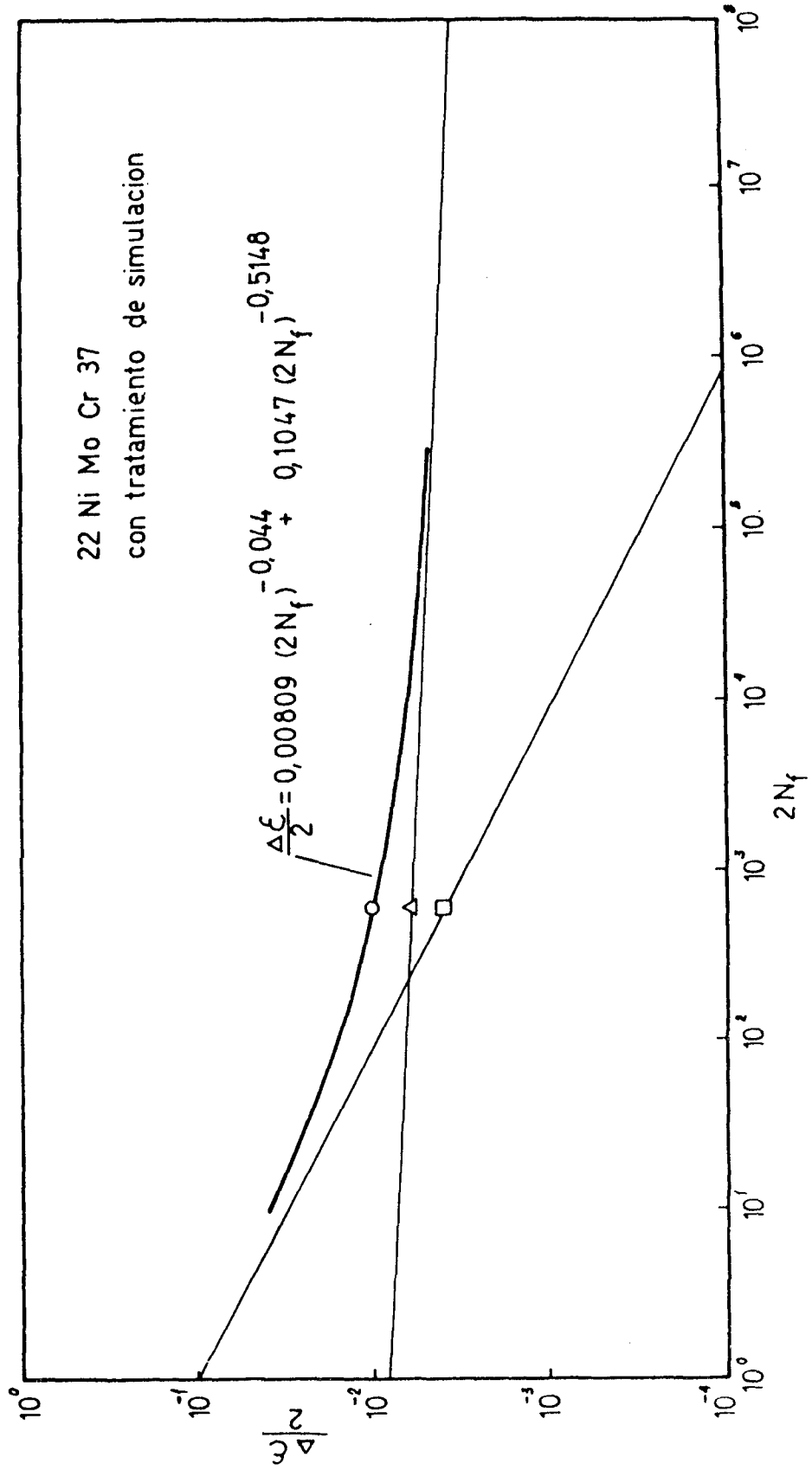


Figura 36.- Curva $\Delta \epsilon / 2$ vs. $2N_f$ en acero 22NiMoCr37 con tratamiento de simulación.-

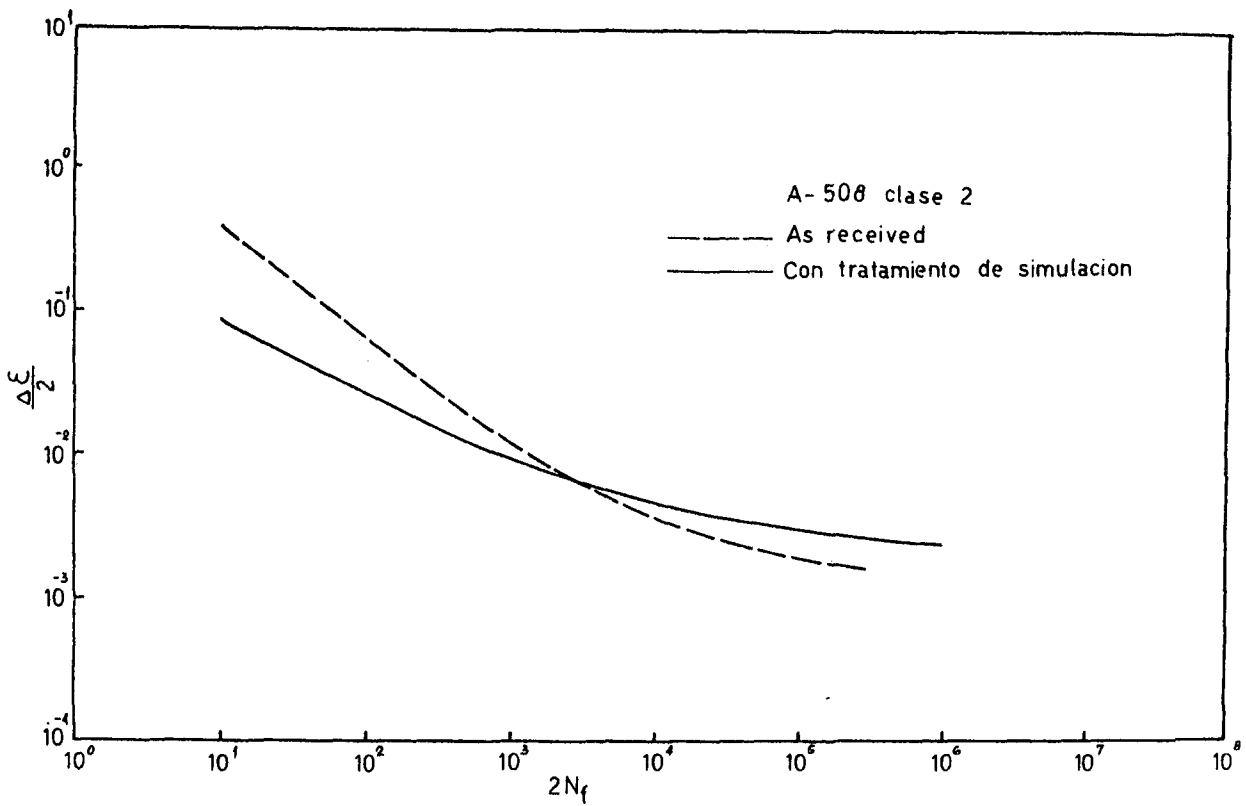


Figura 37.- Gráfico comparativo de curvas de resistencia a vida para el acero A508 clase2.-

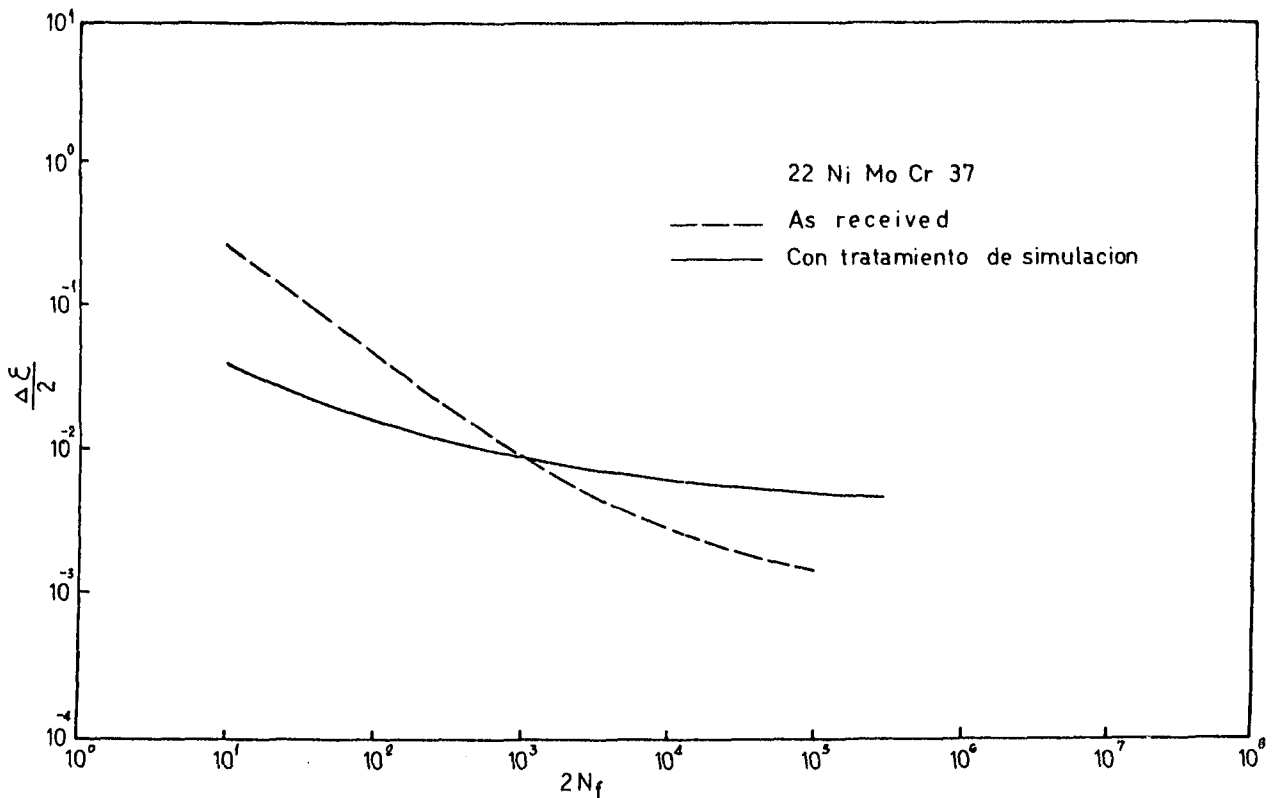


Figura 38.- Gráfico comparativo de curvas de resistencia a vida para el acero 22NiMoCr37.-

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- 1) T. Boniszewski "Metallurgical aspects of reheat cracking of weldments in ferritic steels"
"Heat treatments aspects of metal joining processes". Conferencia bienal organizada por el Iron and Steel Institute, 8-9 december 1971
Edit. ISI.-
- 2) Staatliche Material Prufungsaustalt au der Universitaet Stuttgart Siemens AG, Erlangen, Oktober, 1972 M33238 "Examen metalográfico y electromicroscópico en acero 22NiMoCr37".-
- 3) A.G. Vinckier y A.W. Pense " A review of Underclad Cracking in Pressure Vessel Components" Task Group of Underclad Cracking Thermal and Mechanical Treatments Subcommittee.-
Pressure Vessel Research Committee Welding Research Council, May 1974
- 4) Kraftwerk Union Reaktortechnik, Erlangen Laborbericht N.58/73 del 19.6.73.-
- 5) Jan Kas y Theo J. van Adrichem "The effect of Welding Parameters on Weld Cooling"
Weld Thermal Cycle Simulator
Smit Nijmegen Electrotechnische Fabrieken N.V. Holland Section 9.0/E item 1. 1972.-
- 6) Christian F. Berkhout y Petrus H. van Sent " The use of Peak-Temperature Cooling-Time (PTCT) Diagrams in the Welding of High-Strength steels"
Weld Thermal Cycle Simulator
Smit Nijmegen Electrotechnische Fabrieken N.V. Holland section 9.0/E item 2 1972.-
- 7) D. Rosenthal "Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting" Wdg. J. Res. Suppl. 20 (1941) N° 5 pp220 (de ref. N° 5.-).-
- 8) Kraftwerk Union Reaktortechnik, Erlangen
Laborbericht Nr 104/71 del 24.6.71 .-
- 9) Kraftwerk Union Reaktortechnik, Erlangen R 41/753 306/kL del 8.11.1973 .-

- 10) D.T. Raske y J. Dean Morrow "Mechanics of Materials in Low Cycle Fatigue Testing" Manual on Low Cycle Fatigue Testing. ASTM Special Technical Publication 465 1969 p.1
- 11) J.C. Di Primio y J.C. Crespi IRAM tecnología y Gestión Vol 36 N° 4 p.183 .-
- 12) S. Manson y M.N. Hirschberg "Fatigue: An interdisciplinary Approach" Syracuse Univ. Press., Syracuse N.Y. 1964 pp133.-
- 13) Jo Dean Morrow "Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals" ASTM Special Technical Publication N° 378 1965.-
- 14) C.E. Feltner y R.W. Landgraf "Selecting Materials to Resist Low Cycle Fatigue" ASME 69-DE-59, Feb. 1969.-
- 15) J.C. Crespi, M. Schwartz "Fractura de Perlita Bajo FBNC" a ser publicado.-
- 16) H. Prilutzky y E. Robert "Propiedades mecánicas en función del tamaño de grano" CNEA-PMM/I-166
- 17) H. Abdel-Raouf, A. Plumtree y T.H. Topper "Effects of temperature and deformation rate on cyclic strength and fracture of Low-Carbon Steel" Technical Note N° 14 Nov. 1971 Solid Mechanics Division University of Waterloo, Ontario Canada.-
- 18) N.F. Kennon "Questions about martensite and bainite" J. of the Australian Institute of Metals. V 19, N°1, 1974, pp3.-
- 19) P. Beardmore "Fatigue behavior of a low carbon alloy steel" Report Fatigue Workshop III, 1968. Ford Motor Co.
- 20) J.T. Mc Grath y W.J. Batina "The mechanical and microstructural changes in quench-aged Fe-C alloys subjected to cyclic straining" Czech. J. Phys. B. 19(1969) pp284.-
- 21) J.P. Hirth y M. Cohen Met. Trans. 1970, 1, pp3.-
- 22) M. Sesoile y P.M. Gielen Met. Trans. 1972, 3, pp2681.-
- 23) Kraftwerk Union Reaktortechnik, Erlangen. Laborbericht N° 30/71.-
- 24) Maria Ronay "Fatigue of High-Strength Materials" Chapter 7 Vol. 3 "Fracture", Ed. Liebowitz 1971, pp431.-

+-----

AGRADECIMIENTOS

Se agradece la colaboración prestada por el Ing. J. Fritzche en la traducción de trabajos originales en idioma alemán; A la Sta. S. Bermúdez por la preparación de las micrografías ópticas; Al Sr. G. Schwedler por la preparación de las probetas y la colaboración en la realización de los ensayos experimentales de fatiga; y las valiosas sugerencias aportadas por el Prof. F.B. Pickering, Reader in Metallurgy, Sheffield Polytechnic, Inglaterra, en la discusión de los resultados experimentales.-
