



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

**UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN**

**COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

APLICACIÓN DEL ENFOQUE LOCAL AL DISEÑO A LA FATIGA DE UNIONES SOLDADAS EN ALEACIONES DE ALUMINIO

Claudia Roxana Pérez

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
"Prof. Jorge A. Sabato"**

**Aplicación del enfoque local al diseño a la fatiga de uniones soldadas
en aleación de aluminio^(*)**

por Lic. Claudia R. Pérez

Director

Ing. Luis A. de Vedia

(*) Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

República Argentina

2000

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
CENTRO DE INFORMACION C.A.C.

INDICE

	Página
Agradecimientos	1
Abstract (Castellano)	2
Abstract (Inglés)	3
1. INTRODUCCIÓN	4
1.1 Diferentes criterios para encarar el diseño a la fatiga	5
1.1.1 Aproximación a la vida total	6
1.1.1.1 Influencia de la tensión/deformación media	12
1.1.1.2 El método de la tensión local	14
1.1.1.3 El método de la deformación local	16
1.1.2 Aproximación por análisis del crecimiento de fisura	18
1.1.2.1 Relaciones empíricas para el crecimiento de fisuras por fatiga	19
1.2 Criterios de selección del enfoque a utilizar	21
1.3 El problema de la fisura corta	24
1.3.1 Fórmulas empíricas para el crecimiento de fisuras cortas en aleación de aluminio	27
1.3.2 Fisuras que crecen a partir de entallas	27
1.4 El concepto de CTOD	31
1.4.1 Propagación de fisuras por fatiga	37
1.5 El problema de la soldadura	39
1.6 Las aleaciones de aluminio	41
2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y ANALISIS DE RESULTADOS	45
3. DESARROLLO DE UNA METODOLOGIA PARA LA APLICACION DEL ENFOQUE LOCAL	95
3.1 Cálculos con el uso del CTOD	98
4. CONCLUSIONES	102
REFERENCIAS	104
Apéndice 1	107
Apéndice 2	108
Apéndice 3	111

Agradecimientos

Deseo expresar mi agradecimiento a la Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires (CIC), y a la empresa ALUAR por el apoyo material e institucional prestado, y a mi director, el Ing. Luis de Vedia por su permanente guía y dedicación.

Quiero agradecer muy especialmente a los doctores José Luis Otegui y Mirco Chapetti (INTEMA, Universidad de Mar del Plata) por facilitar el uso de la máquina "walking beam" de ensayos mecánicos.

Ha sido también de gran importancia la ayuda de Ramón Castillo Guerra y Ricardo Montero en la obtención de las imágenes metalográficas, la colaboración de la Dra María Ortiz en la medición de tensiones residuales, del Tte Cnel Esteban Lena (CITEFA) por facilitar la realización de parte de las soldaduras, y del Ing. Alejandro Sueldo por su colaboración en el programa de cálculo.

Debo agradecer la colaboración de la Ing. Roxana Cocco y del Dr Aníbal Cassanelli (Facultad de Ingeniería, Universidad de Mar del Plata), del Dr Mario Solari, de los Ings Juan Tiebas e Ismael Núñez, del Dr Gerardo Rubiolo, del Dr Arturo Burkart, de Sara y Adriana (del grupo de Microscopía Electrónica), de los Ings Edmundo Tolabín, Eduardo Carella y Rubén González, de Víctor Vanzulli, del Dr Ipohorsky, y del grupo de Química de Reactores.

Resumen

El objetivo del presente trabajo consistió en evaluar la aplicabilidad del enfoque local a la predicción de la vida a la fatiga en uniones soldadas de aluminio estructural de alta resistencia solicitadas transversalmente.

Para esto, la investigación se centró en el estudio de los iniciadores de fisuras por fatiga, ubicados en la zona del talón de las soldaduras.

Las características halladas en los mismos demostraron que son fuertemente dependientes de la estructura de solidificación, y todo sugiere la conveniencia de aceptar la presencia de microfisuras iniciadas y su correspondiente crecimiento, en lugar de efectuar estimaciones sobre los tiempos de nucleación.

Los modelados simplificados, basados exclusivamente en la geometría del talón, como en el caso de los aceros, no resultan ser apropiados para uniones soldadas de aluminio.

El CTOD es propuesto como parámetro fractomecánico elasto-plástico apto para caracterizar el crecimiento de fisuras cortas, y parece ser un enfoque correcto para predecir la vida a la fatiga en uniones soldadas de aluminio.

Abstract

The present work has been focussed on applying a local approach in order to predict fatigue life of transversely loaded high strength aluminium welded joints.

The research has been concerned on determining the initiation sites of fatigue cracks at the toes of the welds.

It has been found that initiation sites are mainly dependent on solidification microstructure. It is suggested that the existence of previously initiated flaws should be assumed. In this context growth estimates should be done instead of nucleation times prediction.

Simple models exclusively based on weld toe geometry, as those used for steels, are not appropriate for aluminium welded joints.

The use of the CTOD as an elastic-plastic parameter suitable for predicting short cracks fatigue growth is suggested, and it seems to be a correct approach in order to estimate fatigue lives in aluminium welded joints.

1. INTRODUCCIÓN

Desde el siglo XIX se conoce que si un metal es sometido a una tensión fluctuante, o repetitiva, éste fallará con un valor de tensión mucho menor que aquel que sería necesario para causar la fractura bajo una sola aplicación de la carga. Este tipo de falla, bajo carga dinámica, se llama fatiga.

La fatiga resulta en una forma de fractura, que a escala macroscópica no muestra deformaciones en la zona de rotura.

Para causar la fatiga hay tres factores básicos :

- a) Tensión de tracción máxima, que posea un valor suficientemente alto.
- b) Una fluctuación suficientemente grande en la tensión o deformación aplicada.
- c) Un número de ciclos de tensión o deformación elevado (puede alcanzar 10^6 o más ciclos dependiendo del material y de las condiciones en que se efectúe todo el proceso).

El daño por fatiga se caracteriza por producirse en etapas, con diferentes características, que pueden ser clasificadas [1] de la siguiente manera:

- 1- Cambios producidos en la subestructura y la microestructura que comienzan a instalar un daño permanente.
- 2- Creación de fisuras microscópicas.
- 3- Crecimiento y coalescencia de microfisuras que dan origen a fisuras predominantes, las cuales crecen en planos de alta tensión de corte, y pueden conducir a la falla catastrófica.
- 4 - Propagación estable de la fisura dominante (macrofisura), en planos de alta tensión de tracción (normal).
- 5 - Crecimiento inestable de la macrofisura que lleva a la fractura completa.

1.1 DIFERENTES CRITERIOS PARA ENCARAR EL DISEÑO A LA FATIGA

Las principales diferencias entre los distintos criterios empleados para diseñar se basan en el tratamiento cualitativo y cuantitativo que se da a las etapas de iniciación y propagación.

Al querer establecer modelos que predigan la vida a la fatiga, una de las dificultades principales aparece en la definición de cuándo se completa la etapa de iniciación.

Si el enfoque con que se ha de tratar el problema proviene de la ciencia de los materiales, pueden adquirir gran relevancia los mecanismos microscópicos que intervienen en la nucleación de aquellos pequeños defectos, no mayores que 10^{-6} m (etapa 1 en la clasificación anterior).

En cambio, para uso ingenieril, existen normas y códigos que establecen la longitud de fisura correspondiente a la finalización de la etapa de iniciación y comienzo de la propagación. De este modo, el tamaño inicial de fisura empleado para el diseño coincidirá con dicho límite, que suele ser del orden de una fracción del milímetro.

Dentro de estos dos extremos existe una amplia gama de definiciones referentes a cuándo se completa la etapa de nucleación de la fisura por fatiga, y la elección apropiada depende de las características particulares de cada caso.

Para abordar la tarea del diseño existen dos grandes grupos de metodologías, a saber:

- 1) Aproximación a la vida total
- 2) Aproximación por análisis del crecimiento de fisura

1.1.1 APROXIMACIÓN A LA VIDA TOTAL

Para abordar esta aproximación, en primer lugar debe definirse el concepto de condición de falla o de vida total. El mismo varía de acuerdo al caso particular en estudio.

En el caso de piezas de poco espesor las primeras etapas de la propagación son muy cercanas a la rotura total, por lo cual ésta suele ser el criterio adoptado. En cambio en piezas de gran espesor es factible definir como falla a aquella situación en que la longitud de la fisura alcanza la mitad de la sección o una dada fracción de la misma.

En la aproximación a la vida total se realiza una caracterización de toda la vida a la fatiga, hasta la aparición de la falla, en función de una tensión o deformación cíclica. El empleo de las curvas σ -N y ϵ -N es característico en estos casos. La vida a la fatiga es estimada con ensayos que registran el número de ciclos de tensión o deformación de amplitud constante necesarios para inducir la falla en probetas sin fisuras previas (Figura 1.1). En esta estimación se unen el número de ciclos necesarios para iniciar una fisura dominante y para propagarla hasta la falla definida previamente.

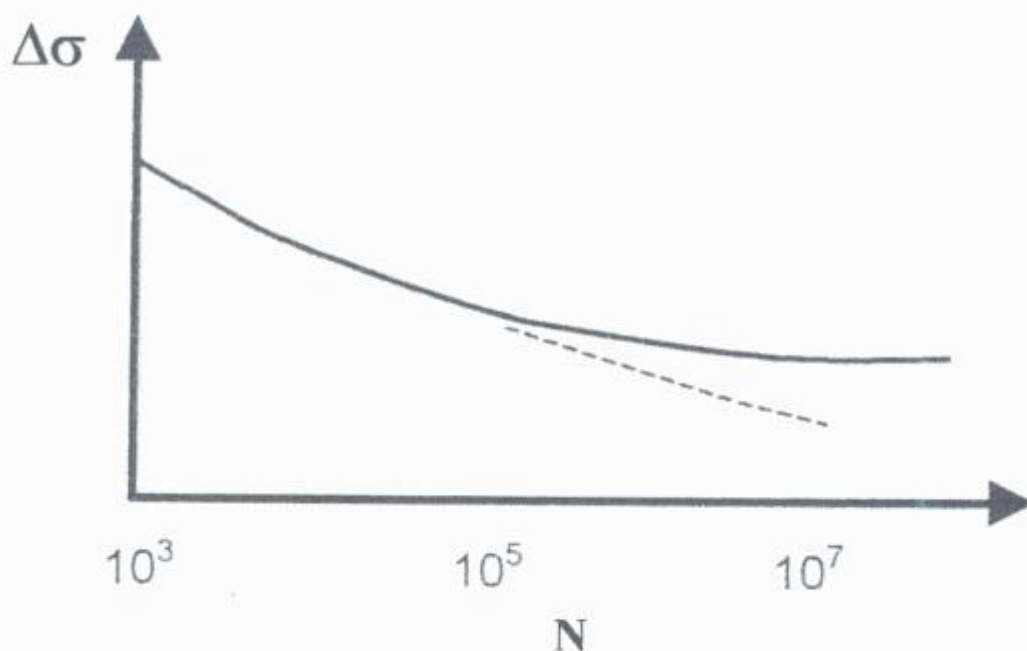


Figura 1.1

Los métodos para caracterizar la resistencia a la fatiga en términos de amplitudes de tensión nominales utilizando datos experimentales obtenidos a partir de probetas lisas

emergieron de los trabajos de Wöhler (1819 - 1914) sobre fatiga de ejes de vagones ferroviarios. En este enfoque, probetas cilíndricas lisas son ensayadas a la fatiga por flexión, flexión rotativa, tracción-compresión, o tracción-tracción uniaxial. Los métodos de ensayo para determinar la vida a la fatiga están detallados en las normas ASTM E 466-E 468 de la American Society for Testing and Materials (Philadelphia). En tales ensayos, la amplitud de tensión $\sigma_a = (\sigma_{M\acute{a}x} - \sigma_{M\acute{i}n})/2$, o bien el rango de tensión $\Delta\sigma = \sigma_{M\acute{a}x} - \sigma_{M\acute{i}n}$ se grafica en función del número de ciclos a la falla.

Si la **Figura 1.1** se representa en una escala log-log, con la amplitud de tensión (verdadera) en función del número de ciclos a la falla, se obtiene [2] (citado en [1]) una relación lineal, que puede expresarse en la forma:

$$\Delta\sigma/2 = \sigma_a = \sigma'_f (2 N_f)^b \quad (1)$$

donde σ'_f es el coeficiente de resistencia a la fatiga (para la mayoría de los metales aproximadamente igual a la tensión verdadera de fractura, corregida por estricción), y b es el exponente de resistencia a la fatiga o exponente de Basquin que para la mayoría de los metales se encuentra en el rango -0.05 a -0.12 .

Para hallar el límite de fatiga se debe apelar al uso de métodos estadísticos como el método "probit" o el "staircase" ([3],[4]), debido a que los datos suelen presentar una gran dispersión. La razón de esta dificultad reside en el hecho que los ensayos son determinados en función de las cargas nominales, y no tienen en cuenta la presencia de concentradores locales de tensión (geométricos o metalúrgicos), que aparecen aún en el caso de probetas lisas.

Las situaciones de fatiga de alto ciclo, es decir aquellas en que la duración supera típicamente los 10^4 ó 10^5 ciclos, corresponden a tensiones aplicadas bajas, en las que principalmente el material deforma elásticamente. En estos casos la vida a la fatiga queda usualmente caracterizada en función de las tensiones impuestas.

En cambio, cuando la duración es de bajo ciclo (del orden de 10^5 o menor), las tensiones asociadas son lo suficientemente elevadas como para causar cierto grado de deformación plástica localizada antes de que se produzca la falla.

Bajo estas condiciones la vida a la fatiga queda caracterizada apropiadamente a través del control de la deformación.

La fatiga de bajo ciclo se encuentra frecuentemente asociada con la existencia de tensiones de origen térmico. Dado que estas tensiones térmicas surgen como consecuencia de la expansión térmica de los materiales, es fácil ver que en estos casos el fenómeno se encuentra controlado por deformación mas que por tensión. Por otra parte, en muchas aplicaciones prácticas los componentes experimentan un cierto grado de constricción estructural, especialmente en la región de los concentradores de tensión. En tales casos, resulta mas apropiado considerar la vida a la fatiga de un componente bajo condiciones de deformación controlada o impuesta, que es mas representativa de una situación de carga constreñida. Coffin [5] y Manson [6] (citados en [1], [3]) trabajando independientemente en problemas de fatiga térmica, propusieron la caracterización de la vida a la fatiga basada en la amplitud de la deformación plástica, a través de la siguiente relación

$$\Delta \epsilon_p / 2 = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (2)$$

donde ϵ'_f es el coeficiente de ductilidad a la fatiga (experimentalmente aproximadamente igual a ductilidad verdadera a la fractura), y c es el exponente de ductilidad a la fatiga que se encuentra en el rango -0.5 a -0.7 para la mayoría de los metales. Obviamente, menores valores de c conducen a mayores vida a la fatiga.

Dado que es posible escribir:

$$\Delta \epsilon / 2 = \Delta \epsilon_e / 2 + \Delta \epsilon_p / 2 \quad (3)$$

y dado que

$$\Delta \epsilon_e / 2 = \Delta \sigma / 2E = \sigma_a / E \quad (4)$$

teniendo en cuenta (1), resulta

$$\Delta \epsilon_e / 2 = \sigma'_f / E \cdot (2N_f)^b \quad (5)$$

Combinando ahora las (2), (3), y (5), obtenemos:

$$\Delta \varepsilon / 2 = \sigma'_f / E \cdot (2 N_f)^b + \varepsilon'_f (2 N_f)^c \quad (6)$$

La Ec. (6) describe la relación entre la amplitud total de deformación y el número de ciclos a la falla N_f . La curva que representa esta ecuación se muestra en la **Figura 1.2**.

Es importante destacar que la Ec. (6), cubre tanto el rango de bajo ciclo como de alto ciclo, como puede verse en la **Figura 1.2**.

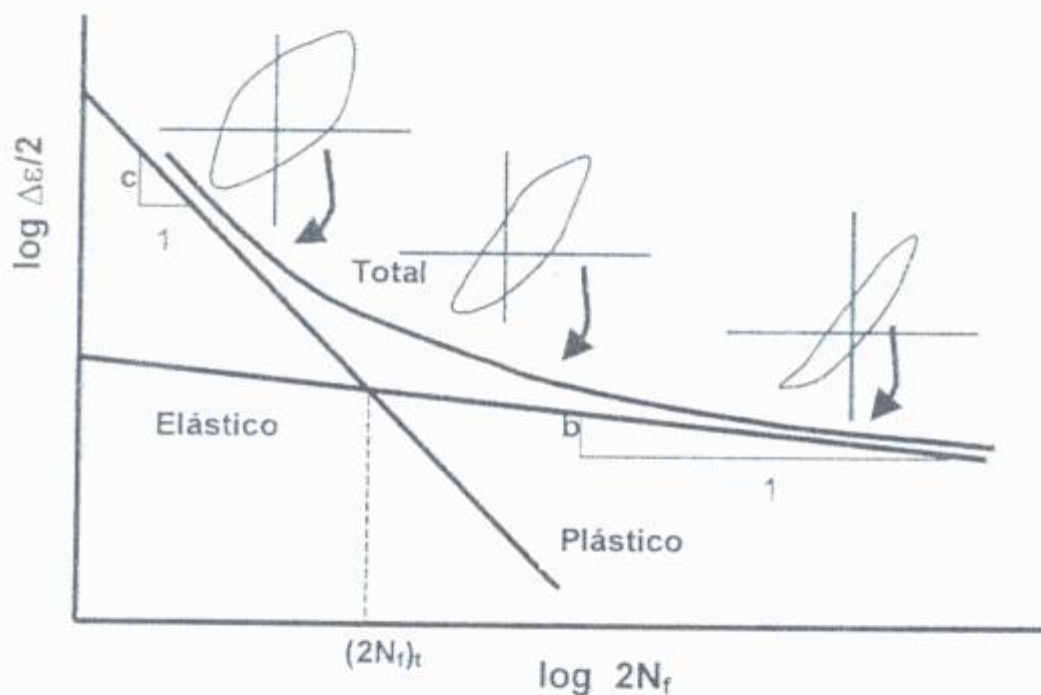


Figura 1.2

La fatiga controlada por deformación, al contrario de lo que ocurre en el caso de fatiga controlada por tensión, tiene lugar cuando la amplitud de deformación es mantenida constante durante el ciclado de cargas. Sin embargo es necesario tener en cuenta que en general, debido al efecto de constricción que produce la existencia de un volumen grande de material deformado elásticamente alrededor del pequeño volumen de material en el entorno del vértice de una entalla o concentrador, las condiciones prevalecientes

en este caso son de deformación impuesta mas que de tensión impuesta, aun cuando las cargas nominales actuantes se encuentren controladas por tensión. Por tal motivo, es importante conocer de que manera evoluciona el material al ser solicitado cíclicamente en deformación.

El comportamiento de metales y aleaciones sujetas a deformación cíclica uniaxial está representado por alguna de las dos variantes básicas que se muestran en la **Figura 1.3**. La situación representada por **(a)** corresponde a un material que exhibe “*ablandamiento cíclico*”, mientras que la ilustrada por **(b)** corresponde a un material que presenta “*endurecimiento cíclico*”.

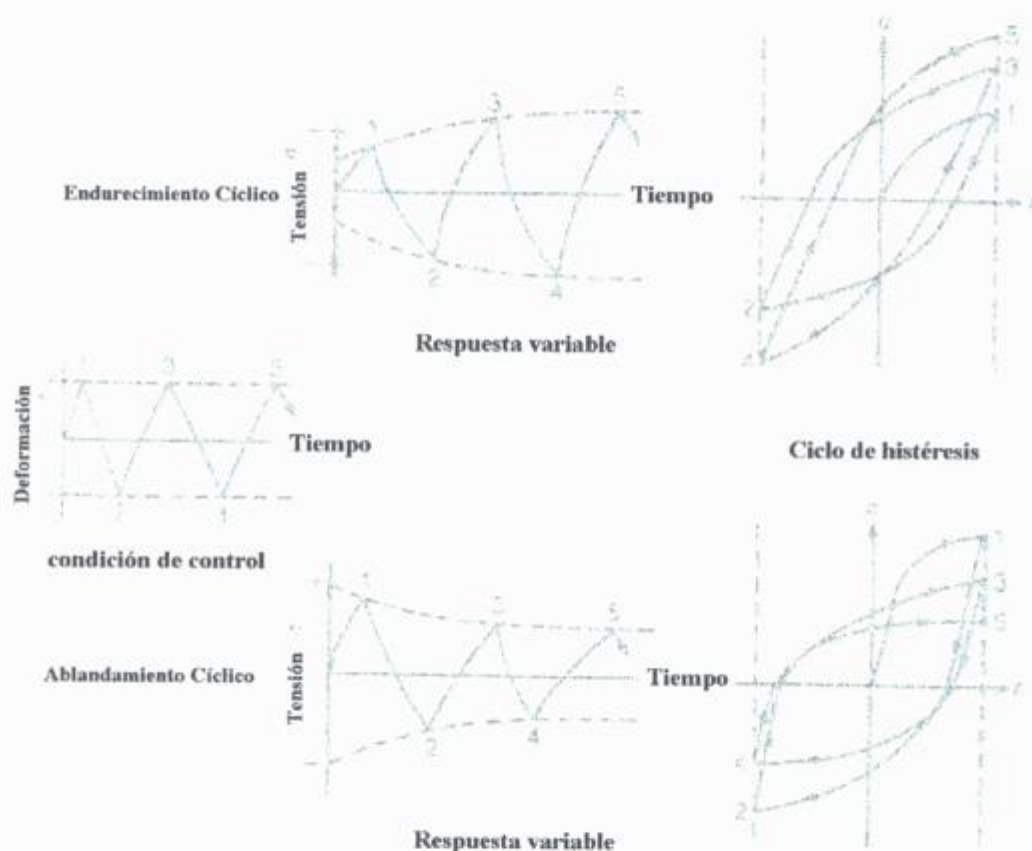


Figura 1.3

En ambos casos, el material alcanza un estado de saturación a partir del cual la amplitud de deformación se estabiliza. Esto ocurre normalmente en los primeros 100 ciclos de carga. Extinguido este transitorio inicial, llamado también período de “shakedown”, el

lazo de histéresis permanece constante como lo muestra la **Figura 1.4**. La curva tensión-deformación cíclica puede diferir significativamente de la curva tensión-deformación monótona. No obstante, la misma puede [1,7] en general ser aproximada por una expresión del tipo:

$$\Delta \epsilon / 2 = \Delta \sigma / 2E + 1/2 \cdot (\Delta \sigma / 2K')^{1/n} \quad (7)$$

Donde K' es el coeficiente de resistencia cíclica y n es el exponente de endurecimiento cíclico. Para la mayoría de los metales n varía entre 0.1 y 0.2.

Obsérvese que la (7) consiste en la composición de una ley potencial para describir la relación entre la tensión verdadera y la componente de deformación plástica, del tipo:

$$\Delta \sigma = K' (\Delta \epsilon_p)^n \quad (8)$$

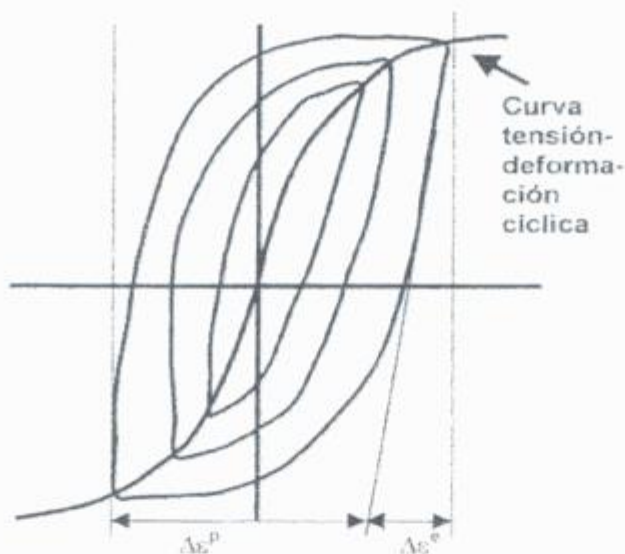


Figura 1.4

con la ley de Hooke. En efecto teniendo en cuenta que de (8), es:

$$\Delta \epsilon_p = (\Delta \sigma / K')^{1/n} \quad (9)$$

y que:

$$\Delta \varepsilon / 2 = \Delta \varepsilon_e / 2 + \Delta \varepsilon_p / 2 \quad (3)$$

resulta inmediatamente que puede escribirse:

$$\Delta \varepsilon / 2 = \Delta \sigma / 2E + 1/2 \cdot (\Delta \sigma / K')^{1/n} \quad (7)$$

que es la expresión para la curva tensión - deformación cíclica.

En general, metales con alto exponente de endurecimiento por deformación monótona ($n > 0.15$) experimentan endurecimiento cíclico, mientras que los que poseen un exponente menor ($n < 0.15$) presentan ablandamiento cíclico. Además, puede esperarse endurecimiento cíclico si el cociente entre la resistencia a la tracción monótona σ_{UTS} y la tensión de fluencia $\sigma_{0.2}$ es mayor que 1.4. En cambio, si este cociente es menor que 1.2, puede preverse ablandamiento cíclico. Cuando el cociente se encuentra entre 1.2 y 1.4, el material tiende a ser estable, es decir ni a endurecerse ni a ablandarse cíclicamente de manera significativa. Se ha propuesto una relación entre el exponente c de ductilidad a la fatiga que aparece en (2), y n . Esta relación es $c = -[1/(1+5n)]$, de modo que según esta expresión, los materiales con mayores valores de n tienen mayor vida a la fatiga. Puede además demostrarse que $n = b/c$, donde b es el exponente de Basquin que aparece en la (1), y que $K' = \sigma_f' / (\varepsilon_f')^n$

1.1.1.1 Influencia de la tensión/deformación media.

Todas las consideraciones realizadas hasta aquí corresponde a situaciones en las que las tensiones o las deformaciones impuestas se invierten totalmente. En otras palabras, para las cuales la tensión media σ_m y la deformación media ε_m son cero. Sin embargo, en muchas situaciones prácticas estos valores medios no son nulos y resulta importante conocer el efecto de los mismos sobre la vida a la fatiga de un material. Cuando la amplitud de tensión en un ensayo de fatiga uniaxial es representada en función del

número de ciclos a la falla, la curva σ - N resultante es una función fuertemente dependiente de la tensión media como se muestra en la Figura 1.5.

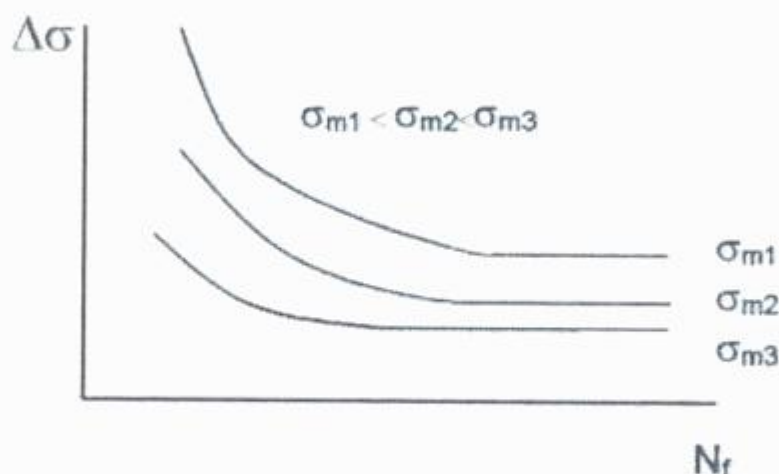


Figura 1.5

Igualando las expresiones (2) y (5), obtenemos el número de inversiones de carga $(2N_f)_t$ que corresponde a la condición de falla por fatiga para la cual las componentes elástica y plástica de la amplitud de deformación son iguales. Resulta entonces que:

$$(2N_f)_t = (\epsilon'_f \cdot E / \sigma'_f)^{1/(b-c)} \quad (10)$$

Para vidas a la fatiga cortas, es decir para $2N_f \ll (2N_f)_t$, la componente plástica de la amplitud de deformación es más dominante que la correspondiente componente elástica y la vida a la fatiga del material está esencialmente controlada por la ductilidad. En cambio, cuando $2N_f \gg (2N_f)_t$, la componente elástica de la deformación es más relevante que la plástica y la vida a la fatiga se encuentra controlada fundamentalmente por la resistencia a la rotura. La tensión media σ_m puede también ser incorporada en este análisis de la vida a la fatiga basado en deformación, asumiendo [1] que dicha tensión media reduce la resistencia a la fatiga σ'_f de manera tal que:

$$\sigma'_a = (\sigma'_f - \sigma_m) \cdot (2N_f)^b \quad (11)$$

De este modo, la ecuación (6) resulta:

$$\Delta \varepsilon / 2 = (\sigma'_f - \sigma_m) / E \cdot (2 N_f)^b + \varepsilon'_f (2 N_f)^c \quad (12)$$

Sin embargo, cuando el fenómeno de fatiga está controlado por deformación, la tensión media se relaja a cero en un número relativamente pequeño de ciclos.

1.1.1.2 El método de la tensión local.

Hasta aquí se ha considerado esencialmente el comportamiento a la fatiga en materiales sin entalla. Sin embargo, como ya se ha mencionado, las estructuras y componentes poseen entallas y discontinuidades geométricas o metalúrgicas que actúan como concentradores de tensión y/o deformación. Estos campos de tensión y de deformación en la adyacencia del concentrador juegan un papel esencial en la nucleación de fisuras por fatiga y eventualmente en su propagación. Existen básicamente dos metodologías locales para encarar la predicción de la resistencia a la fatiga de materiales que poseen tales concentradores de tensión/deformación. Estos son: el *método de la tensión local* y el *método de la deformación local*. La idea central que sustenta los métodos locales de análisis es que **el comportamiento a la fatiga del material en la adyacencia del vértice del concentrador puede ser adecuadamente representado por el comportamiento de una probeta sin entalla sometida al mismo campo de tensiones/deformaciones cíclicas que el existente en el vértice del concentrador.**

El factor teórico elástico de concentración de tensiones K_t , relaciona la tensión local en el concentrador con la tensión nominal o remota, y es definido como el cociente entre la tensión máxima local $\sigma_{Máx}$ y la tensión nominal σ^o . Sin embargo, la experiencia demuestra que el factor K_t no representa adecuadamente la reducción de la vida a la fatiga debida a la presencia de una entalla, siendo este efecto generalmente menor al que se podría predecir en base al valor de K_t . Por este motivo se introduce un factor efectivo de entalla a la fatiga K_{t_f} , definido como:

$$K_f = \frac{\text{Resistencia a fatiga del material sin entalla}}{\text{Resistencia a fatiga del material con entalla}}$$

En general es $K_f < K_t$ y $K_f \rightarrow K_t$ cuando la entalla no es severa o cuando el material es de alta resistencia. La correlación entre las predicciones teóricas a partir del factor K_t y el comportamiento real a fatiga, está frecuentemente expresado a través del factor de sensibilidad a la entalla:

$$q = K_f - 1 / K_t - 1$$

donde q varía entre 0 (para total insensibilidad a la entalla), y 1 (para máxima sensibilidad). Mientras que K_t es sólo función de la geometría y del modo de aplicación de las cargas, K_f debe ser determinado a partir de mediciones experimentales o reglas empíricas. En este sentido, Neuber [8] expresa el factor efectivo de entalla como:

$$K_f = 1 + [K_t - 1 / 1 + (A_n / \rho)^{1/2}]$$

donde A_n es una constante que depende de la resistencia y ductilidad del material (Por ejemplo $A_n \approx 0.25$ mm para aceros recocidos y $A_n \approx 0.025$ mm para aceros de muy alta resistencia), y ρ es el radio local en el vértice del concentrador.

Obtenido K_f , el método de la tensión local consiste en modificar la resistencia a la fatiga de la probeta sin entalla, lo que puede hacerse simplemente dividiendo todos los rangos de tensión $\Delta\sigma$ por el factor K_f , lo que conduce en general a estimaciones muy conservativas, o dividiendo por K_f sólo el límite de fatiga y dejando el resto de la curva inalterada. A falta de datos, una estimación conservativa de la vida a la fatiga puede obtenerse trazando una recta en un diagrama semilogarítmico σ -N entre los puntos determinados por la resistencia a la tracción del material σ_{UTS} para un ciclo de carga, y la resistencia a la fatiga para 10^6 ciclos en el material sin entalla dividido por el factor

K_r . En general, la corrección por K_r debe aplicarse en materiales dúctiles sólo a la componente alterna del ciclo de tensión si es $\sigma_m \neq 0$, y a todo el ciclo si el material es frágil.

El método de la tensión local es sólo apropiado para situaciones de fatiga de alto ciclo en la vecindad de concentradores de tensión. No es en cambio aplicable para situaciones en las cuales se tiene una deformación plástica considerable delante del concentrador. En tales casos, es necesario recurrir al método de deformación local.

1.1.1.3 El método de la deformación local

El método de la deformación local relaciona la deformación que tiene lugar en la vecindad inmediata de un concentrador de tensión, con las tensiones y deformaciones remotas utilizando para ello las ecuaciones constitutivas obtenidas de ensayos de fatiga en probetas sin entalla. El análisis se puede dividir en dos partes:

1) Del conocimiento de las cargas impuestas en un componente con entalla, se debe obtener la historia de las tensiones y deformaciones locales en el vértice del concentrador. Para esto se pueden emplear desde expresiones analíticas simples hasta métodos numéricos detallados (que empleen las ecuaciones constitutivas y reglas de endurecimiento cíclico del tipo dado por la Ec. (7)), de manera de obtener las tensiones y deformaciones locales en función de las cargas remotas. Alternativamente, pueden emplearse métodos experimentales, tales como strain gages u otra forma de medición.

2) La vida a la fatiga que puede esperarse para tales tensiones y deformaciones locales debe ser determinada. Para esto, se debe estimar el daño acumulativo producido por la evolución de las tensiones y deformaciones locales de manera que permita predecir la vida a la fatiga del componente en función de la información disponible basada en el comportamiento en fatiga de bajo ciclo de probetas sin entalla del mismo material, utilizando relaciones del tipo dado por la ec. (6).

Para fines de diseño, es conveniente en general relacionar los campos en el vértice del concentrador con las cargas remotas aplicadas a través de aproximaciones simples

ingenieriles. En este sentido, debe tenerse en cuenta que los factores de concentración de tensiones K_σ y de deformaciones K_ϵ son iguales a K_t sólo en el rango elástico, pero dejan de coincidir en cuanto el material entra en fluencia. Una relación muy empleada que vincula estos factores en el rango elasto-plástico, es la de Neuber [9]:

$$K_t = (K_\sigma \cdot K_\epsilon)^{1/2} \quad (13)$$

Los modelos predictivos de vida a la fatiga empleando el concepto de deformación local hacen uso de modificaciones de la relación (13) para el caso de comportamiento cíclico introduciendo el factor efectivo de entalla a la fatiga K_f , de la siguiente manera:

$$K_f = (K_\sigma \cdot K_\epsilon)^{1/2} \quad (14)$$

La situación considerada está representada en la Figura 1.6, donde $\Delta\sigma^\infty$ y $\Delta\epsilon^\infty$ son respectivamente las amplitudes de tensión y deformación remotas. Resulta entonces:

$$K_\sigma = \Delta\sigma / \Delta\sigma^\infty \quad \text{y} \quad K_\epsilon = \Delta\epsilon / \Delta\epsilon^\infty \quad (15)$$

y de acuerdo con la regla de Neuber, es:

$$K_t \approx K_f = (\Delta\sigma / \Delta\sigma^\infty \cdot \Delta\epsilon / \Delta\epsilon^\infty)^{1/2} = (\Delta\sigma \Delta\epsilon E / \Delta\sigma^\infty \Delta\epsilon^\infty E)^{1/2} \quad (16)$$

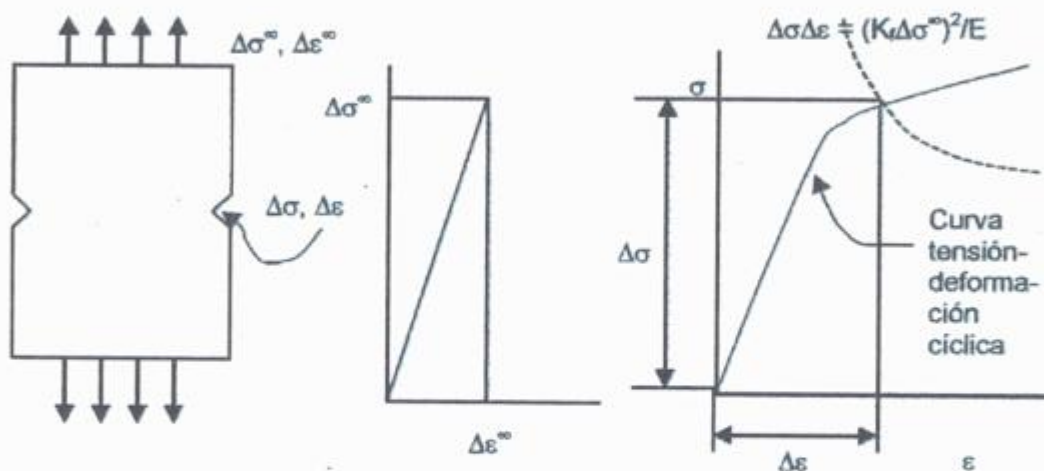


Figura 1.6

de modo que

$$K_f (\Delta\sigma^\infty \Delta\epsilon^\infty E)^{1/2} = (\Delta\sigma \Delta\epsilon E)^{1/2}$$

por lo que para campos remotos elásticos, en los que se cumple

$$\Delta\sigma^\infty = \Delta\epsilon^\infty E$$

es

$$K_f \Delta\sigma^\infty = (\Delta\sigma \Delta\epsilon E)^{1/2}$$

por lo que resulta:

$$\Delta\sigma \Delta\epsilon = (K_f \Delta\sigma^\infty)^2 / E \quad (17)$$

que es la ecuación de una hipérbola rectangular.

La intersección de esta curva con la de tensión - deformación cíclica (7) determina la tensión y deformación local en el vértice del concentrador. Esta deformación puede ahora utilizarse con las ec. (6) ó (12) para estimar la vida a la fatiga. Este tratamiento constituye una manera de aplicar el enfoque local, suponiendo que no existen pre - fisuras alrededor del concentrador.

1.1.2 APROXIMACIÓN POR ANÁLISIS DEL CRECIMIENTO DE FISURA

Esta metodología parte de la premisa que todos los componentes ingenieriles presentan defectos que le son inherentes y que actúan como concentradores de tensión y deformación. Esto implica la suposición que el tiempo de iniciación de una fisura es cero. Mediante técnicas no destructivas se detectan los defectos preexistentes, y se estiman sus tamaños. Si no se llegan a detectar fisuras, se hace una estimación basada en el límite inferior de resolución de la técnica utilizada. Entonces se define la vida a la fatiga útil como el número de ciclos necesario para propagar la fisura dominante desde su tamaño inicial hasta algún tamaño crítico (a fijar en cada caso específico). Las predicciones sobre la propagación de la fisura involucran a la mecánica de fractura. Para

que sea aplicable la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE), se deben cumplir condiciones de fluencia en pequeña escala, en las cuales, la zona plástica alrededor del vértice de la fisura debe ser pequeña comparada con las dimensiones características del componente evaluado.

1.1.2.1 Relaciones empíricas para el crecimiento de fisuras por fatiga

La Figura 1.7 muestra el comportamiento típico para el crecimiento de la fisura por fatiga en metales, en la que se diferencian tres regiones:

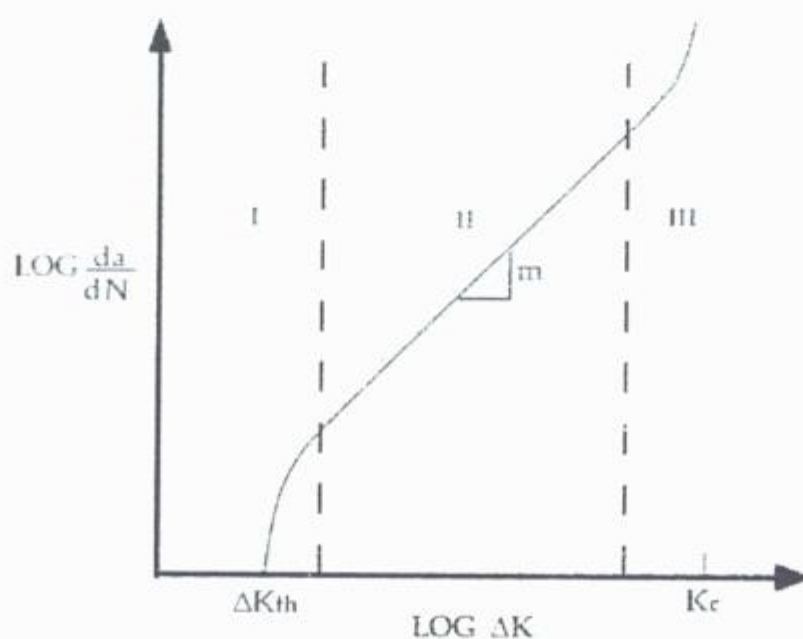


Figura 1.7

Donde:

da/dN : variación de longitud de fisura con el número de ciclos

$\Delta K = K_{\min} - K_{\max}$: rango del factor de intensidad de tensiones en un ciclo

ΔK_{th} : rango umbral del factor de intensidad de tensiones

K_c : tenacidad a la fractura del material

m : pendiente de la curva en la región lineal

La región II (lineal) está bien descrita por la ley potencial de Paris:

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (18)$$

donde: a = longitud de la fisura

N = número de ciclos

C = constante que depende del material, el medio y la temperatura

ΔK = rango del factor de intensidad de tensiones

m = constante que depende del material, el medio y la temperatura

En la zona I, la velocidad de crecimiento de fisura tiende a volverse infinita en la medida que ΔK se aproxima a ΔK_{th} , y lo mismo sucede en la zona III al acercarse a K_c .

Hasta aquí las consideraciones hechas sobre el crecimiento de fisuras poseen validez de para $R = 0$, donde R es el cociente entre las tensiones aplicadas mínima y máxima:

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

Si un ensayo es realizado con valores de R mayores a cero y manteniendo los rangos tensiones en forma similar al caso $R = 0$, se produce un incremento en el valor medio de las tensiones de tracción, y como consecuencia de esto la fisura crece más rápidamente.

La ley de crecimiento debe reflejar este hecho, por lo cual se han propuesto una variedad de fórmulas que tienen en cuenta la influencia del valor de R . Estas poseen la ventaja de poder permitir estimar los efectos de $R > 0$ a partir de datos generados en ensayos con $R = 0$, ya que los valores de las constantes m y C que utilizan son los mismos que en este último caso.

A modo de ejemplo pueden citarse [10] entre otras:

$$da/dN = A (\Delta K)^m / (1-R) K_c - \Delta K \quad (19)$$

$$da/dN = B (\Delta K - \Delta K_{th})^p / (1-R) K_c - \Delta K \quad (20)$$

donde m, p B y A son constantes empíricas ajustadas para datos obtenidos con $R=0$.

Es de notar que (20), a diferencia de (19), tiene en cuenta al rango umbral del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} . El valor de este último parámetro es influenciado por R [10,11] de manera tal que a medida que aumentan los valores de R positivos, disminuye ΔK_{th} , lo que logra que toda la curva de crecimiento se desplace hacia la izquierda.

Entre otras propuestas [11] de ecuaciones de crecimiento, que tratan de describir la totalidad de la curva da/dN vs. ΔK se destacan:

$$da/dN = C (\Delta K - \Delta K_{th} / K_c - K_{m\acute{a}x})^m \quad (21)$$

$$da/dN = C (\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad (22)$$

La manera en que todas las expresiones mencionadas se ajustan a los valores experimentales depende de cada aleación en particular, y también de las condiciones del ensayo (influencia de R, zona de la curva en que se trabaje, etc.).

1.2 CRITERIOS DE SELECCIÓN DEL ENFOQUE A UTILIZAR

Ante estos diferentes enfoques surge inmediatamente la cuestión de cuál de ellos, o qué combinación de ambos, es conveniente aplicar en cada caso particular. A tal efecto existen algunas pautas a seguir para poder determinar cuál es la elección más acertada. En situaciones donde existen defectos detectables, que son considerados aceptables, o que no son detectados en el momento en que el componente entra en servicio, el análisis del crecimiento de fisura es la opción más adecuada. Las condiciones de vida segura requieren en estos casos, o bien la ausencia de crecimiento de fisuras, o a lo sumo un crecimiento hacia tamaños estables (por debajo del tamaño crítico en condiciones

determinadas por la fractoténacidad del material). Sin embargo, es importante tener en cuenta las limitaciones que presenta el uso de la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE) al aplicarla a fisuras cortas (ver 1.3), especialmente en materiales dúctiles. En esos casos lo más probable es que el resultado sea una subestimación de las velocidades de crecimiento y por lo tanto una sobreestimación de la vida a la fatiga, lo que debe ser tenido en cuenta en el cálculo correspondiente.

En otras aplicaciones donde los defectos pueden ser evitados, debido a una exigente fabricación seguida de controles de calidad, el análisis de crecimiento de fisura puede subestimar la vida a la fatiga. Para estos casos la consideración de iniciación de fisuras es la más adecuada. Para comprender mejor estos conceptos, la **Figura 1.8** exhibe la falta de compatibilidad entre el criterio del umbral de crecimiento de fisuras de la mecánica lineal elástica y el del umbral de iniciación de fisuras. Sin embargo es importante aclarar que en este análisis no se tendrá en cuenta el problema extra que introduce la fisura corta (inferior al milímetro), que será tratado con cierto detalle más adelante.

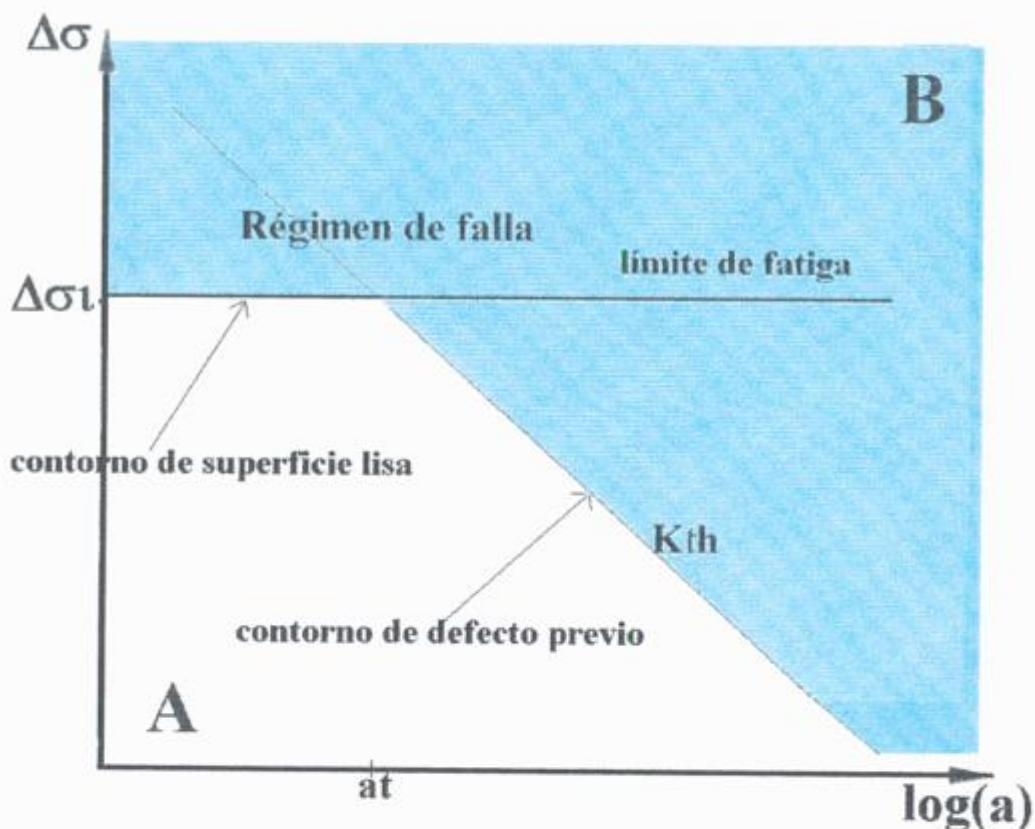


Figura 1.8

En el diagrama de la **Figura 1.8**, con coordenadas de tensión vs tamaño de fisura, se puede apreciar la influencia que tiene este último sobre la tensión umbral para la propagación de fisuras en una probeta plana. La línea divisoria marca las regiones A y B donde tendrán lugar la existencia de fisuras no propagantes y el crecimiento hasta producir la falla, respectivamente.

El límite entre A y B puede ser descripto [10] por las curvas asintóticas:

I) Para la zona de fisuras inferiores a a_t :

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_L \quad (23)$$

II) Para la zona de bajas tensiones y fisuras mayores a a_t :

$$\Delta\sigma = \Delta K_{th} / Y (\pi a)^{1/2} \quad (24)$$

La intersección de ambas rectas ocurre cuando:

$$a_t = 1/\pi \cdot (\Delta K_{th} / Y \Delta\sigma_L)^2 \quad (25)$$

Para longitudes de fisuras donde $a < a_t$, el diagrama sugiere el uso del límite de fatiga, e indica que el empleo del concepto de umbral de la mecánica lineal elástica produciría una mayor estimación de la tensión límite (lo que se puede apreciar extrapolando la asíntota (24) a valores de fisura por debajo de a_t). Por lo tanto el resultado sería una sobreestimación de la vida a la fatiga.

En la zona de la derecha ($a > a_t$), el uso del criterio de iniciación de fisura conduce a la sobreestimación de la vida, lo que puede apreciarse en la ubicación del límite de fatiga por encima de la asíntota (24).

1.3 EL PROBLEMA DE LA FISURA CORTA

Se considera, por lo general, fisura corta a aquella cuya longitud no supera el milímetro [11], aunque no existe una definición rigurosa al respecto. Sin embargo se puede también diferenciar entre fisuras microestructuralmente cortas y mecánicamente cortas.

Una fisura es corta microestructuralmente si posee dimensiones del orden del tamaño de grano (generalmente de unos 100μ). En ese caso no se puede considerar al material como un continuo, y el crecimiento estará influenciado por detalles microestructurales.

En ocasiones la fisura puede crecer rápidamente, y luego ser arrestada al encontrar barreras como bordes de grano, precipitados, etc.

Por otra parte, una fisura de entre 100μ y 1mm . de longitud es considerada mecánicamente corta. En ese caso es posible aplicar teoría del continuo, pero el comportamiento difiere notoriamente de aquel que presentan las fisuras largas.

Para estas últimas se ha aplicado exitosamente el método de la mecánica de fractura lineal elástica. El hecho que la historia de crecimiento bajo condiciones de fisura larga sea altamente reproducible permite que para dadas geometría y condición de carga la evolución sea predecible.

En cambio, las fisuras mecánicamente cortas crecen mucho más rápido que aquellas que son largas, aún para un mismo valor de ΔK (especialmente en la zona cercana al umbral). Este hecho se puede atribuir básicamente a dos factores:

a) El tamaño de la zona plástica : para que la mecánica de fractura lineal elástica sea aplicable se debe cumplir:

$$r_p \leq a/50$$

donde:

r_p = tamaño de la zona plástica

a = longitud de fisura

El uso de este enfoque implicaría además la existencia de una singularidad para el campo de tensiones en el vértice de la fisura.

En el caso de las fisuras cortas el tamaño de la zona plástica es significativo, si se lo compara con el largo total, por lo que no es correcto seguir aplicando el factor de intensidad de tensiones elástico.

Diferentes aproximaciones han sido propuestas para tratar este problema, desde la clásica corrección por zona plástica de Irwin, hasta el enfoque de El Haddad y colaboradores [12]. Estos últimos proponen la introducción del parámetro longitud de fisura intrínseca, que consiste en agregar una extensión arbitraria, dependiente del material, a la longitud de fisura dentro del factor de intensidad de tensiones.

Aunque este parámetro ha sido cuestionado ([13,1]) por carecer de significado físico, ha dado buenos resultados al intentar alinear los datos de fisuras cortas con los de fisuras largas.

b) El cierre de fisura: las fisuras cortas tienen un comportamiento de cierre diferente al de las fisuras largas. Una manera de entender esto es a través del parámetro:

$$\Delta K_{eff} = (K_{m\acute{a}x} - K_{op}) / (K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n}) \quad (26)$$

Tanaka y colaboradores [14] midieron K_{op} para fisuras cortas y largas en aceros de bajo carbono, y obtuvieron que las cargas en que se produce el cierre son notoriamente más altas para las fisuras largas en comparación con las cortas, lo que determina un menor ΔK_{eff} , y por lo tanto una menor velocidad de propagación para las primeras.

El tratamiento riguroso de la fisura corta debe involucrar el uso de la mecánica de fractura elasto-plástica (MFEP) en lugar de la mecánica de fractura lineal elástica. Para comprender mejor los límites del uso de una u otra aproximación Kitagawa y Takahashi [15] propusieron el uso del diagrama de la Figura 1.9, que es una corrección de aquel presentado en la Figura 1.8.

En este caso tres regiones pueden ser distinguidas por debajo de las asíntotas, que a diferencia del diagrama anterior presentan una zona de transición entre ambas.

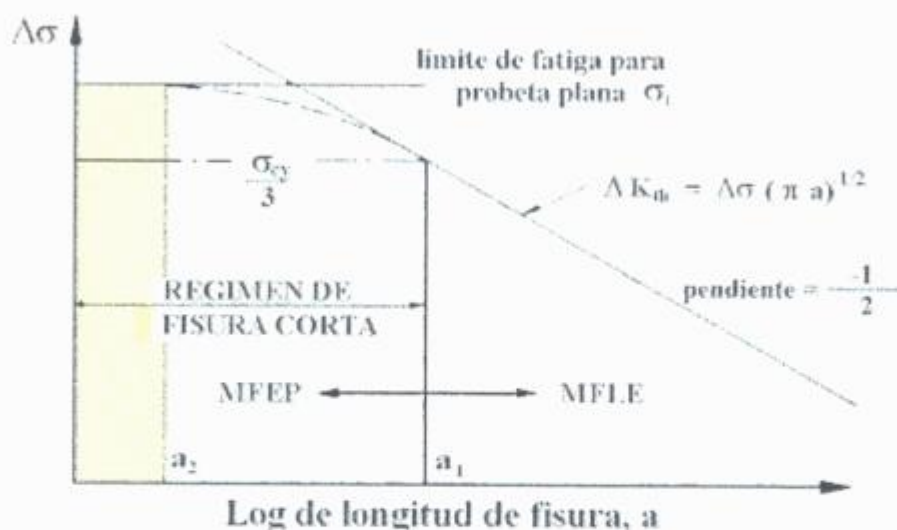


Figura 1.9

En la **Figura 1.9** aparece el límite entre el uso de la MFEP y la MFLE. Solamente aquellas longitudes de fisura bajo el área sombreada corresponden a la no propagación, en tanto que en las dos restantes pueden crecer con niveles de tensiones inferiores al límite de fatiga. Las características en las tres regiones pueden caracterizarse de la siguiente manera:

I) Región sombreada ($a < a_2$): las fisuras son no propagantes y están dentro de un rango de tensiones inferiores a aquel correspondiente al límite de fatiga.

Al estar por debajo del límite de fatiga las fisuras pueden crecer hasta un valor a_2 pero no siguen propagando hasta la falla [16]. Esto indica que la existencia del límite de fatiga no está demostrando que el material no produce fisuras, sino más bien que por debajo de ese valor de tensión posee la capacidad de arrestarlas.

II) La longitud de fisura es tal que $a_2 < a < a_1$: aquí se aplican las condiciones de la mecánica de fractura elasto - plástica.

III) La longitud de fisura es tal que $a > a_1$: dentro de este rango tiene validez la aplicación de la mecánica de fractura lineal elástica.

De lo expresado hasta aquí puede resumirse que en el caso de pequeñas fisuras ($a < a_1$) la condición de umbral está dada por una amplitud de tensión crítica que se aproxima al límite de fatiga para probetas lisas; en cambio, para $a > a_1$ el umbral de crecimiento viene determinado por ΔK_{th} , y dentro de ese rango el valor es independiente del tamaño de fisura

1.3.1 Fórmulas empíricas para el crecimiento de fisuras cortas en aleación de aluminio

Cuando la MFLE es aplicable, la aplicación de la ley de Paris, o alguna de sus variantes, implica de alguna manera conocer los valores de las constantes m y C . Estas son características de cada material, y pueden ser obtenidas experimentalmente.

Sin embargo, al trabajar con fisuras cortas, cuando la MFLE ya no es rigurosamente el modelo que se debería aplicar, diferentes autores tratan de describir el comportamiento mediante el uso de curvas del tipo de la de Paris, pero con los valores de los parámetros m y C diferentes a los empleados para fisuras largas. En estos casos el valor de m llega a ser superior a aquel utilizado para esta últimas. Como ejemplo de ello se puede citar el trabajo de R.L. Carlson y colaboradores [17] que hallaron experimentalmente las curvas de crecimiento de fisuras cortas en aluminio 6061 T651.

1.3.2 Fisuras que crecen a partir de entallas

En numerosos casos las fisuras por fatiga crecen a partir de entallas, tal como sucede cuando se originan en el talón de una soldadura.

Una vez que se han originado, pueden crecer una cierta distancia y luego arrestarse, o bien continuar creciendo hasta la falla.

Las fisuras no propagantes, en ocasiones, se desarrollan en el vértice de entallas agudas donde se encuentran presentes una alta concentración de tensiones y un gradiente de tensiones que decrece rápidamente. La combinación de ambos factores suele producir

una fisura que comienza su crecimiento en forma rápida para después ir desacelerándose hasta terminar arrestada.

En el caso de las entallas poco severas, tanto la concentración de tensiones como el gradiente de tensiones son moderados, y estas características producen fisuras que, por lo general, crecen hasta la falla.

El análisis puede abordarse con dos enfoques diferentes: a) A partir de un campo de tensiones elástico, y b) A partir de un campo de tensiones elasto - plástico.

La **Figura 1.10** muestra una entalla en el borde de una placa solicitada por una carga uniaxial. En una primera aproximación puede asumirse que los campos de tensiones alrededor de la entalla son de tipo elástico. De la raíz de la entalla surge una fisura que avanza debido a la acción de los campos que rodean a este concentrador de tensiones.

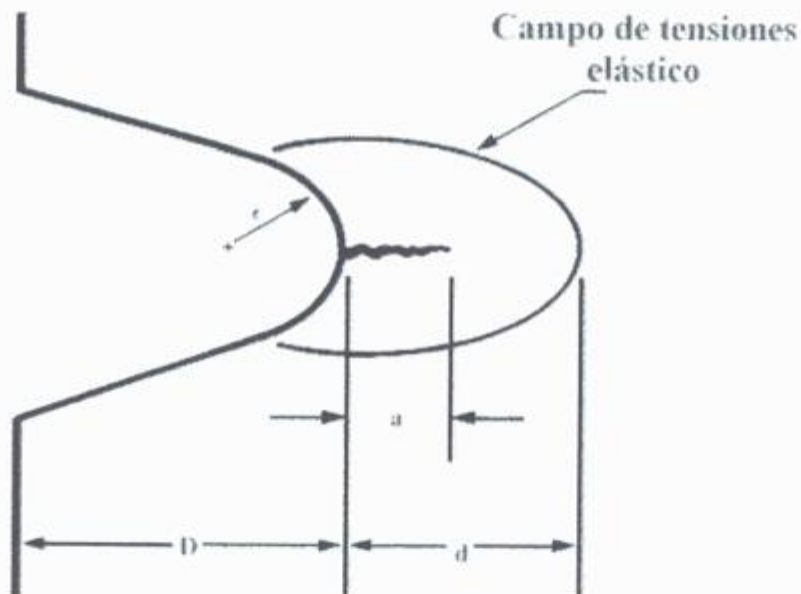


Figura 1.10

La fuerza impulsora, que viene dada por el factor de intensidad de tensiones K_I , está influenciada por el gradiente de tensiones generado por la entalla.

El factor K_I ha sido evaluado para fisuras que emergen de diferentes tipos de entallas, y puede ser obtenido mediante el uso de técnicas numéricas, entre otros métodos.

Diferentes autores han hecho diferentes propuestas al evaluar K_I en función de los distintos parámetros geométricos que se encuentran presentes en una entalla con fisura.

A modo de ejemplo, para el caso de la **Figura 1.10** se puede considerar [10] para la profundidad del campo de tensiones en las proximidades de la entalla:

$$d \approx 0,13 \cdot (Dr)^{1/2} \quad (27)$$

Y para K_I :

$$K_I = [1 + 7,7 (D/r)^{1/2}]^{1/2} \cdot \sigma (\pi \cdot a)^{1/2} \quad (28)$$

El término entre corchetes puede ser considerado como el factor concentrador de tensiones a la entalla K_t .

Al crecer la fisura, y alejarse del campo generado por la entalla, el factor K_I se aproxima a:

$$K_I = \sigma \cdot (\pi \cdot (D + a))^{1/2} \quad (29)$$

Es decir que una vez que ha abandonado la zona de influencia del concentrador, el comportamiento de una fisura de longitud a , que emerge de una entalla de profundidad D , es similar al de una fisura que emerge de una probeta lisa, con longitud $a + D$.

En términos generales, puede expresarse:

$$K_I = K_t \cdot K_I \text{ (sin la influencia de la entalla)}$$

para la zona en que la longitud de fisura a es menor que una longitud de transición l en la que deja de tener efecto la influencia de la entalla, y una vez superado ese valor:

$$K_I = K_I \text{ (de una fisura de longitud } a + D)$$

En este contexto puede cobrar gran importancia el conocimiento del tamaño de la zona de influencia de la entalla. Sin embargo, en la mayoría de los casos la longitud de fisura

de transición entre iniciación y crecimiento se encuentra fuera de esa zona [10], por lo cual la influencia de la entalla al aplicar la MFLE se minimiza.

Hasta aquí solamente fue considerado el caso en que las tensiones que rodean a la entalla son de tipo elástico, pero en muchas situaciones existe una zona elasto - plástica rodeando a la raíz de la misma, además de la plasticidad presente en el vértice de la fisura (Figura 1.11).

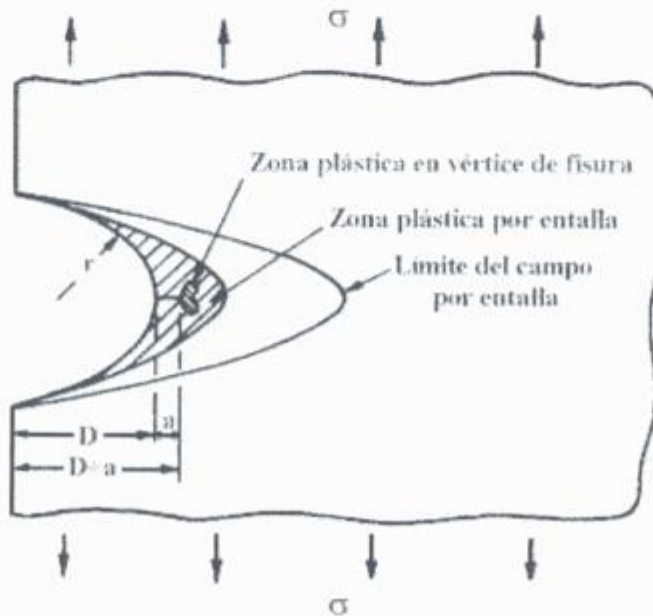


Figura 1.11

En estos casos, la primera etapa del crecimiento de las fisuras esta fuertemente influenciada por la deformación plástica presente en la raíz de la entalla. La Figura 1.11 muestra una fisura de longitud a que se propaga desde el vértice de una entalla de profundidad D y radio r . Estas pequeñas fisuras presentan un comportamiento dentro de la zona de deformación plástica que no puede ser descripto con la MFLE. En muchas ocasiones poseen un crecimiento de tipo transitorio hasta que el vértice de la fisura abandona la zona de influencia de la entalla. Luego, es muy usual que sean arrestadas o que, al menos, sufran un retraso temporario.

1.4 EL CONCEPTO DE CTOD

A partir de los trabajos de Wells [18] y Cottrell [19] (citados en [11],[20]) quedó en evidencia la dificultad para aplicar la MFLE en materiales de alta tenacidad.

Al examinar probetas fracturadas se pudo observar que las caras de las fisuras se habían separado previamente al momento de la fractura. Es decir, a causa de la deformación plástica, un vértice de fisura inicialmente agudo había tomado una forma de tipo redondeada (Figura 1.12). A esta separación se la llamó desplazamiento por apertura del vértice de fisura (Crack Tip Opening Displacement, o **CTOD**). Usualmente se lo simboliza δ .

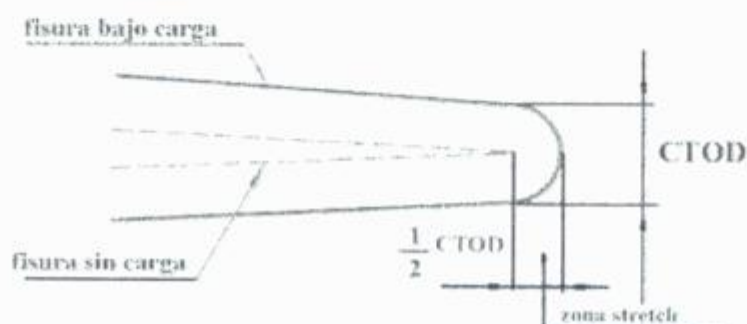


Figura 1.12

Este hecho sugirió la idea de proponer la apertura en el vértice de la fisura como una medida de la tenacidad a la fractura.

A través del modelo de fluencia en bandas propuesto por Dugdale [21] (citado en [1], [11] y [20]) para estudiar el efecto de la presencia de una zona plástica en el vértice de una fisura, puede obtenerse una expresión para el **CTOD**.

El modelo parte de considerar una fisura pasante en una placa infinita (Figura 1.13) solicitada en Modo I (tensión plana).

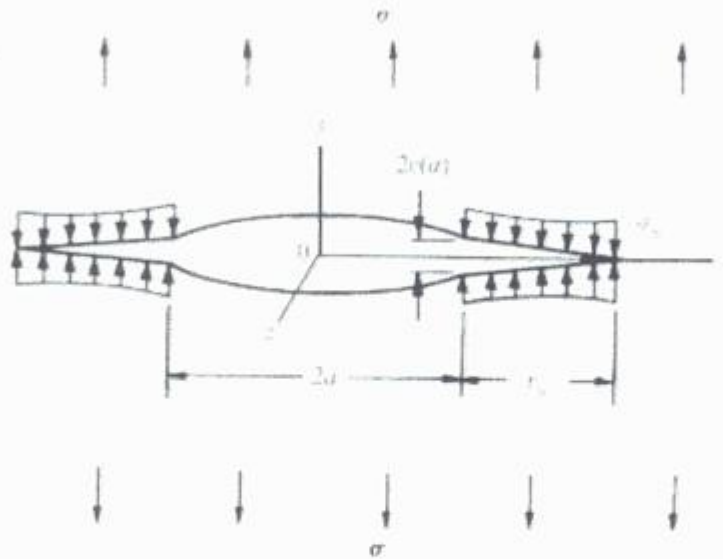


Figura 1.13

La fisura posee una longitud ficticia $2a^* = 2(a + r_p)$, donde r_p es la extensión de la zona plástica en el vértice de la fisura real de longitud a .

Para evaluar la zona plástica se considera que la fisura ficticia, además de estar solicitada por la tensión σ remota, tiene aplicada una tensión de compresión $-\sigma_y$ (la tensión de fluencia del material), que actúa en el intervalo $\pm a \leq x \leq \pm a^*$, y que tiende a mantener la fisura cerrada.

Este tratamiento se caracteriza por simplificar en un caso elástico lo que en realidad es un problema elasto - plástico.

A partir de las funciones tensión de Westergaard, y mediante un análisis, ya clásico, que involucra el uso del formalismo complejo (ver por ejemplo [11]), puede llegarse a la siguiente expresión para el **CTOD**:

$$\delta = (8 \sigma_y a / \pi E) \cdot \ln [\sec(\pi \sigma / 2 \sigma_y)] \quad (30)$$

donde:

a = semilongitud de la fisura

σ = tensión remota aplicada

σ_y = tensión de fluencia del material

E = módulo de Young

Esta expresión es válida dentro de los límites de fluencia limitada al ligamento $\sigma/\sigma_y < 1$, y fue deducida para la condición de tensión plana, y para un material que no presenta endurecimiento por deformación.

El método de la curva de diseño

Si se expresa el CTOD en forma adimensional como:

$$\Phi = \delta / 2\pi\epsilon_y a = (4 / \pi^2) \cdot \ln [\sec(\pi \sigma / 2 \sigma_y)] \quad (31)$$

donde: $\epsilon_y = \sigma_y / E$

Con la finalidad de transformar este análisis teórico en un criterio práctico, uno de los primeros intentos realizados consistió en fijar un tamaño de fisura admisible a partir de (31), que fue expresado como:

$$a_m = C (\delta / \epsilon_y) \quad (32)$$

donde la constante C depende de la tensión remota σ . Por ejemplo, para una tensión de diseño igual a 2/3 de la tensión de fluencia, se obtiene:

$$\delta = 1,77 \epsilon_y a$$

De esta expresión puede adoptarse, utilizando un criterio conservativo:

$$a_m \simeq 0,5 (\delta / \epsilon_y) \quad (33)$$

Se define como CTOD crítico (δ_c) a aquel valor de δ que corresponde a la iniciación de la extensión de la fisura¹. Para un dado δ_c , el correspondiente valor de a constituye el tamaño crítico de fisura, en tanto que a_m es un tamaño de defecto inferior al crítico, y por lo tanto es admisible.

Harrison, Burdekin y Young [22] (citado en [20]), en base a los datos experimentales disponibles, propusieron como curva de diseño:

$$\Phi = 0,5 (\epsilon / \epsilon_y) \quad (34)$$

Esta ecuación, que se designa como curva de diseño original, está representada en la Figura 1.14

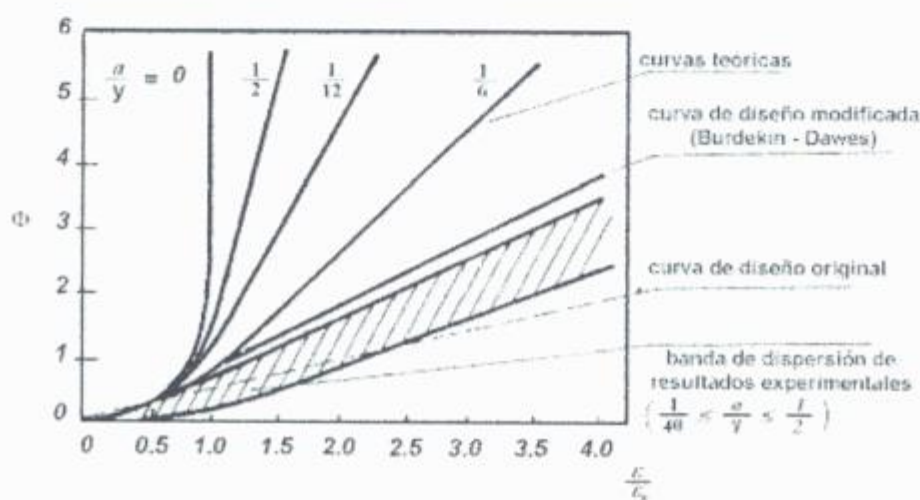


Figura 1.14

Posteriormente, resultados experimentales obtenidos para valores de $1/40 < a/y < 1/2$ se ubicaron dentro de la banda de dispersión de la Figura 1.14. Esto dio lugar a modificaciones en la curva de diseño original. La primera propuesta, debida a Burdekin y Dawes [23] (citado en [20]), consistió en la ecuación:

$$\Phi = (\epsilon / \epsilon_y - 0,25) \quad \text{para } \epsilon / \epsilon_y > 0,86 \quad (35)$$

y siguiendo el modelo teórico para $\epsilon / \epsilon_y < 0,86$

¹ A menos que se satisfaga la condición de deformación plana, no es posible caracterizar la iniciación con un solo parámetro. Por este motivo, un determinado valor δ_c sólo tiene significado si está asociado a las dimensiones características del sistema para el cual fue determinado.

En este caso la banda de dispersión de resultados experimentales se encuentra por debajo de los resultados del modelo teórico. Las diferencias se atribuyen fundamentalmente a los efectos del endurecimiento por trabajado, que producen que una vez alcanzada la fluencia generalizada en el ligamento, las bandas de deslizamiento propaguen desde los extremos de la fisura hacia el centro. Esto tendería a disminuir el aumento del CTOD en el vértice de la misma, en relación al incremento de deformación total a través del plano de la fisura.

Finalmente, una nueva curva de diseño fue propuesta por Dawes [24] (citado en [20]) para compatibilizar resultados experimentales obtenidos en el rango de bajas tensiones, y que se ubican por encima del modelo teórico. La ecuación propuesta fue:

$$\Phi = (\epsilon / \epsilon_y)^2 \quad \text{para } \epsilon / \epsilon_y \leq 0,5 \quad (36)$$

Dentro de los límites de elasticidad resulta [20]:

$$\delta = \sigma^2 \pi a / E \sigma_y \quad (37)$$

que coincide con el primer término del desarrollo en serie de la ecuación (30). Por lo tanto se puede expresar :

$$\Phi = \delta / 2\pi\epsilon_y a = \sigma^2 / 2\epsilon_y E \sigma_y = 1/2 (\sigma / \sigma_y)^2 \quad (38)$$

Esto significa que (38) representa el doble del valor del primer término de la serie, lo que implica un factor de seguridad de 2 con respecto al modelo teórico, y asegura la compatibilidad con el caso lineal elástico.

La curva de diseño ha retenido esta última forma, que puede resumirse en:

$$\Phi = (\epsilon / \epsilon_y)^2 \quad \text{para } \epsilon / \epsilon_y \leq 0,5 \quad (36)$$

$$\Phi = (\epsilon / \epsilon_y - 0,25) \quad \text{para } \epsilon / \epsilon_y \geq 0,5 \quad (39)$$

Es importante tener en cuenta que en las ecuaciones anteriores ϵ se refiere a la deformación específica total o efectiva, es decir, que incluye los defectos debidos a las tensiones residuales y concentradores de tensiones.

De la comparación de las ecuaciones (32), (36), (39), y la definición de CTOD adimensional puede deducirse:

$$C = 1 / 2\pi(\sigma / \sigma_y)^2 \quad \text{para } \sigma / \sigma_y = \epsilon / \epsilon_y \leq 0,5 \quad (40)$$

$$C = 1 / 2\pi(\epsilon / \epsilon_y - 0,25) \quad \text{para } \epsilon / \epsilon_y \geq 0,5 \quad (41)$$

Los valores de la constante C están representados en la Figura 1.15, donde pueden observarse valores correspondientes a materiales ferríticos y no ferríticos. Estos últimos se encuentran mejor representados por la ecuación (39) sobre la totalidad del rango de tensiones y deformaciones efectivas.

La Figura 1.15 representa la curva de diseño tal como la adopta el documento de la BSI: **PD 6493:91 'Guidance on some methods for the derivation of acceptance levels for defects in fusion welded joints'**.

De este modo, conocido el valor de C en función de σ / σ_y o ϵ / ϵ_y , los tamaños admisibles de defectos en el rango lineal - elástico y elasto - plástico se obtienen respectivamente a partir de las expresiones:

$$a_m = C (K_{IC} / \sigma_y) \quad (42)$$

$$a_m = C (\delta_c / \epsilon_y) \quad (43)$$

Los valores de la constante C ya tienen en cuenta los efectos debidos al alejamiento de la condición de tensión plana y al endurecimiento por deformación de los materiales.

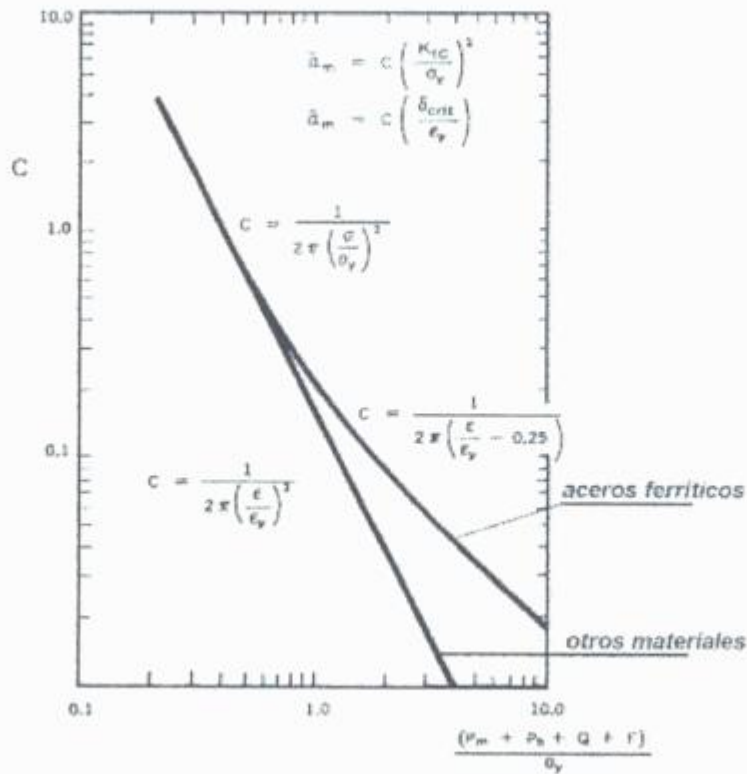


Figura 1.15

1.4.1 Propagación de fisuras por fatiga

Bajo la acción de cargas cíclicas, una fisura puede nuclearse a causa de la deformación plástica cíclica localizada alrededor de algún concentrador de tensiones. Esto es así aún cuando las tensiones remotas se encuentren muy por debajo de la tensión de fluencia. Una vez que la fisura ha sido iniciada, puede crecer bajo cargas cíclicas por un mecanismo de deslizamiento reversible como el que exhibe la **Figura 1.16**. Una fisura con vértice agudo bajo un campo de tracción posee un efecto de concentración de tensiones. Esto ocasiona que alrededor del vértice se produzcan deslizamientos en aquellos planos orientados en la dirección de máxima tensión de corte (etapas 1, 2 y 3 de la **Figura 1.16**). Como consecuencia del endurecimiento por deformación y el aumento de tensión en el ciclo, pueden activarse otros planos de deslizamiento con orientación menos favorable, lo que conduce al redondeo del vértice de la fisura (etapa 4). Como consecuencia de esto, durante la etapa ascendente del ciclo de carga, la fisura ha experimentado un incremento Δa en su longitud. Al disminuir la carga, la zona

elástica que rodea a la zona plástica localizada la obligará a comprimirse, generando una plasticidad inversa que cerrará y agudizará el vértice (etapa 5).

En los ciclos de carga posteriores el proceso se repite, y en cada uno de ellos se genera un incremento de longitud.

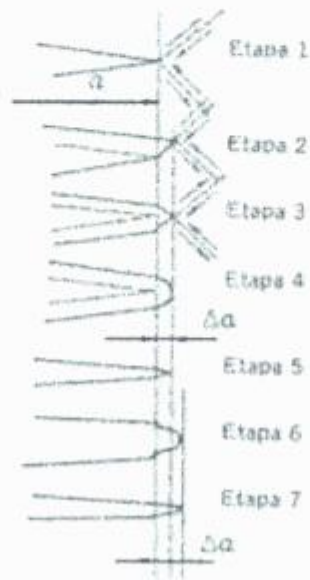


Figura 1.16

Ya se ha visto previamente que el comportamiento a la fatiga de un material con fisura puede ser descrito por un gráfico del tipo que se exhibe en la **Figura 1.7** en el que se representa la velocidad de crecimiento de la fisura da/dN en función de ΔK .

En la región II, el comportamiento puede ser descrito por una expresión de la forma:

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (18)$$

Esta expresión puede justificarse si se acepta que de acuerdo con el mecanismo de crecimiento indicado en la **Figura 1.16**, la magnitud de la propagación por ciclo es proporcional al CTOD:

$$da/dN = \alpha (CTOD) = \alpha \delta \quad (44)$$

1.5 EL PROBLEMA DE LA SOLDADURA

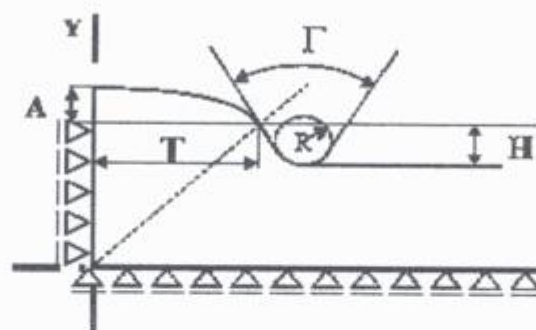
En juntas soldadas sometidas a carga dinámica transversal, las zonas donde comienza y propaga la fisura están localizadas en el talón [25, 26, 27, 28] y en la raíz del cordón, dependiendo esto último del tipo de sollicitación.

En una primera aproximación, la resistencia a la fatiga se puede tratar de establecer mediante el uso de las curvas σ - N . Este procedimiento posee la dificultad que los datos son presentados en función de la distribución de tensiones nominales, y no tiene en cuenta los efectos de los concentradores de tensiones debidos tanto a la geometría de la soldadura, como a los detalles e irregularidades característicos de la misma. Esto trae como consecuencia una gran dispersión en los valores obtenidos.

Una alternativa posible a este problema está dada por los enfoques locales (local approaches), que se encuentran dentro de las metodologías que evalúan la vida total a la fatiga. Los mismos buscan establecer la distribución de tensiones y deformaciones en las zonas críticas del cordón donde tiene lugar el comienzo de la fisura.

El enfoque local asume que la vida a la fatiga está determinada por el comportamiento cíclico del material adyacente a los concentradores de tensión, determinados por el talón para las uniones soldadas solicitadas transversalmente.

En el caso de soldaduras en aceros, estos concentradores son modelados como entallas [29], con un radio dado en el vértice (Figura 1.17). Habitualmente se eligen radios de 1 mm [30,31].



- A: altura de sobremonta
- T: semilongitud de sobremonta
- R: radio de entalla
- Γ : ángulo de entalla
- H: profundidad de entalla

Figura 1.17

Conociendo la geometría puede estimarse el valor del concentrador de tensiones con el uso de algún método numérico, como por ejemplo el de elementos finitos. Luego, la vida a la fatiga se puede estimar analizando el comportamiento cíclico a través del uso de las curvas dadas por (7), (17) y (12).

Es importante destacar que esta metodología asume un talón libre de prefisuras.

Otra manera de encarar el problema está dada por la mecánica de fractura lineal elástica, que evalúa el crecimiento de la fisura. Este método parte de la base de la preexistencia de fisuras, que comienzan a propagar. La solución se basa en integrar la relación entre la velocidad de crecimiento de la fisura y la amplitud del factor de intensidad de tensiones, que viene dada por la ecuación de Paris (o sus distintas variantes).

Sin embargo el uso de la MFLE encuentra algunas dificultades. El crecimiento de fisuras en regiones adyacentes a soldaduras posee tres elementos principales: 1) las tensiones residuales, 2) la presencia de material deformado plásticamente, y 3) posibles cambios en la microestructura.

Para tratar el problema de las tensiones residuales con un enfoque lineal - elástico se deben cumplir las condiciones de fisura larga (mayor al milímetro) y de fluencia a pequeña escala (limitada al vértice de la fisura), en las cuales son aplicables la ley de Paris (18) o alguna de sus variantes.

Dadas estas condiciones, una manera de tratar el problema es introducir la componente de tensión residual normal al plano de la fisura como una tracción superficial. Luego, para obtener el efecto combinado de las tensiones aplicadas y las tensiones residuales, se realiza una superposición lineal.

Sin embargo, debido a los efectos característicos de la soldadura, no es posible circunscribir la zona de deformación plástica al vértice de la fisura, sino que debe considerarse que esta se extiende alrededor de toda la fisura, en forma similar a la representada en la **Figura 1.11**. Por lo tanto, debe apelarse a relaciones de crecimiento de fisuras en campos de deformación plástica.

Recientemente se han desarrollado metodologías que tratan de unificar criterios locales con la mecánica de fractura [32,33] utilizando el concepto del factor de intensidad de tensiones en entallas (NSIF) para estimar la vida a la fatiga en juntas soldadas.

Entre los posibles enfoques elasto - plásticos el criterio de CTOD ha sido propuesto en el pasado por diferentes autores [34,35]. El mismo puede ser aplicado tanto en condiciones de fluencia a pequeña escala (ecuación (36)), o de deformación plástica en toda la zona del concentrador (ecuación (39)).

Al analizar su aplicabilidad en comparación con la de la MFLE se ha encontrado [35] que esta última metodología produce estimaciones no conservativas, en tanto que el uso del CTOD da por resultado valores conservativos.

1.6 LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Las aleaciones de aluminio pueden dividirse en dos grandes grupos: 1) las termotratables; 2) las no termotratables.

El primer grupo se caracteriza por la capacidad que poseen de incrementar su resistencia mediante la formación de precipitados coherentes obtenidos durante el envejecimiento.

Los elementos aleantes presentes en estos sistemas: Cu, Mg, Zn y Si, se caracterizan por tener un rango de solubilidad en estado sólido (tanto solos como combinados) que posibilita hacerles tratamientos térmicos.

En cambio, las aleaciones no termotratables sólo pueden lograr aumentar su resistencia a través de la introducción de dislocaciones mediante el trabajado mecánico. En casi todos los casos poseen Mg o Mn, solos o en combinación.

La aleación termotratable AA 6061 (Mg 1%, Si 0,6%, Cu 0,25%, Cr 0,2%) es la más difundida comercialmente. Se caracteriza por ser fácil de extrudar, y sus principales aplicaciones se encuentran en carrocerías de automóviles, partes estructurales de ferrocarriles, y vehículos terrestres, puentes, grúas, etc.

Los tratamientos térmicos más usuales a los que es sometida esta aleación consisten en la solubilización a 540°C, enfriamiento, y posterior envejecimiento natural (se lo llama T4), o artificial (en ese caso llamado T6).

1.6.1 Estructuras de soldadura en aleación 6061

En los procesos de soldadura por fusión, las temperaturas en el metal varían desde la de metal fundido sobrecalentado (debajo del arco) hasta la temperatura ambiente a varios centímetros del cordón. Esto origina diferentes zonas que se caracterizan por las transformaciones metalúrgicas que presentan.

El cordón de soldadura se caracteriza por poseer tres zonas diferenciadas (Figura 1.18):

- 1) Zona fundida: a) compuesta, y b) no mezclada
- 2) Zona parcialmente fundida
- 3) Zona afectada por el calor



Figura 1.18

1) Zona fundida.

Para las soldaduras con aporte se pueden distinguir dos regiones en la zona fundida.

La zona fundida no mezclada corresponde a una capa de material base que no llegó a mezclarse en la pileta líquida. La zona fundida compuesta corresponde a la mezcla del material base con el aporte en la pileta líquida.

Los granos del cordón crecen a partir de aquellos granos del metal base que fueron parcialmente fundidos. Este crecimiento epitaxial comienza a través del ordenamiento de átomos de la fase líquida [36] que van formando arreglos sobre el sustrato cristalino ya existente. Por lo tanto el crecimiento se extiende preservando la orientación cristalográfica del grano que le ha dado origen.

Estos granos al crecer presentan una estructura de tipo dendrítica, generada por el sobreenfriamiento constitucional provocado por los gradientes de temperatura característicos en estos procesos de soldadura. El tamaño del espaciado interdendrítico es función de la velocidad de solidificación: a mayores velocidades se obtendrán estructuras más refinadas. En soldadura, como las velocidades de enfriamiento son elevadas, los espaciados interdendríticos resultantes son muy finos.

Las segregaciones interdendríticas poseen, en general, estructuras eutécticas, inclusiones no metálicas y microporosidades [37] debidas a la baja solubilidad del hidrógeno en fase sólida.

En aquellos casos en que el aporte es básicamente Al - Si (como el ER 4043), en el interdendrítico predomina el eutéctico Al - Si, con finas partículas de Si, debidas a las altas velocidades de enfriamiento. Las dendritas, en cambio, están constituidas por solución sólida de Al.

Para las soldaduras con aportes de Al - Mg (como el ER 5356) el interdendrítico está compuesto principalmente por el eutéctico Al - Mg, con el interior de las dendritas de solución sólida de Al.

2) Zona parcialmente fundida.

El material base en contacto con la zona fundida llega a alcanzar temperaturas elevadas. Además del hecho de tratarse de una aleación y poseer, por lo tanto, un rango

relativamente extendido de solidificación, el metal base no es del todo homogéneo y posee inclusiones, bordes de grano con segregaciones, etc. Durante el proceso de soldadura éstas pueden llegar a fundirse localmente, y luego de solidificar, por efectos de la contracción sólido - líquido, producir pequeñas fisuras en caliente. Este hecho es de particular importancia en las aleaciones termotratables como la AA 6061 que se caracterizan por la alta solubilidad de sus aleantes.

3) Zona afectada por el calor.

Las temperaturas que alcanza el material base van decreciendo al aumentar la distancia al cordón. Esto provoca que aparezcan diferentes zonas con distintos tipos de transformaciones metalúrgicas.

La zona afectada por el calor (**Figura 1.18**) presenta dos sub - zonas, en el caso de las aleaciones termotratables:

a) Zona de solución sólida: alcanza temperaturas del orden de la temperatura de solubilización, lo que resulta en una disolución de aquellos componentes solubles. Al enfriar éstos pueden ser retenidos en solución sólida, y por esta razón la región es de alta resistencia mecánica, aunque puede ser angosta.

b) Zona sobreenviejecida:

La mayoría de las aleaciones termotratables presentan una precipitación excesiva entre los 204°C y los 427°C. Por lo tanto, la zona sometida a esas temperaturas durante el proceso de soldadura se encuentra ablandada y posee baja resistencia por el precipitado de partículas gruesas.

Los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento que se practican en aleaciones termotratables se ven afectados de este modo. Cuanto mayor es el tiempo de permanencia a temperaturas por encima de los 200°C, mayor es el efecto negativo sobre las propiedades de la zona.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Y

ANALISIS DE RESULTADOS

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

El material seleccionado para la realización de este trabajo consistió en planchuelas de aleación de aluminio AA 6061, con tratamiento térmico T6, de 6,25mm de espesor, producido por extrusión en caliente a $(490 \pm 10)^\circ\text{C}$, cuya composición química¹ y propiedades de tracción aparecen en las **Tablas 2.1 y 2.2**.

Tabla 2.1

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Cr	Zn	Pb
Composición medida (% peso)	0,61	0,24	0,20	0,085	1,00	0,019	0,10	0,003	0,008
Composición nominal (%peso)	0,6		0,3		1,00		0,2		

Tabla 2.2

Tensión de rotura (MPa)	Tensión de fluencia (MPa)	Alargamiento a la rotura % (Esp. 6,25 mm)	Dureza brinell
306	267	13	88,5

(Probeta de tracción longitudinal)

En las **Figuras 2.1 y 2.2** se observan la distribución de precipitados y los granos, hacia la superficie y en el interior de la planchuela, respectivamente. Para revelar los bordes de grano fue realizado un ataque químico con un reactivo consistente en: H_2O : 60 ml, NaOH : 10g, ferricianuro de potasio: 5g. El tiempo empleado fue de 90 segundos.

La **Figura 2.1** exhibe diferentes tamaños y formas en los granos, producto del proceso de extrusión en caliente. Los granos de la superficie de la planchuela son de mayor tamaño y tienden a ser equiaxiados, en tanto que hacia el interior aparecen granos que presentan una alta deformación (**Figura 2.2**).

Los granos superficiales fueron medidos por el método de intersección, dando como resultado un tamaño promedio de 120μ .

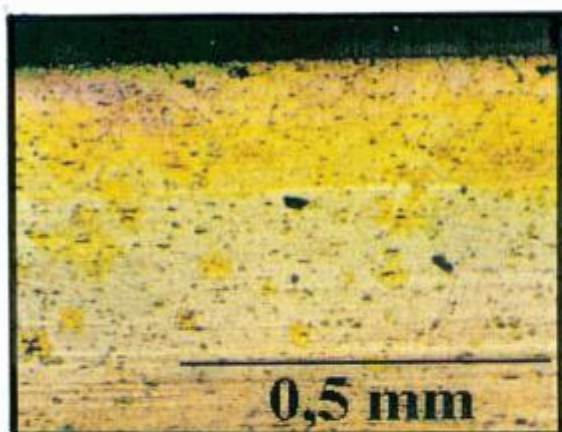


Figura 2.1



Figura 2.2: granos en el centro de la planchuela

Sobre las planchuelas se efectuaron soldaduras manuales a tope, con penetración total. El proceso elegido fue GMAW (MIG), utilizando como aporte alambre ER 5356 (94% Al, 4,5%-5,5% Mg), según clasificación de la norma AWS, A5.10. Los parámetros empleados figuran en la **Tabla 2.3**.

Tabla 2.3

I(A)	V(volt)	Velocidad (mm./min.)	Transferencia	Caudal de Ar (l/min.)
145-158	21	166,6	spray	25-30

Previamente al proceso, a las planchuelas se les realizó una limpieza con cepillo circular de alambre de acero, montado en amoladora. Luego de concluido el mismo se repitió esta operación sobre la soldadura ya completada.

La composición química² del cordón de soldadura figura en la **Tabla 2.4**:

Tabla 2.4

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Cr	Zn	Pb
Composición medida (% peso)	0,35	0,18	0,09	0,10	3,00	0,05	0,09	0,002	0,004
Composición nominal del aporte (%peso)	≤0,5	≤0,5	0,10	0,05-0,20	4,5-5,5	0,06-0,20	0,05-0,20	0,10	-

² El análisis químico fue realizado en los laboratorios de ALUAR S.A.

Las planchuelas soldadas fueron cortadas en rectángulos de 330mm. X 60mm., como se muestra en la **Figura 2.3**, con la finalidad de utilizarlos como probetas para ensayos de fatiga.

Los bordes de esos rectángulos adyacentes a los talones fueron desbastados para evitar que actuaran como iniciadores de fisuras durante los ensayos.



Figura 2.3: probeta utilizada en ensayos

Antes de realizar los ensayos de fatiga se hicieron algunas mediciones de tensiones residuales en diferentes zonas de los talones en una de las probetas mediante la técnica de difracción de rayos X, con una penetración de 10μ . El equipo empleado fue Rigaku Strainflex.

La **Tabla 2.5** muestra los valores hallados:

Tabla 2.5

Nº de medición	Tensión (MPa)
1	7
2	-3
3	10
4	4
5	-9

Estos valores bajos se encuentran dentro de lo esperado debido a que el corte de las probetas produce una relajación de las tensiones introducidas durante la soldadura.

Se realizaron ensayos de fatiga de flexión en tres puntos en una máquina tipo "walking beam" (**Figura 2.4**).

² El análisis químico fue realizado en los laboratorios de ALUAR S.A.

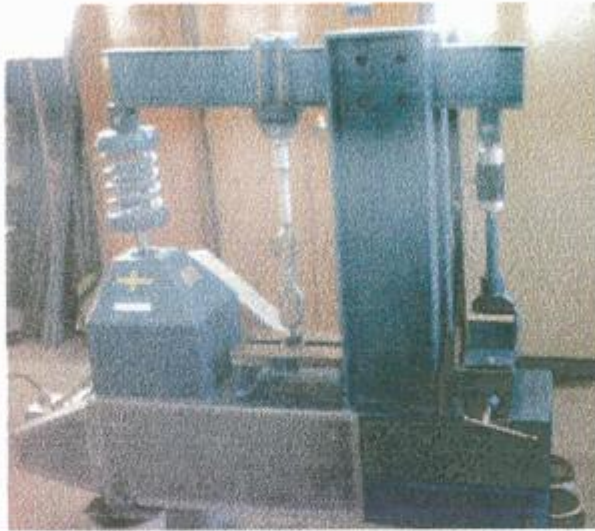


Figura 2.4: máquina walking-beam

Las cargas y tensiones nominales en la zona de interés ($x=c$) fueron calculadas con la fórmula de la viga (**Apéndice 1**), de acuerdo a la **Figura 2.5a** (en este cálculo se trató a la probeta como si fuese lisa y no tuviese el concentrador de tensiones originado por el talón de soldadura, que será tenido en cuenta en estimaciones posteriores).

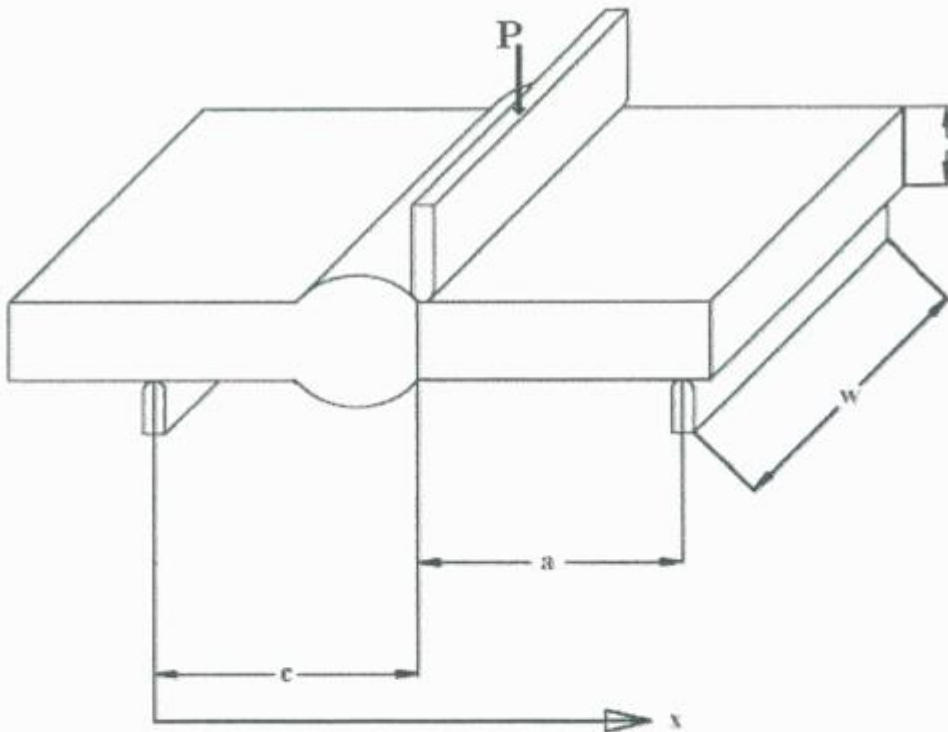


Figura 2.5a

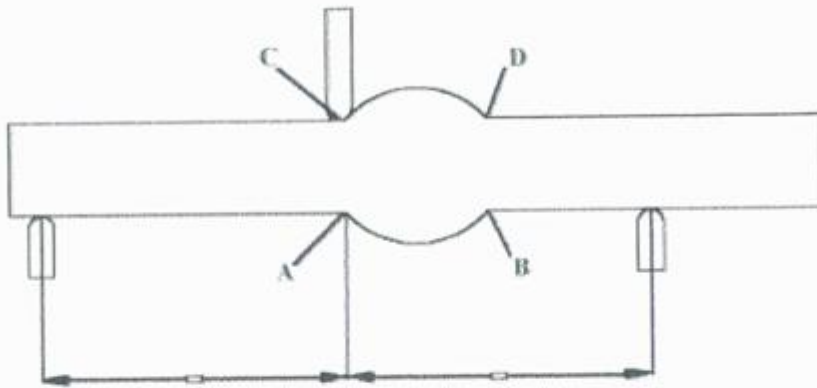


Figura 2.5 b

donde:

$$\sigma_0 = 6.a.c. P_0 / (a+c).w. t^2 \quad (\text{para la precarga})$$

$$\Delta\sigma = 6.a.c. \Delta P / (a+c).w. t^2 \quad (\text{para la carga oscilante})$$

$$P = P_0 + \Delta P$$

$$\sigma = \sigma_0 + \Delta\sigma$$

En la **Figura 2.5b** se puede observar la situación real en el ensayo, donde la soldadura introduce la presencia de un concentrador de tensiones. Sin embargo, en esta etapa, sólo interesó calcular las tensiones nominales.

En lo que resta del presente trabajo, los 4 talones de soldadura en las probetas ensayadas serán denominados A, B, C, y D, de acuerdo a la disposición en la **Figura 2.5b**.

Los valores utilizados fueron:

$$a = c = 45\text{mm.}$$

$$a + c = 90\text{mm.}$$

$$w = 60\text{mm.}$$

$$t = 6,25\text{mm.}$$

$P = 90 \text{ kg.}$

$\Delta P = 78 \text{ kg.}$

Estos valores fueron elegidos para obtener un valor de $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ cercano a 0,5 debido a que éste simula el efecto de las tensiones residuales de tracción en la soldadura [38]. En este caso esas tensiones residuales se han relajado al realizar el corte de las probetas.

Los ensayos fueron interrumpidos al detectarse en forma visual la presencia de una fisura en el talón A (el más solicitado).

Los resultados obtenidos fueron:

Tabla 2.6

Probeta N°	σ_0 (MPa)	$\Delta\sigma$ (MPa)	R	N_f
5	50,8	44	0,53	147.000
6	50,8	44	0,53	273.000
7	50,8	44	0,53	225.000

Las probetas fueron seccionadas, en dirección perpendicular al cordón de soldadura, incluidas en resina, desbastadas con papel esmeril, y pulidas con pasta de diamante de 7μ y 1μ respectivamente. Luego fue realizado un ataque químico con el reactivo de Keller (H_2O : 190ml., HNO_3 : 5ml., HCl : 3ml., HF : 2ml.), durante 1 minuto.

En las Figuras 2.6, 2.7, 2.8 y 2.9 pueden observarse las características de la zona que rodea a la fisura, producida en el talón A (máxima sollicitación), en diferentes secciones de las probetas 5 y 6:

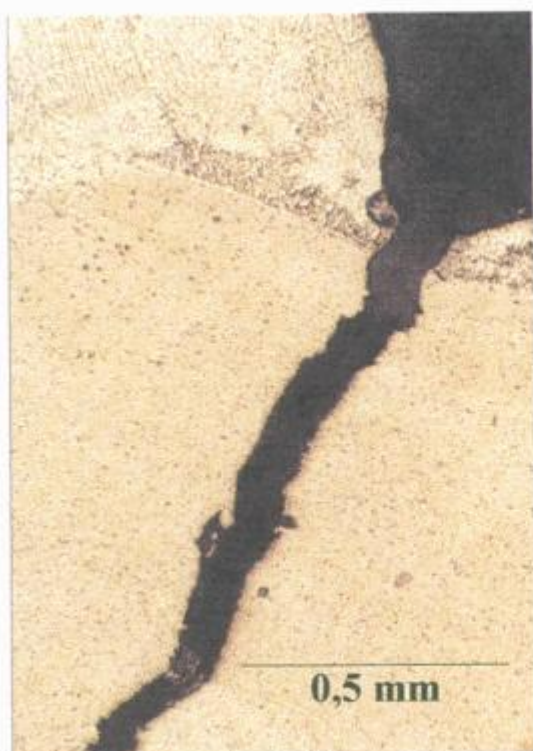


Figura 2.6



Figura 2.7



Figura 2.8

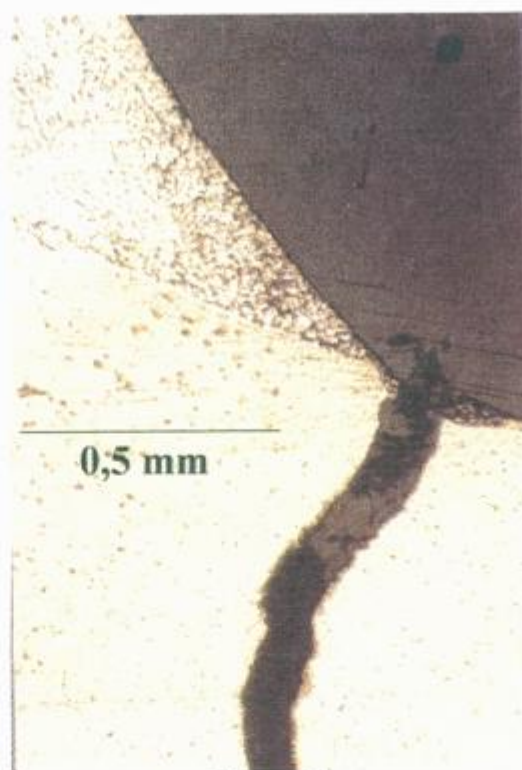


Figura 2.9

En todos los casos puede observarse que la fisura atraviesa una delgada capa de material de aporte sobre la superficie del material base, y con estructura de solidificación. En la **Figura 2.9** esta capa penetra en el material base, tomando la línea de fusión una forma aproximadamente semicircular.

En la mayoría de las secciones, pudo detectarse la aparición de fisuras sólo en el talón A. Sin embargo, en algunas capas, se observó la presencia de una pequeña fisura en el talón B.

El siguiente objetivo fue determinar el sitio, o al menos la zona, de iniciación de las fisuras. El mismo debe coincidir con la parte mas baja de la semielipse a la que se asemeja la fisura al crecer (**Apéndice 2**), es decir que debe tener profundidad máxima en un corte transversal.

Por lo tanto, el método para determinar dicho sitio consistió en medir la profundidad de la fisura en las secciones transversales a la soldadura, volver a desbastar, pulir, y medir, en sucesivas capas, hasta hallar un máximo.

Sin embargo, corresponde aclarar que este método sólo puede indicar que se está en una zona próxima a la de iniciación debido a que la descripción de la fisura como una semielipse es sólo una aproximación, y la fisura real se aparta, en cierta medida, de esta forma idealizada.

La probeta 7 fue exceptuada de este análisis debido a que la fisura principal avanzó mucho más de lo deseable para poder extraer conclusiones.

Los resultados obtenidos de las mediciones de fisuras fueron:

Tabla 2.7

Probeta N° 5 (talón A)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 4 (profundidad de fisura en mm.)
Sección 1	4,62	4,10	4,00	*
Sección 2	3,61	3,84	3,75	3,80
Sección 3	1,7	1,9	2,24	2,42

*: desaparición del material incluido por los sucesivos desbastes y pulidos

Tabla 2.8

Probeta N° 6 (talón A)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 4 (profundidad de fisura en mm.)
Sección 1	3,42	3,44	3,31	3,12
Sección 2	3,69	3,80	3,77	3,74
Sección 3	2,78	2,98 - 1,90 *	2,86	**
Sección 4	4,06	3,38	1,78	1,45
Sección 5	2,72	2,89	2,94	**
Sección 6	3,53 - 0,27 ***	3,56	****	
Sección 7	3,37	3,34	3,20	**

* : Aparecen dos fisuras (Figuras 2.10-a y 2.10-b)

** : desaparición del material incluido por los sucesivos desbastes y pulidos

*** : Aparecen dos fisuras (Figuras 2.11-a y 2.11-b)

**** : no se pudo medir por destrucción de la capa de aporte en la preparación

Los posibles máximos aparecen resaltados en ambas tablas, pero su interpretación es dudosa debido a que en todos los casos las fisuras principales han superado en un orden la longitud con la que se considera que se completa la etapa de nucleación, es decir 0,25 mm. La fisura dominante encontrada en los talones de la soldadura luego del ensayo es producto de otras más pequeñas que han ido colapsando al crecer.

Sin embargo, en la probeta 6, sección 3, capa 2, la fisura más pequeña que se encuentra a la derecha de la principal (Figuras 2.10-a y 2.10-b) puede aportar algunos indicios. De acuerdo a los datos de la **Tabla 2.8**, su aparición se da sólo en la capa 2, ya que los valores de profundidad que aparecen, para esa sección, en las capas 1 y 3 son coherentes con el valor para la fisura de la izquierda (2,78mm.- 2,98mm.- 2,86mm., respectivamente).

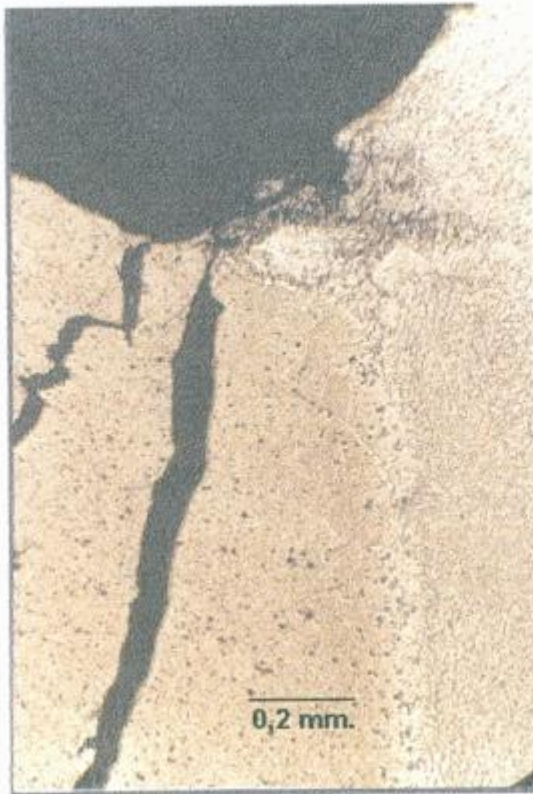


Figura 2.10-a

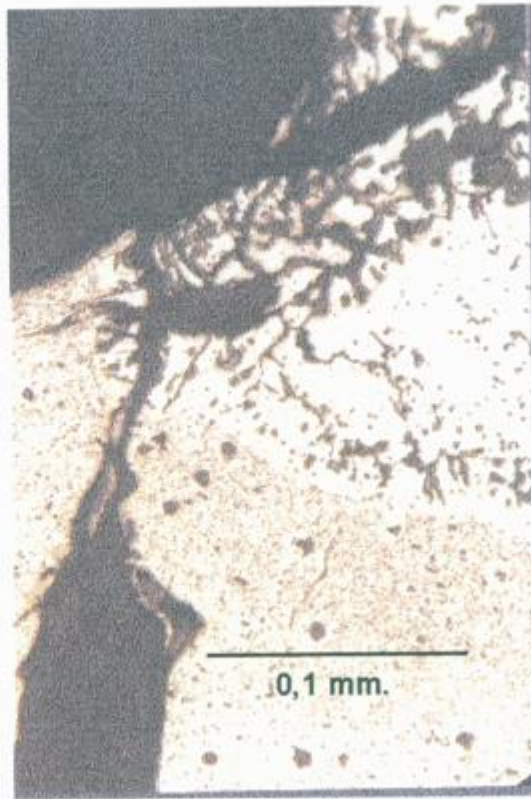


Figura 2.10-b: detalle de figura 2.10-a

La fisura de la derecha se podría encontrar en una etapa del crecimiento más temprana en la que la razón de aspecto varía, y se produce un mayor aumento de la profundidad. Por lo tanto, se puede considerar que la imagen de la Figura 2.10-b está muy próxima al concentrador de tensiones que originó a la fisura.

El punto 1 señala una zona de alta segregación interdendrítica, en tanto que el punto 2 muestra un hueco que no alcanzó a ser llenado por el aporte.

Cada uno de estos defectos por separado, o bien la unión de ambos, podría estar actuando como el concentrador de tensiones que dio origen a la fisura.

En las Figuras 2.11-a y 2.11-b, correspondientes al talón A (sección 6, capa 1) de la misma probeta, aparece una fisura pequeña a la izquierda, y a la derecha la principal.

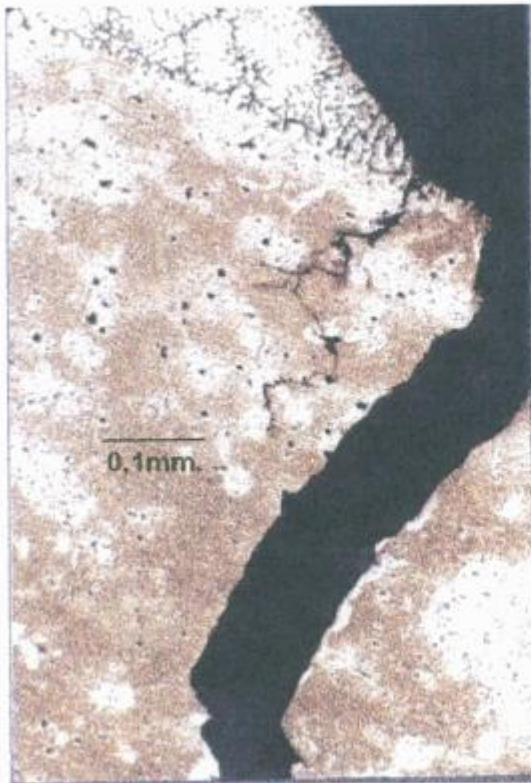


Figura 2.11-a



Figura 2.11-b

Siguiendo el mismo razonamiento que en el caso anterior, es de notar que la primera de ellas no vuelve a aparecer en la capa posterior (ver **Tabla 2.8**), por lo que es muy probable que se encuentre en una etapa temprana de su crecimiento.

En esta situación se ve claramente la asociación de las segregaciones con la aparición de la fisura.

Los casos de fisuras incipientes halladas en el talón B, también pueden aportar información sobre los concentradores de tensiones que les han dado origen. En la **Tabla 2.9** aparecen las profundidades de las fisuras que fueron halladas en los sucesivos desbastes de ese talón, para las diferentes secciones:

Tabla 2.9

Probeta N° 6 (talón B)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)
Sección 1	-	0,13	0,12
Sección 2	0,19	0,21	-
Sección 3	-	1,69	-
Sección 4	0,10	-	0,21
Sección 7	-	-	0,14

En la **Figura 2.12** aparece una fisura en el talón B de la probeta 6 (sección 4, capa 1). De la observación se puede notar, una vez más, que la iniciación parece estar asociada a segregaciones interdendríticas en el material de aporte.

En la **Figura 2.13**, correspondiente a la probeta 6, sección 2, capa 2, además de la presencia de segregaciones que rodean a la fisura, también aparece un hueco que no ha sido rellenado por el aporte.

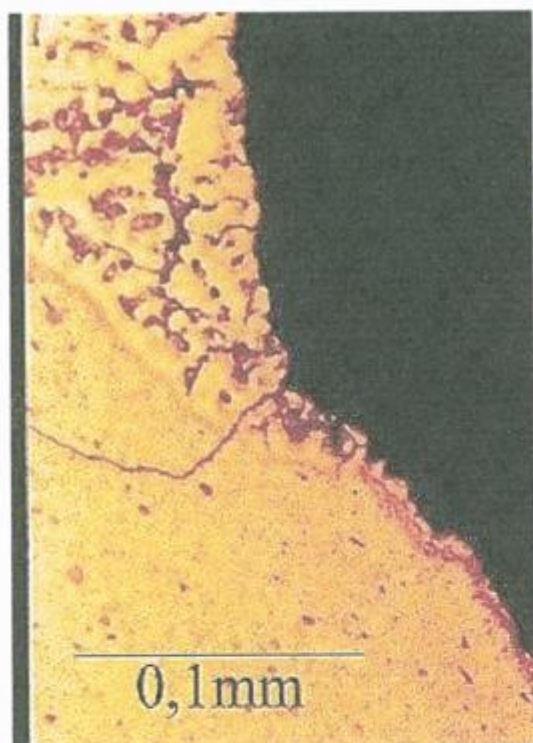


Figura 2.12



Figura 2.13

Por lo tanto, estos primeros estudios metalográficos dan indicios de que la iniciación de fisuras por fatiga está relacionada con la presencia de segregaciones interdendríticas en el material de aporte, y con huecos que éste no alcanza a llenar.

Desde el punto de vista del "local approach" es de máxima importancia establecer qué material es el que provee la resistencia a la fatiga, es decir, si es el material base o el aporte. Para determinar esto, hace falta conocer dentro de cuál de ellos la fisura completa su etapa de nucleación. El siguiente paso fue medir el espesor de la capa de aporte que rodea a la zona de iniciación de las fisuras, para evaluar si la nucleación puede tener lugar dentro de la misma :

Tabla 2.10

Probeta 5

Sección	Espesor de capa de aporte (mm.)
1	0,06
2	0,04
3	0,03

Promedio = 0,043 mm.

Los valores para cada probeta son los promedios de las mediciones hechas en distintos desbastes, en el talón A.

Tabla 2.11

Probeta 6

Sección	Espesor de capa de aporte (mm.)
1	0,08
2	0,04
3	0,05
4	0,06
5	0,09
6	0,03
7	0,02

Promedio = 0,053 mm.

Los valores se tomaron como en el caso anterior.

Los resultados obtenidos revelan que la capa de aporte es mucho menor que la longitud mínima necesaria para considerar que ha concluido la etapa de nucleación. Por lo tanto no se puede establecer a partir de estos datos si la fisura nuclea en el aporte o en el material base.

Otro aspecto a tener en cuenta es la evaluación de la microdureza, tanto en el material de aporte como en el material base.

Los valores de microdureza Vickers fueron medidos utilizando un microdurómetro Leitz - Wetzlar, con una carga de 25g. En las **Tablas 2.12 y 2.13** se exponen los resultados:

Tabla 2.12

Probeta 5

Sección	Microdureza Vickers en material base	Microdureza Vickers en aporte
2	75,1	91,63
3	79,85	97,9

Tabla 2.13

Probeta 6

Sección	Microdureza Vickers en material base	Microdureza Vickers en aporte
2	82,3	83,9
4	74,2	75,7
5	68,8	72,2
6	57,7	76,8

Para cada sección, los valores que figuran en las tablas son el promedio de al menos tres puntos tomados en la correspondiente zona.

Las secciones que no aparecen en las tablas desaparecieron durante los sucesivos desbastes previos a la medición.

Para mejorar la estadística también se evaluó microdureza en dos secciones de la probeta 7, que fue exceptuada de los análisis anteriores:

Tabla 2.14
Probeta 7

Sección	Microdureza Vickers en material base	Microdureza Vickers en aporte
1	75	80,5
2	65	80,5

De los datos de tablas se desprende que no llegan a haber grandes diferencias en los valores de microdureza, a pesar de que en el aporte llegan a ser más altos.

Para completar la evaluación en este tipo de soldadura, algunas de las secciones de las probetas fueron estudiadas en microscopio electrónico de barrido y en microsonda. El objetivo principal consistió en establecer la composición de las segregaciones interdendríticas presentes en el talón de soldadura, que aparecen asociadas a las fisuras por fatiga.

Las muestras de los talones de soldadura en investigación fueron observadas en microscopio electrónico de barrido Philips 500, con una potencia máxima de 50kV. En la **Figura 2.14** se puede ver una imagen de la zona segregada en el talón, en la que aparece una parte de la fisura. La **Figura 2.15** muestra un talón sin fisura, en el que se puede observar en detalle la estructura de solidificación y el material base.

Los elementos presentes fueron evaluados mediante el análisis de dispersión en energía (EDAX).

Los espectros obtenidos (**Figuras 2.16 y 2.17**) revelan un pico de magnesio en la zona del talón, y también un pequeño pico de silicio.

En el material base sólo aparece un pico de aluminio.

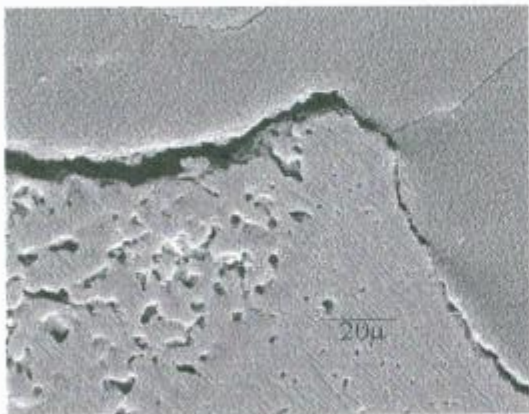


Figura 2.14

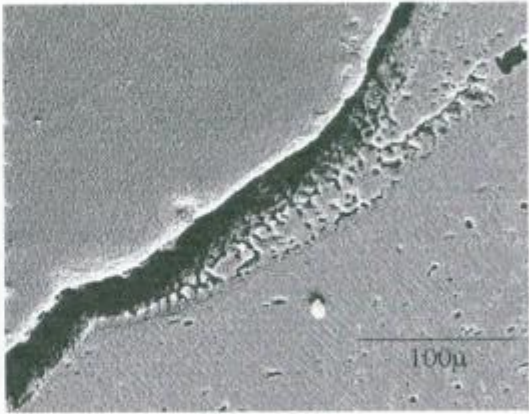


Figura 2.15

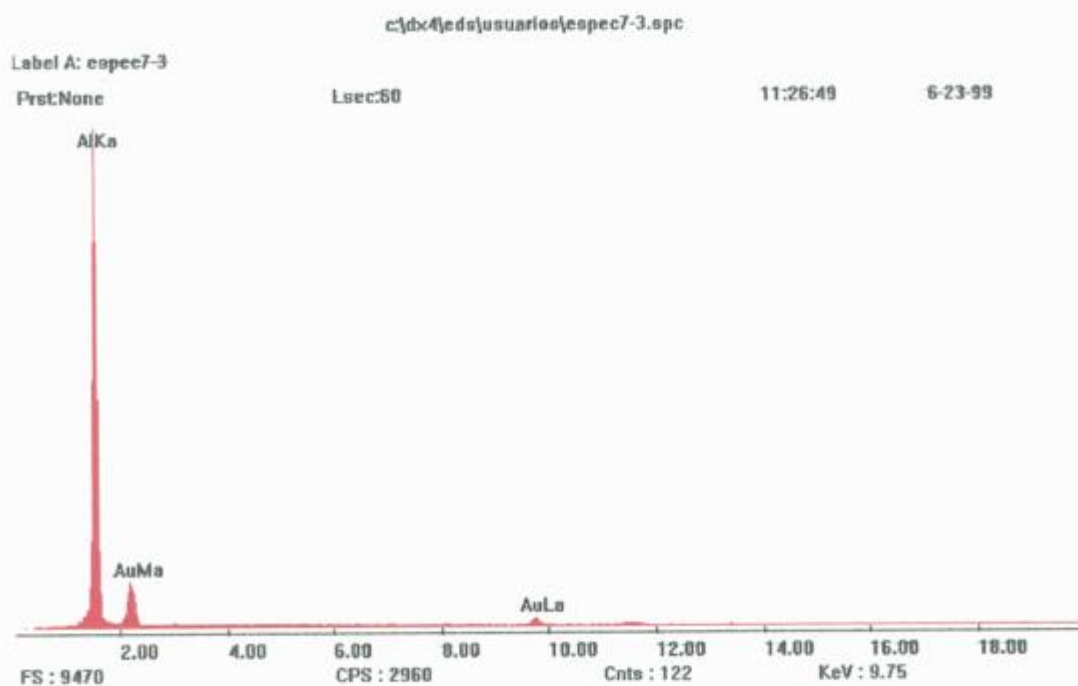


Figura 2.16: dispersión en energía en el material base

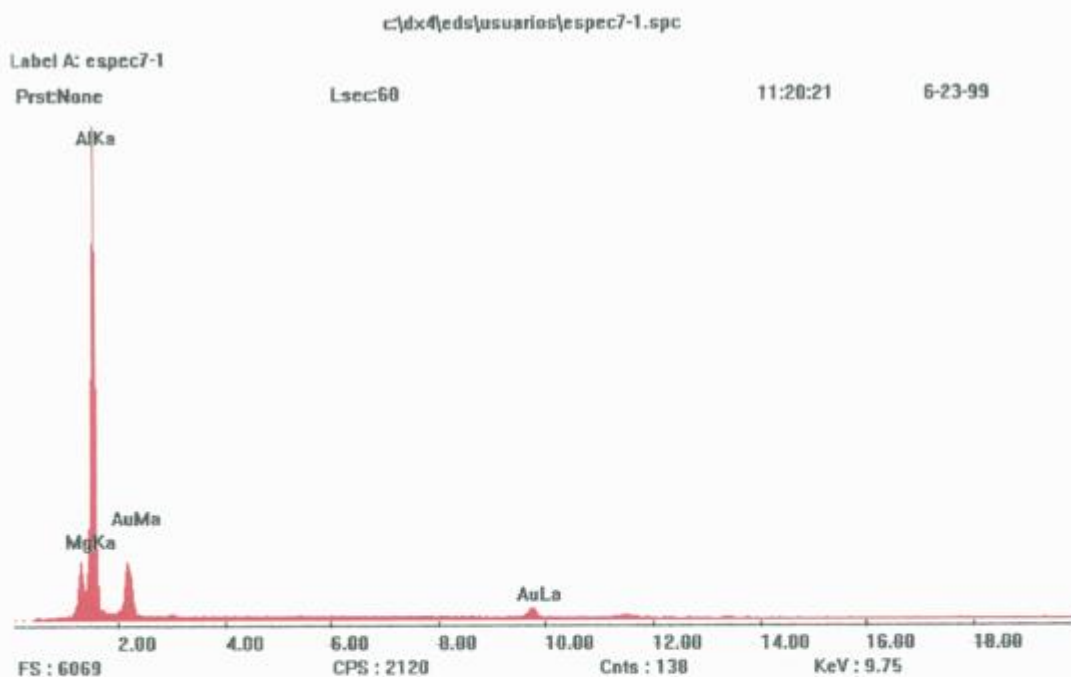


Figura 2.17 : dispersión en energía en el talón (estructura de solidificación)

El paso siguiente consistió en la evaluación de las segregaciones a través de la técnica de dispersión en longitud de onda (microsonda). El equipo empleado fue de marca Cameca, modelo SX 50. La Figura 2.18 muestra uno de los talones analizados :

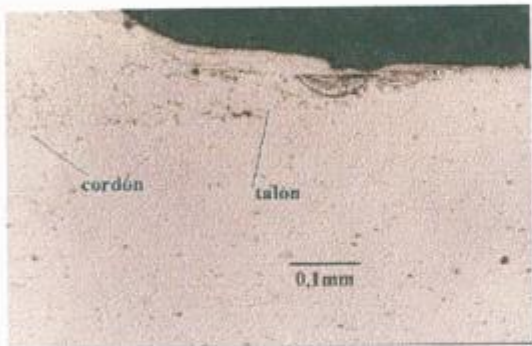


Figura 2.18-a

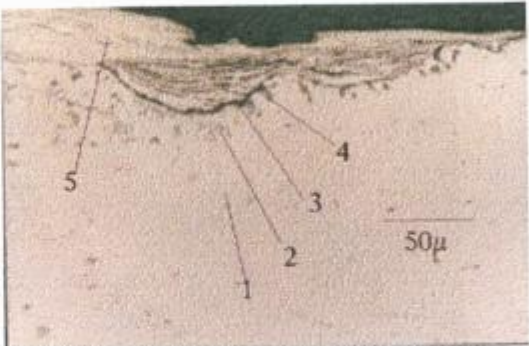


Figura 2.18-b: detalle de figura 18-a

La tabla 2.15 muestra las composiciones halladas en las diferentes zonas de la Figura 2.18:

Tabla 2.15

Zona	Al (% en peso)	Mg (%en peso)	Si (%en peso)	Cu (%en peso)
1	94,7	1,5	0,6	0,25
2	86	14,2	-	-
3	61	36,8	-	1,4
4	91	9	-	-
5	96	3,5	0,4	0,2

Estos resultados, junto con los de análisis de dispersión en energía, demuestran que las segregaciones presentes en la estructura de solidificación del talón poseen una concentración de Mg mucho mayor que las correspondientes a la composición en el material base y en el aporte.

Otra característica notoria en las segregaciones que muestra la Figura 2.18 es que penetran el material base, y además lo hacen tomando una forma semicircular similar a la que se observa en la Figura 2.9.

Una explicación posible es que el material base fue limpiado con cepillo de alambre de acero previamente a la realización de la soldadura, y este procedimiento dejó surcos en

el mismo (límite entre zonas 1 y 2). Luego, al soldar, el aporte fluyó y rellenó los surcos más cercanos al cordón. Una vez allí, comenzó un proceso de solidificación en el que la línea de fusión tomó una forma aproximadamente semicircular, siguiendo el contorno de estos surcos.

También se pueden diferenciar distintas capas en toda la zona segregada. En las zonas 4 y 5 aparecen líneas en dirección aproximadamente paralela a la superficie del material alejada del cordón y el talón de soldadura, de manera tal que no tuviese presente material de aporte ni estructuras de solidificación, pero que a la vez hubiese sido sometido al cepillado. La **Figura 2.19** muestra el aspecto de ese tipo de zona base. Las mismas no presentan la morfología característica de una estructura de solidificación, sino que se asemejan más a un flujo plástico.

Esta vez la explicación parece estar en el cepillado posterior a la soldadura: la severidad del mismo pudo haber hecho fluir plásticamente al material de las capas superficiales.

Para evaluar esta posibilidad, se observó la superficie del material base en una zona alejada del cordón y el talón de soldadura, de manera tal que no tuviese presente material de aporte ni estructuras de solidificación, pero que a la vez hubiese sido sometido al cepillado. La **Figura 2.19** muestra ese tipo de zona:

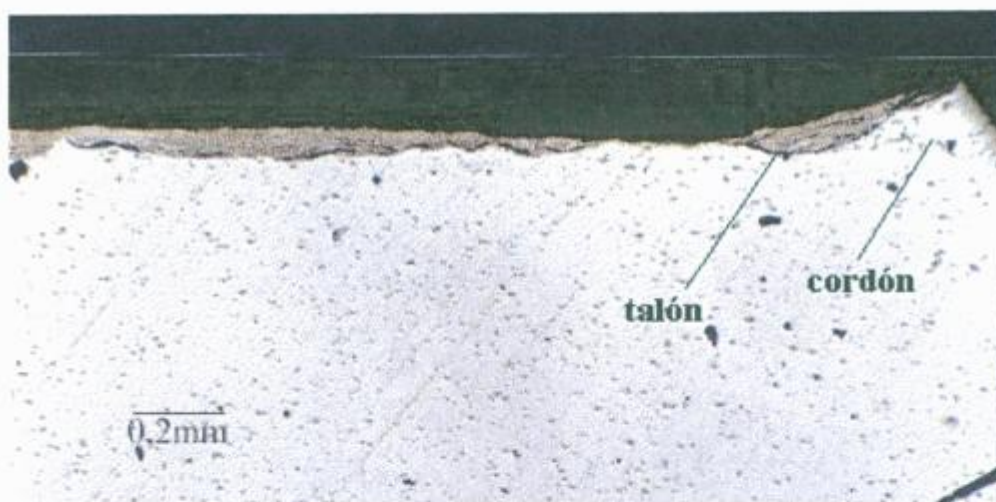


Figura 2.19

Sobre la superficie del material base vuelven a aparecer líneas con forma de flujo plástico, al igual que en la zona del talón. Esto parece confirmar la explicación precedente.

Síntesis:

Resumiendo lo hallado en esta primera etapa, se puede determinar:

- 1- En todos los casos la fisura comienza sobre una capa de material de solidificación en el talón de soldadura, con una subestructura de segregación.
- 2- Las fisuras aparecen asociadas a dichas segregaciones interdendríticas que presentan una concentración de Mg muy superior a la de la composición nominal del aporte y a la hallada en el cordón y en el material base.
- 3- La capa de solidificación de la que parten las fisuras, en algunos casos, penetra el material base, y lo hace tomando una forma semicircular. Es probable que este efecto se deba al cepillado previo a la soldadura. El mismo podría actuar como concentrador de tensiones.
- 4- También aparecen líneas con forma de flujo plástico sobre la superficie del material soldado. Su presencia se podría deber al cepillado posterior a la soldadura.
- 5- Los valores de microdureza Vickers medidos en el material base y en el talón no superan una diferencia de 20, en los casos en que esta es más pronunciada.
- 6- La capa de aporte de la que parten las fisuras tiene, en todos los casos, un espesor que se encuentra entre 0,02 y 0,08 mm. Esto es mucho menor que la longitud en la que se considera que la fisura completa su etapa de nucleación. Por lo tanto no se puede establecer aún cuál es el material que determina la resistencia a la fatiga, es decir si es el aporte o el material base.

En base a las observaciones efectuadas en esta primer etapa del trabajo se tomó la decisión de realizar dos nuevos tipos de soldaduras similares a las anteriores, pero con algunas modificaciones, con la finalidad de repetir los ensayos y poder comparar resultados.

Una vez más se realizaron soldaduras manuales a tope, de penetración total, con el proceso GMAW (MIG), y el aporte utilizado fue el ER 5356.

En el primer caso, el material base fue cepillado previamente a la realización de la soldadura, con cepillo circular de alambre de acero montado en amoladora.

Sin embargo, a diferencia de lo hecho anteriormente, esta vez se suprimió el cepillado posterior a la soldadura.

En el segundo caso, el material base no fue cepillado antes del proceso, como tampoco posteriormente.

En la **Tabla 2.16** aparecen los parámetros empleados:

Tabla 2.16

I(A)	V(volt)	Velocidad (mm./min.)	Transferencia	Caudal de Ar (l/min.)
250	25	161	spray	30

Previamente a la realización de los ensayos, fueron evaluadas metalográficamente secciones provenientes de los dos tipos de soldaduras. Esta vez, antes de realizar la inclusión, algunas de las secciones fueron sometidas a un niquelado químico durante dos horas, a una temperatura constante de 80°C, con el objetivo de asegurar la preservación de las capas superiores del cordón y el talón durante la etapa del desbaste. Las restantes fueron incluidas de la manera convencional para poder comparar diferentes detalles en las imágenes a obtenerse.

El ataque químico utilizado consistió en H₂O: 99,5%, HF: 0,5%, durante 20 segundos. Las **Figuras 2.20** y **2.21** muestran las características de dos diferentes secciones provenientes del material soldado.

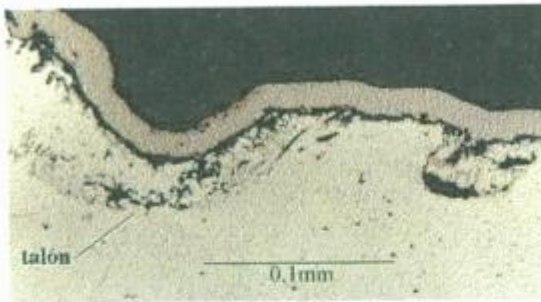


Figura 2.20



Figura 2.21

La **Figura 2.20** muestra una sección correspondiente a una soldadura realizada con cepillado previo. Se puede observar una estructura de solidificación penetrando el material base en una forma de tipo semicircular.

En cambio la **Figura 2.21**, que exhibe una sección de soldadura sin cepillado previo, pone de manifiesto que el cordón no penetra dentro del material base, aunque también se puede apreciar una zona de solidificación adyacente al talón.

En la parte inferior de esa zona aparece una banda de segregaciones paralela a la superficie del material base. En cambio, en la parte superior abundan pequeños huecos (microrrechupes) que tienen su origen en un mecanismo de fisuración en caliente por licuación.

Ambos tipos de muestras fueron examinados en microscopio electrónico de barrido, y se realizó un análisis de dispersión en energía para identificar los elementos presentes en la zona del talón de soldadura. El equipo empleado fue Philips SEM 515, con una potencia máxima de 30kV.

Las **Figuras 2.22, 2.23 y 2.24**, correspondientes al talón de la muestra con cepillado previo de la **Figura 2.20** y a los diagramas de dispersión en energía pertenecientes a la misma, indican una vez más la presencia de segregaciones de Mg en la zona de solidificación:

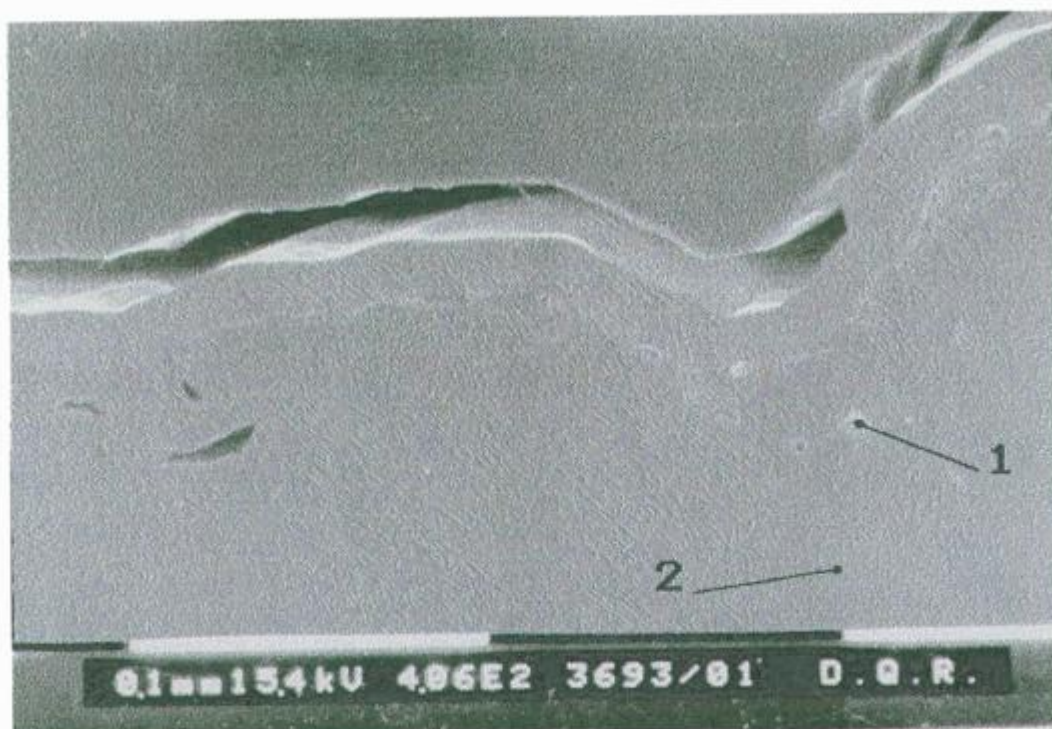


Figura 2.22: imagen del talón en material soldado con cepillado previo

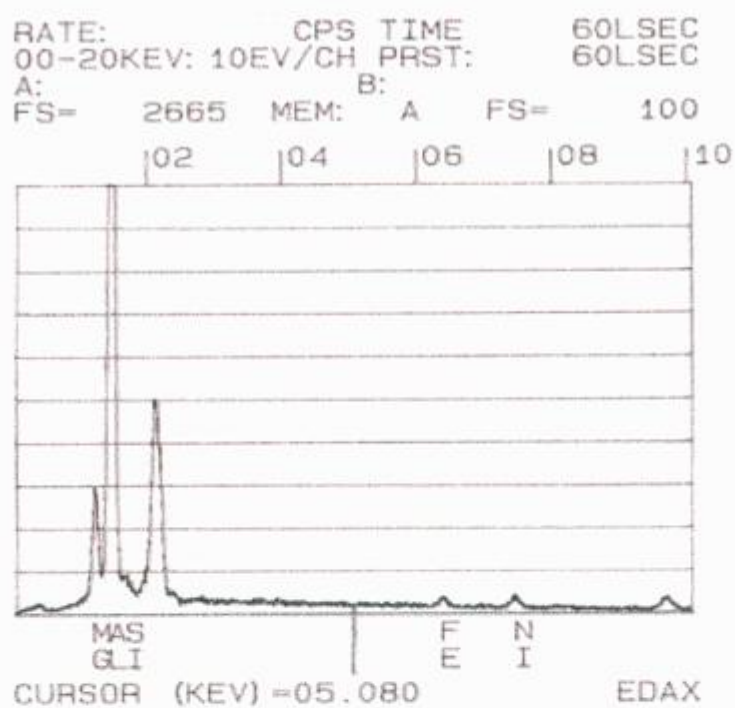


Figura 2.23: espectro correspondiente a la zona 1 en la figura 2.22

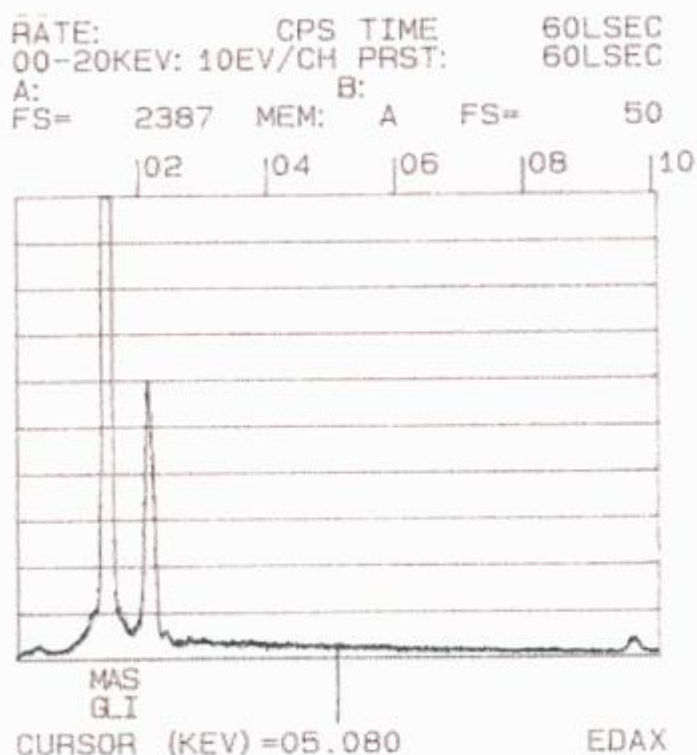


Figura 2.24: espectro correspondiente a la zona 2 en la figura 2.22

En el primer espectro aparece un pico importante que demuestra la presencia de Mg y otros dos pequeños por el Si y el Fe, en tanto que en el restante sólo aparece Al. En ambos diagramas aparece otro pico importante que corresponde al recubrimiento de la muestra con Au, que se utiliza en esta técnica.

Para poder tener una primer estimación de las concentraciones presentes en las segregaciones que aparecen en la zona 1 se realizó un análisis semi-cuantitativo (Tabla 2.17) de los elementos encontrados:

Tabla 2.17

Elemento (línea k)	% Peso
Al	80,56
Mg	12,82
Ni	6,12
Fe	3,84
Si	2,76
Total	99,99

Los valores de la **Tabla 2.17** fueron corregidos sobre un total en el que aparecían concentraciones de Ni debidas al recubrimiento practicado sobre la probeta.

Para mejorar la estimación de estas concentraciones, la muestra fue evaluada por análisis de dispersión en longitud de onda (**Tabla 2.18**). El equipo empleado fue de marca Cameca, modelo SX 50:

Tabla 2.18

Elemento (% en peso)	Zona 1	Zona 2
Al	78,2	96,72
Mg	21,5	1,43
Si	<0,1	0,53
Cu	1,075	0,225
Fe	<0,1	0,213
Cr	<0,1	<0,1

Los valores indicados para cada zona han sido tomados como el promedio de los obtenidos entre varias mediciones.

En las **Figuras 2.25, 2.26, 2.27, 2.28 y 2.29** aparecen las imágenes de microscopio electrónico de barrido de una muestra soldada sin cepillado previo, similar a la de la **Figura 2.21** como así también los respectivos diagramas de dispersión en energía correspondientes a las distintas zonas. El equipo empleado fue un microscopio Philips 500, con una capacidad de 50kV.

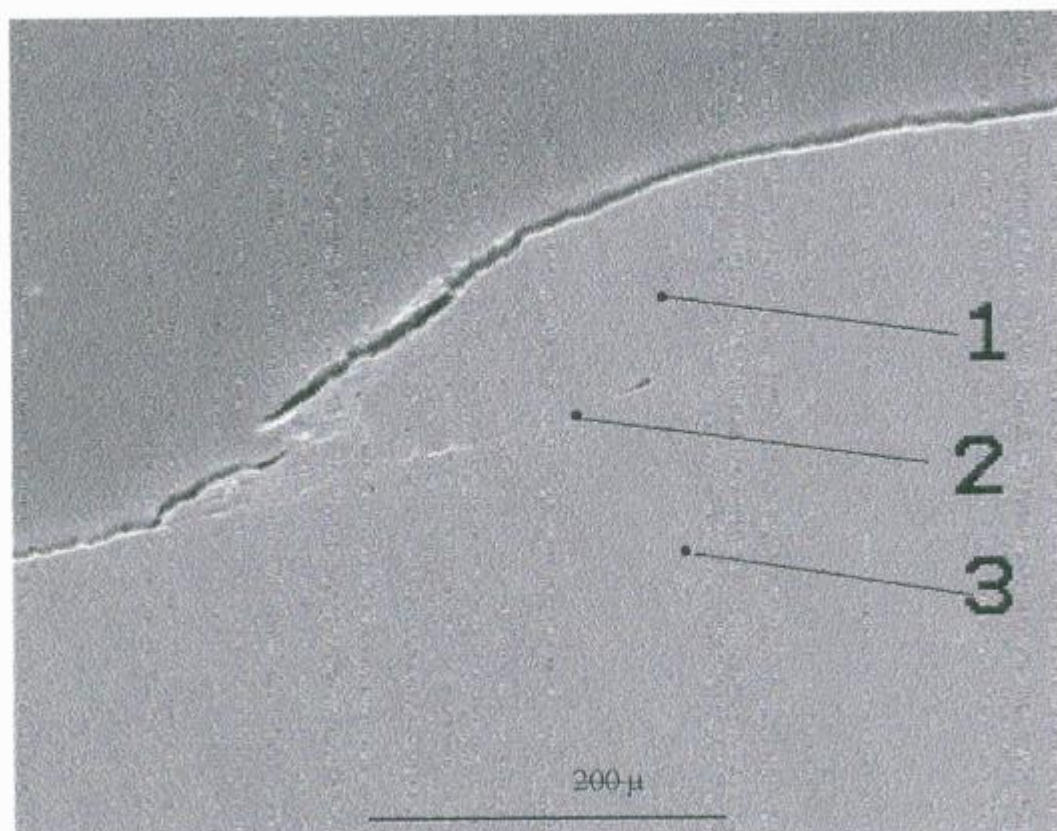


Figura 2.25: material de solidificación en zona del talón

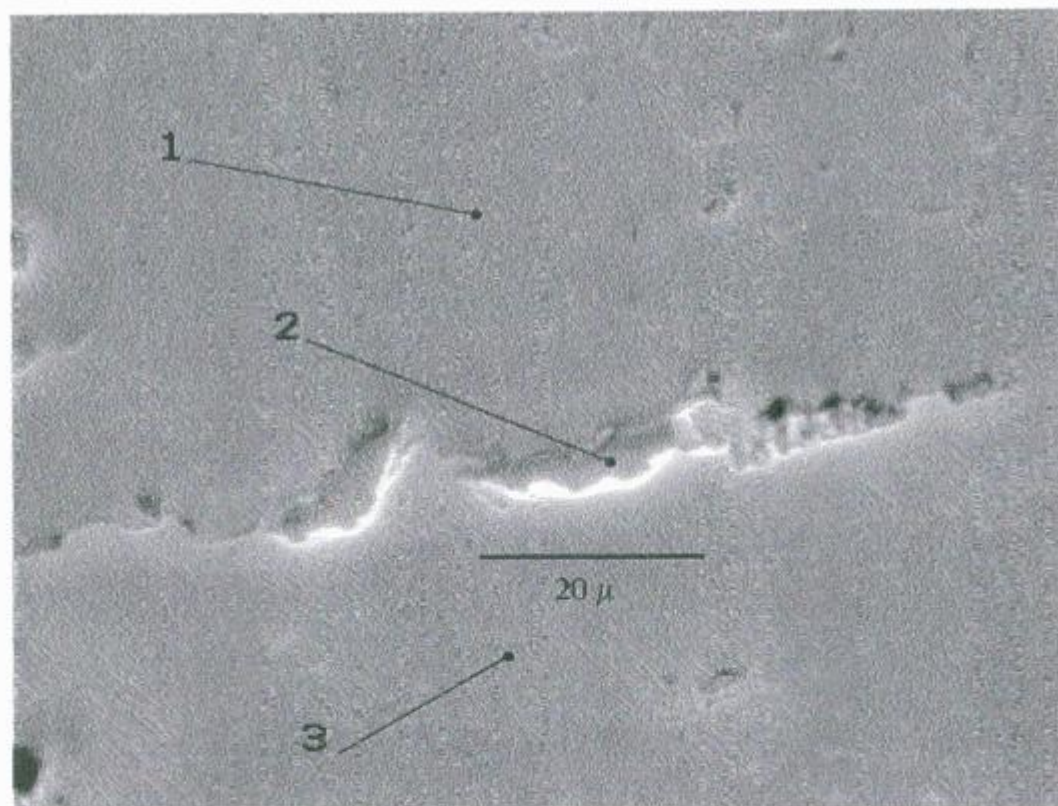


Figura 2.26: detalle de segregaciones en la figura 2.25 (zona 2)

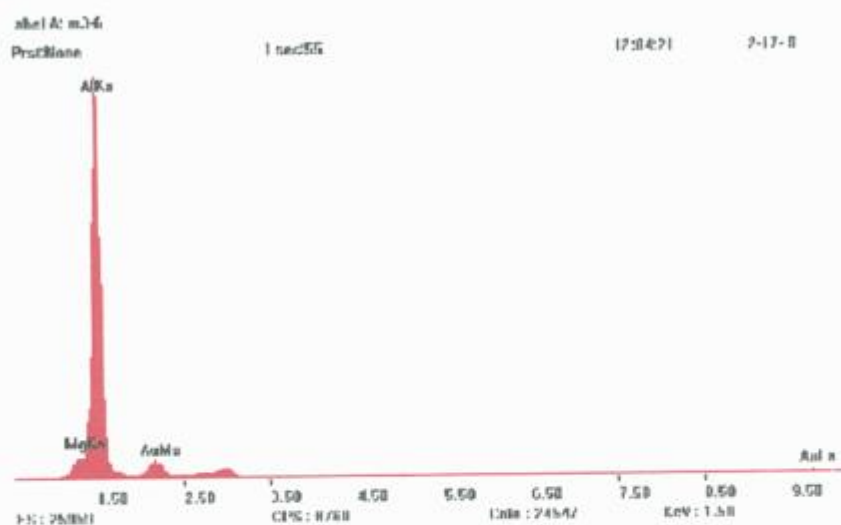


Figura 2.27: espectro correspondiente a la zona 1 de la figura 2.25

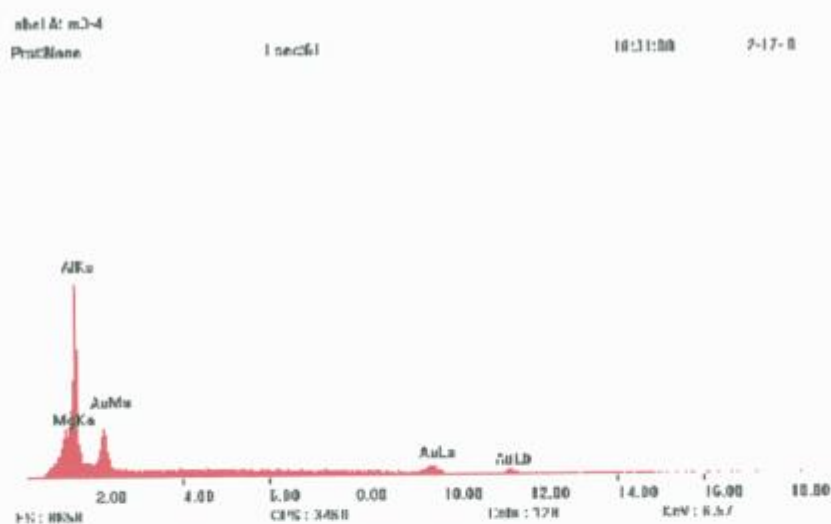


Figura 2.28: espectro correspondiente a la zona 2 (segregaciones) de la figura 2.26

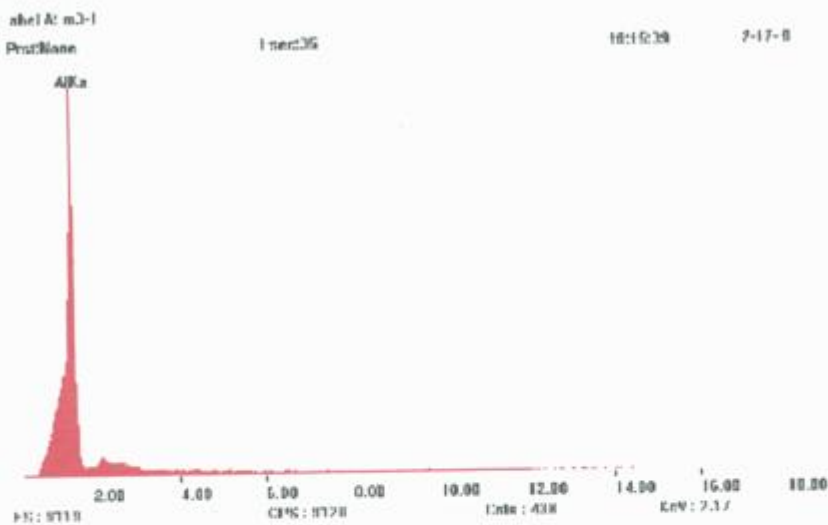


Figura 2.29: espectro correspondiente a la zona 3 de la figura 2.26

Los espectros correspondientes a las zonas 1 y 2 muestran un pico de Mg. Sobre las segregaciones de la zona 2 (Figura 2.26) fue realizado un análisis semi-cuantitativo (Tabla 2.19) para obtener una primera aproximación:

Tabla 2.19

Elemento (línea k)	Peso (%)
Mg	17,804
Al	82,196
Total	100

Para estimar las composiciones en las diferentes zonas, la muestra fue evaluada por análisis de dispersión en longitud de onda (Tabla 2.20). El equipo empleado fue el mismo que se utilizó para la muestra anterior :

Tabla 2.20

Elemento (% en peso)	Zona 1	Zona 2	Zona 3
Al	97,19	82,3	98,84
Mg	5,85	21,04	1,25
Si	0,24	<0,1	0,49
Cu	0,10	1,19	0,20
Fe	0,22	<0,1	0,42
Cr	0,11	<0,1	<0,1

Con la finalidad de continuar analizando los mecanismos de nucleación de fisuras, se realizaron nuevos ensayos de fatiga por flexión en estas nuevas soldaduras.

La máquina, el tipo de ensayo, y de probeta, fueron los mismos de las Figuras 2.4 y 2.5. Sin embargo, a diferencia de los ensayos anteriores, se buscó detener el ciclado en una etapa más temprana del crecimiento de las fisuras para tener un mejor control en la búsqueda del sitio de iniciación. Para poder lograrlo, los ensayos fueron interrumpidos periódicamente con la finalidad de observar los talones de las probetas con una lupa, y así poder detectar fisuras incipientes.

Los parámetros utilizados fueron:

$$a = c = 60\text{mm.}$$

$$a + c = 120\text{mm.}$$

$$w = 60\text{mm.}$$

$$t = 6,25\text{mm.}$$

$$P = 100 \text{ kg.}$$

$$\Delta P = 130 \text{ kg.}$$

Tabla 2.21

Probeta N°	Cepillado previo	σ_0 (MPa)	$\Delta\sigma$ (MPa)	R	N_f
2	Si	75,3	97,9	0,43	70.000
3	No	75,3	97,9	0,43	90.000
4	No	75,3	97,9	0,43	99.000

En estos casos N_f , corresponde al número de ciclos en que pequeñas fisuras fueron detectadas por primera vez, con el uso de una lupa.

El siguiente paso consistió en fotografiar los talones fisurados antes de proceder a seccionar transversalmente los cordones para realizar metalografías.

Algunas de las secciones fueron recubiertas con niquelado químico, realizado durante dos horas a 80°C, antes de ser incluidas.

Aunque este recubrimiento protege las capas superiores del cordón durante el desbaste, tiene como desventaja que puede llegar a enmascarar algunos aspectos de la estructura de solidificación, dado que a veces se produce la penetración parcial de los huecos interdendríticos. Por lo tanto, para poder comparar diferentes aspectos, algunas secciones fueron incluidas sin este tratamiento.

Como en los casos anteriores, también se decidió seguir la secuencia de pulir las secciones y medir fisuras, reiteradas veces, para hallar los máximos de profundidad que deberían corresponderse con las zonas de los iniciadores. Sin embargo, a diferencia de lo realizado anteriormente, los desbastes fueron controlados de tal manera que las capas de material eliminado fuesen lo más finas posible, lo cual pudo lograrse utilizando solamente papeles de granulometría superior a 400. También se reemplazó la resina utilizada para la inclusión. En este caso se empleó un producto líquido de dos componentes: RPL y EPL 2, producido por Rilexa, que se caracteriza por presentar una baja densidad de burbujas, buena transparencia, y fraguado lento (24 horas).

La calidad de la transparencia permite que se puedan visualizar marcas, introducidas antes de la inclusión, señalando a determinadas fisuras, y de este modo obtener un mayor control al realizar los desbastes.

Los ataques químicos correspondientes fueron realizados con HF al 0,5%, con tiempos comprendidos entre 15 y 20 segundos.

La **Tabla 2.22** exhibe los valores de profundidad de fisura obtenidos en las diferentes capas de pulidos para la probeta 2. También se evalúa la longitud $2c$ y se considera al máximo medido como la profundidad máxima de la fisura a , a fin de evaluar el valor de a/c que se utiliza en el cálculo del factor de intensidad de tensiones K_I (**Apéndice 2**):

Tabla 2.22

Probeta N° 2 (talón A) (fisura N° 5)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 4 (profundidad de fisura en mm.)	2c (mm)	a/c
Sección 1	1,05*	1,03	1,04	0,99	1,46	1,43

* Posible máximo de profundidad

Las capas de desbaste y pulido de la **Tabla 2.22** fueron realizadas sobre la fisura n°5, que aparece en el talón de soldadura de la **Figura 2.30**.

De este análisis surge que la fisura evaluada es de tipo túnel, dado que $a > c$.

Los desbastes sucesivos fueron hechos en capas muy finas (a partir de papel esmeril n° 600), para evitar la posibilidad de perder información entre uno y otro.

Es de notar que las profundidades de las capas 1, 2 y 3 son muy cercanas. Las leves diferencias incluso podrían deberse al error intrínseco de la medición.

Entonces sería de esperar que esas tres capas correspondieran a la parte más baja de la semielipse, que indica el máximo valor de profundidad relacionado con la zona de iniciación de la fisura. En estos casos, además se tuvo en cuenta el hecho que la forma de este tipo de fisuras no es igual a la de una semielipse perfecta, y que por lo tanto existe la posibilidad de que el máximo de profundidad no siempre se corresponda con el iniciador. Por lo tanto, además de la capa perteneciente a la del máximo de profundidad, se evaluaron la anterior y la posterior, ya que también deberían formar parte de la zona de iniciación. Esta característica es aún más relevante si se tiene en cuenta que las capas de desbaste fueron realizadas con papeles de granulometría alta.

Las **Figuras 2.31, 2.32 y 2.33** muestran los cortes transversales correspondientes a las capas 1, 2 y 3. En todos los casos se puede observar la presencia de segregaciones interdendríticas en la zona donde comienza la fisura.

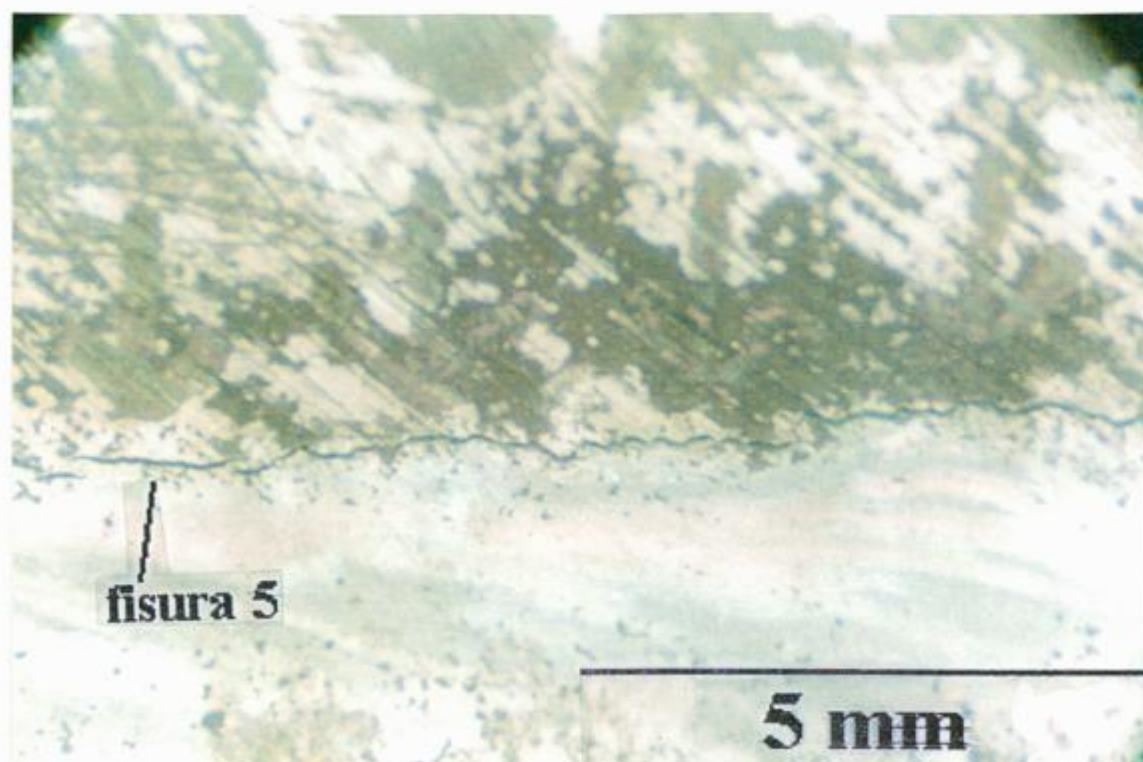


Figura 2.30: fisuras en talón de probeta nº2

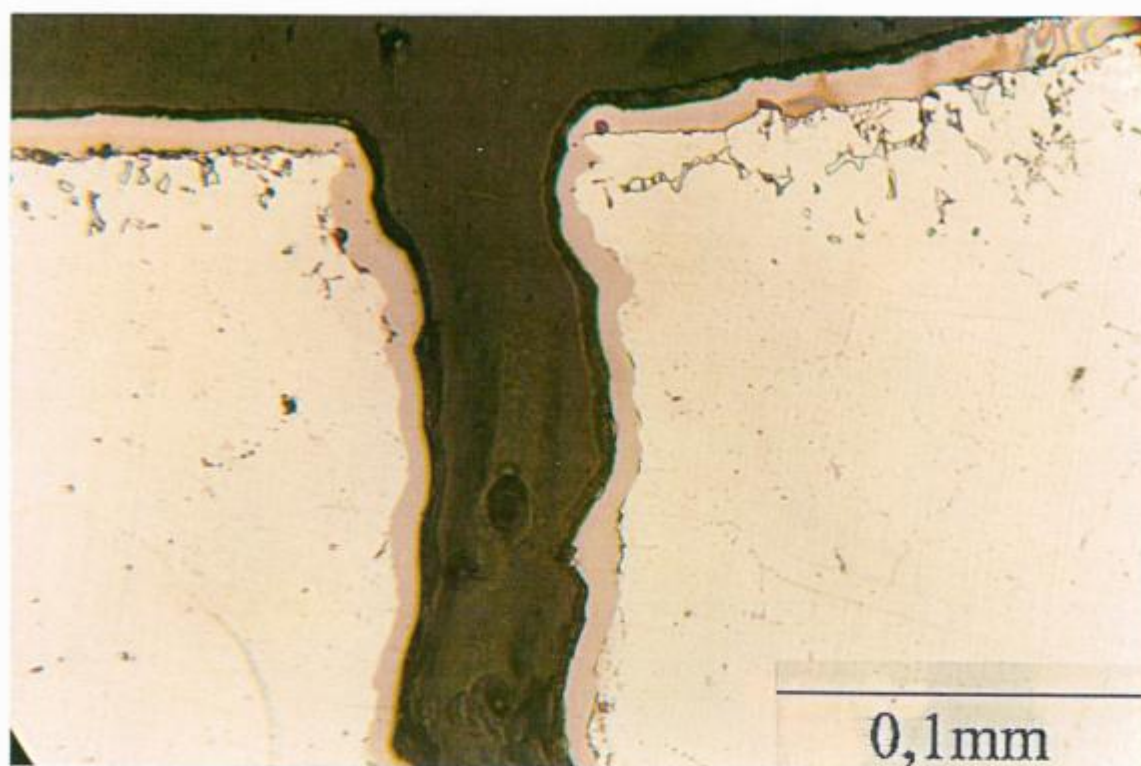


Figura 2.31: sección perpendicular a la fisura 5, capa 1

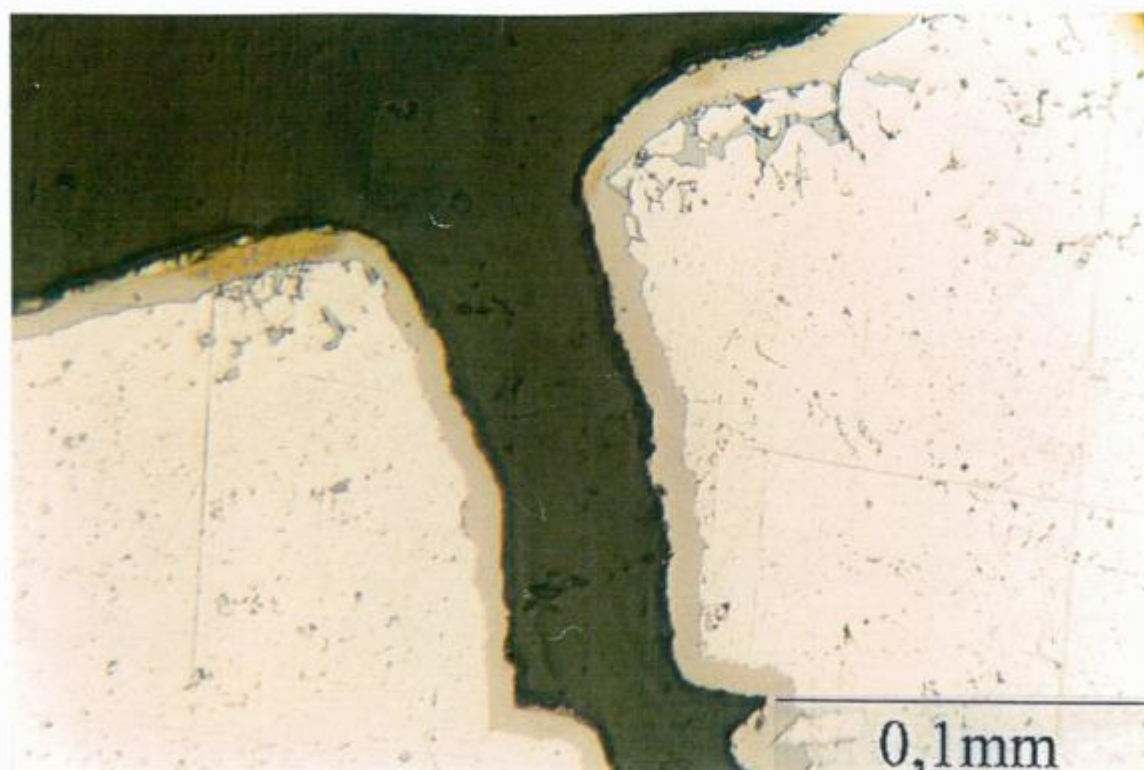


Figura 2.32 : sección perpendicular a la fisura 5, capa 2

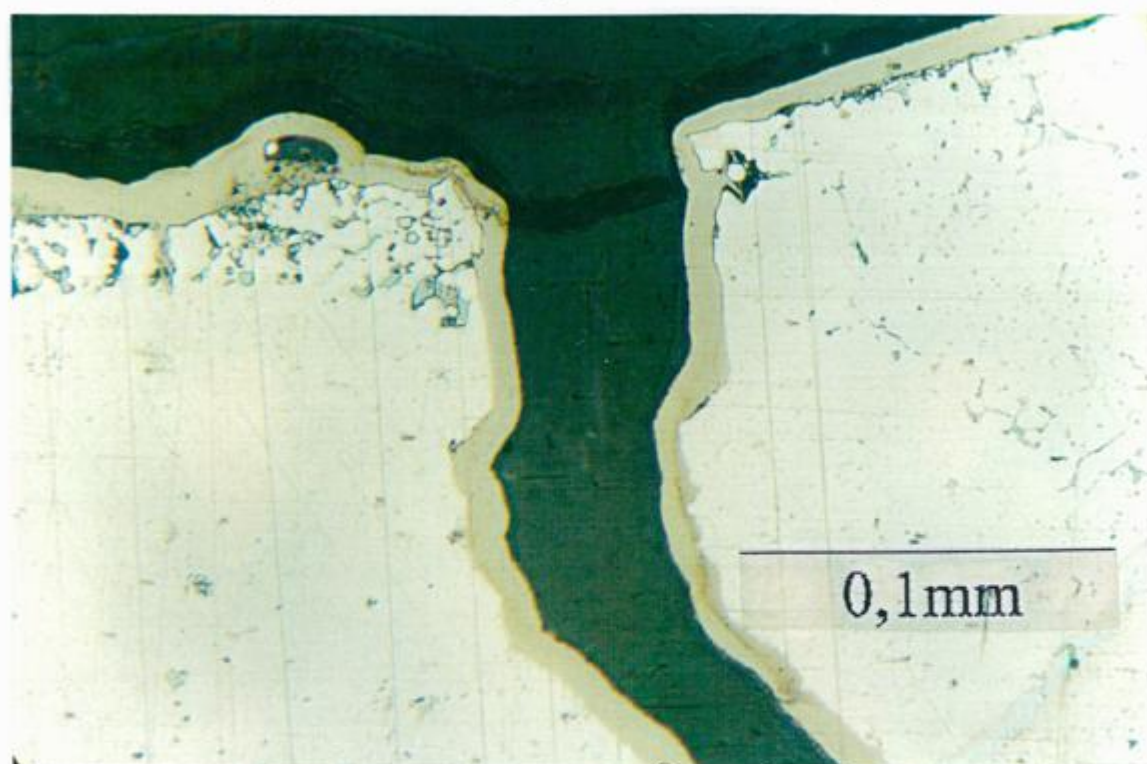


Figura 2.33 : sección perpendicular a la fisura 5, capa 3

Las zonas superiores de las Figuras 2.31, 2.32 y 2.33 muestran una asociación de los probables sitios de iniciación con la presencia de segregaciones interdendríticas. También se puede observar una vez más cómo la zona fundida penetra el material base. Este hecho es importante al establecer la geometría para la aplicación del enfoque local.

Para analizar qué elementos se encuentran presentes en la composición de las mismas, la sección fue evaluada por análisis de dispersión en energía (microsonda) en el mismo equipo utilizado anteriormente. Las Figuras 2.34, 2.35, 2.36 y 2.37 muestran los perfiles cualitativos de composición para los cuatro aleantes principales presentes en el aporte y en el material base:

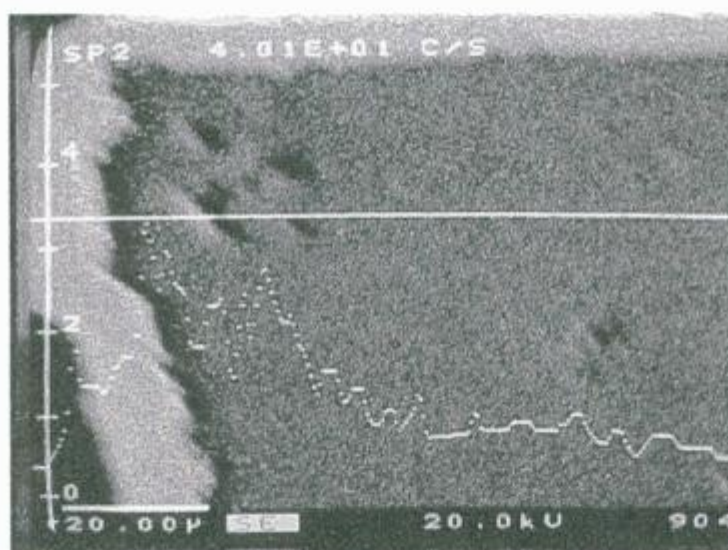


Figura 2.34: perfil cualitativo de presencia de Mg en la zona segregada adyacente a la fisura

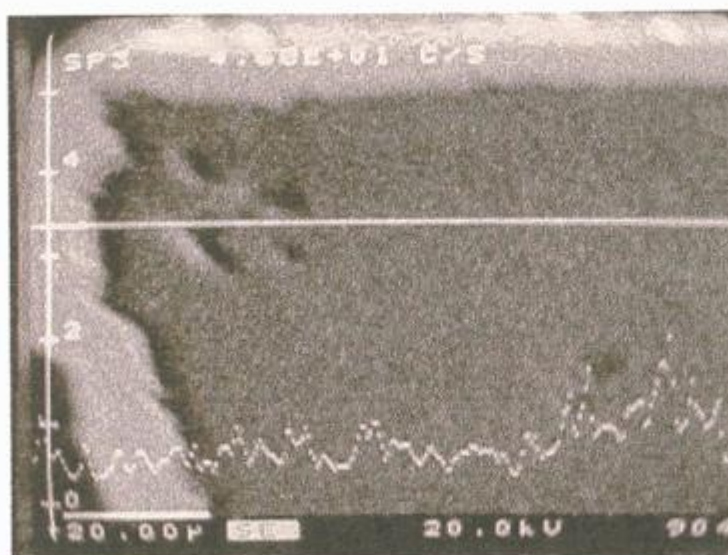


Figura 2.35: perfil cualitativo de presencia de Fe en la zona segregada adyacente a la fisura

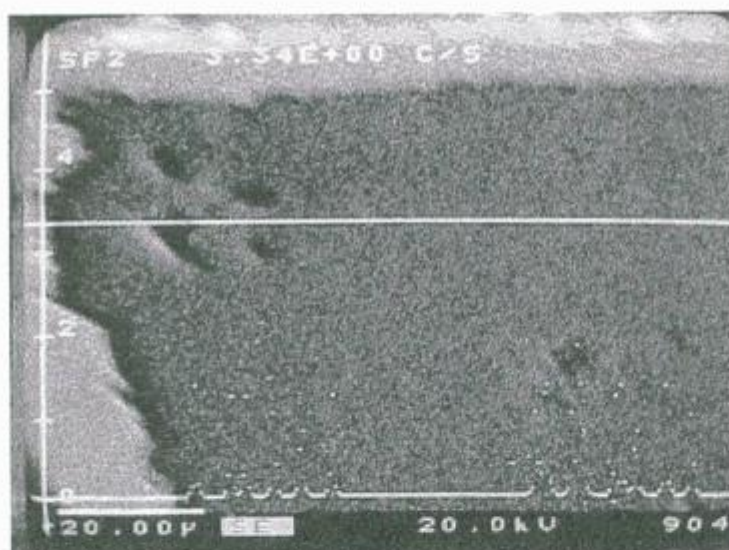


Figura 2.36: perfil cualitativo de presencia de Si en la zona segregada adyacente a la fisura

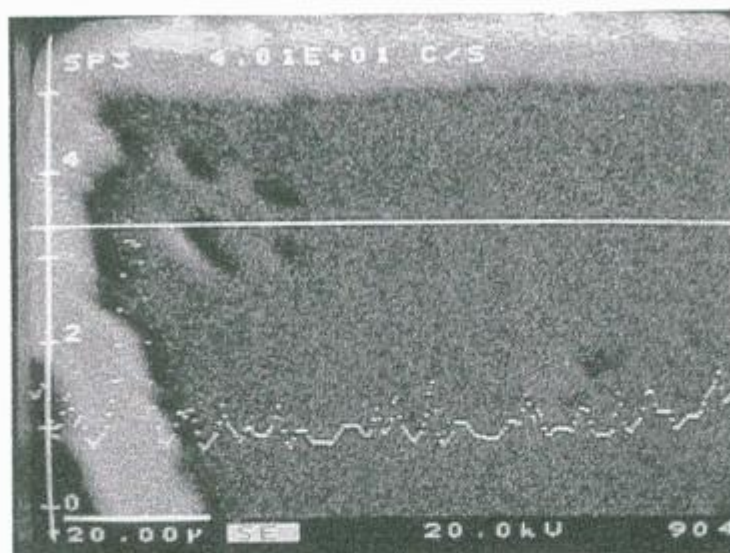


Figura 2.37: perfil cualitativo de presencia de Cu en la zona segregada adyacente a la fisura

Estas curvas revelan una mayor concentración de Mg en la zona más cercana a la fisura, así como también un incremento de la presencia de Cu.

El siguiente paso consistió en la evaluación de la probeta n° 3 (sin cepillado previo). De esta fueron realizadas tres secciones e inclusiones en zonas cercanas a ciertas fisuras seleccionadas. Luego se siguió el mismo procedimiento que en el caso de la probeta n°2. En la **Tabla 2.23** se exhiben los valores de las profundidades de fisuras en las diferentes capas de pulidos, así como sus respectivas longitudes y el factor a/c :

Tabla 2.23

Probeta N° 3 (talón A)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 4 (profundidad de fisura en mm.)	2c (mm)	a/c
Sección 1 (fisura 5)	1,35*	1,24	1,15	1,09	1,00	1,35
Sección 2 (fisura 7)	1,59*	1,56*	1,58*	-	0,6	2,6
Sección 3 (fisura 14)	0,85	0,96*	0,63	-	0,66	2,9

* : Máximo de profundidad

En este caso los valores de a/c vuelven a indicar que se trata de fisuras tipo túnel.

En las Figuras 2.38 y 2.39 aparecen el sector del talón que contiene a la fisura 5, y la capa 1 de la sección 1.



Figura 2.38: fisuras en talón de probeta nº3

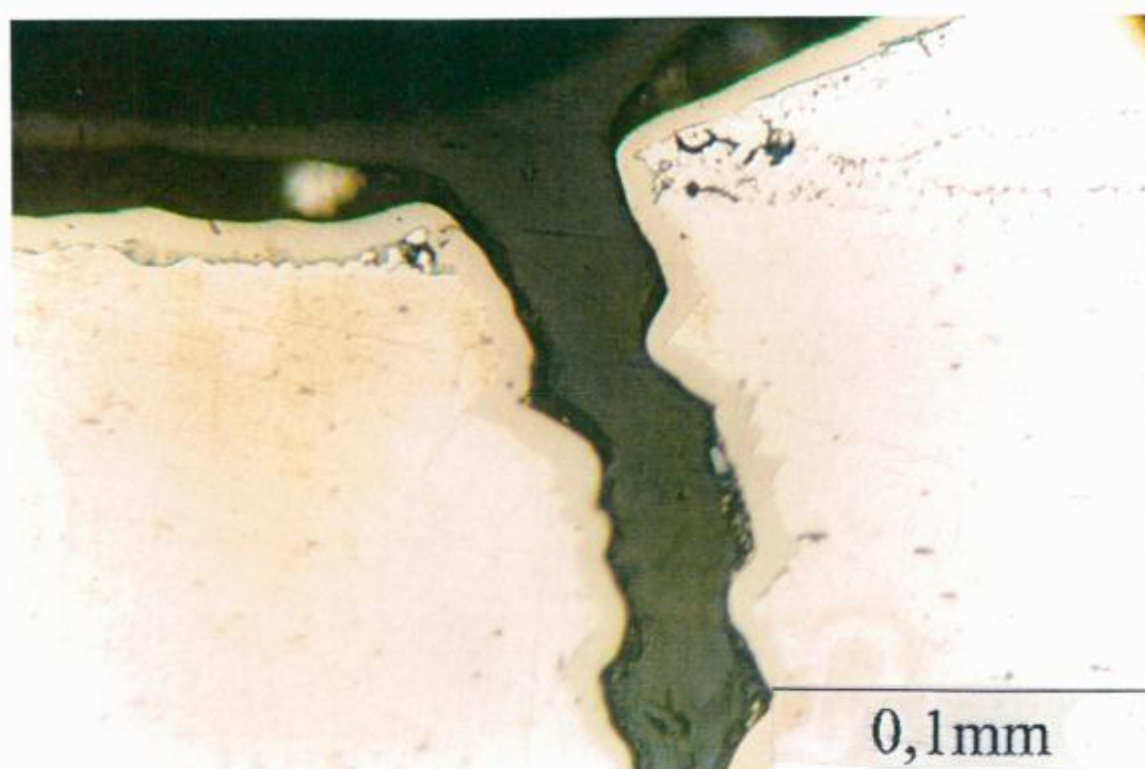


Figura 2.39: sección perpendicular a la fisura 5, capa 1 (probeta nº 3)

Las Figuras 2.40 y 2.41 también muestran a la fisura nº7 en el talón, y en la capa 1 de la sección 2 (máximo de profundidad) respectivamente:



Figura 2.40: fisuras en talón de probeta nº 3

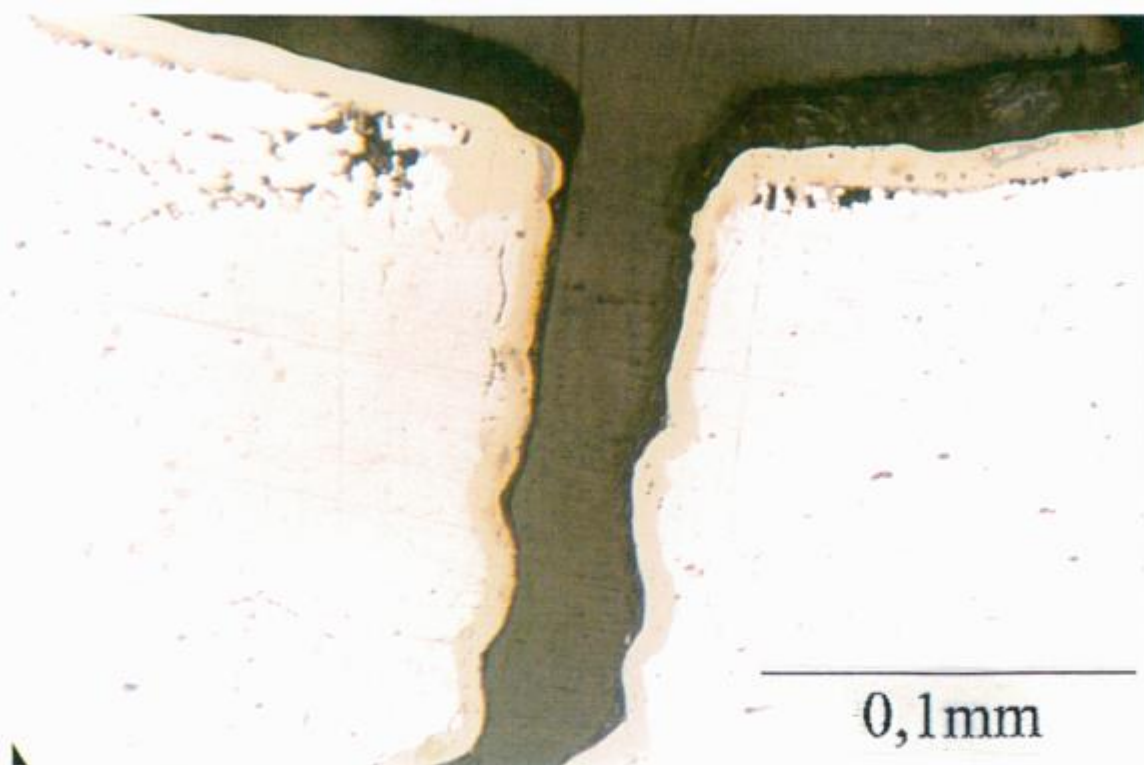


Figura 2.41: : sección perpendicular a la fisura 7, capa 1 (probeta nº3)

En ambas secciones aparece una zona de segregaciones interdendríticas a ambos lados del comienzo de la fisura. Sin embargo, a diferencia de los casos analizados anteriormente, también se puede notar la presencia de "huecos" (microrrechupes), que corresponderían a la fisuración en caliente de esta última porción en solidificar.

Las Figuras 2.39 y 2.41 muestran el comienzo de la fisura adyacente a los microrrechupes, lo que indica una relación directa con la iniciación.

La Figura 2.42, correspondiente a la capa 2 de la sección 2 (es decir la capa posterior a la que aparece en la Figura 2.41), ilustra como los microrrechupes toman forma de prefisuras en la zona de iniciación de la fisura por fatiga: También debe notarse la presencia de segregaciones bordeando la interfase entre la cara de la fisura y el niquelado en una zona inferior a aquella en que se encuentra el material fundido. El mismo detalle se puede observar en las Figuras 2.31, 2.32, 2.33, 2.39 y 2.41.

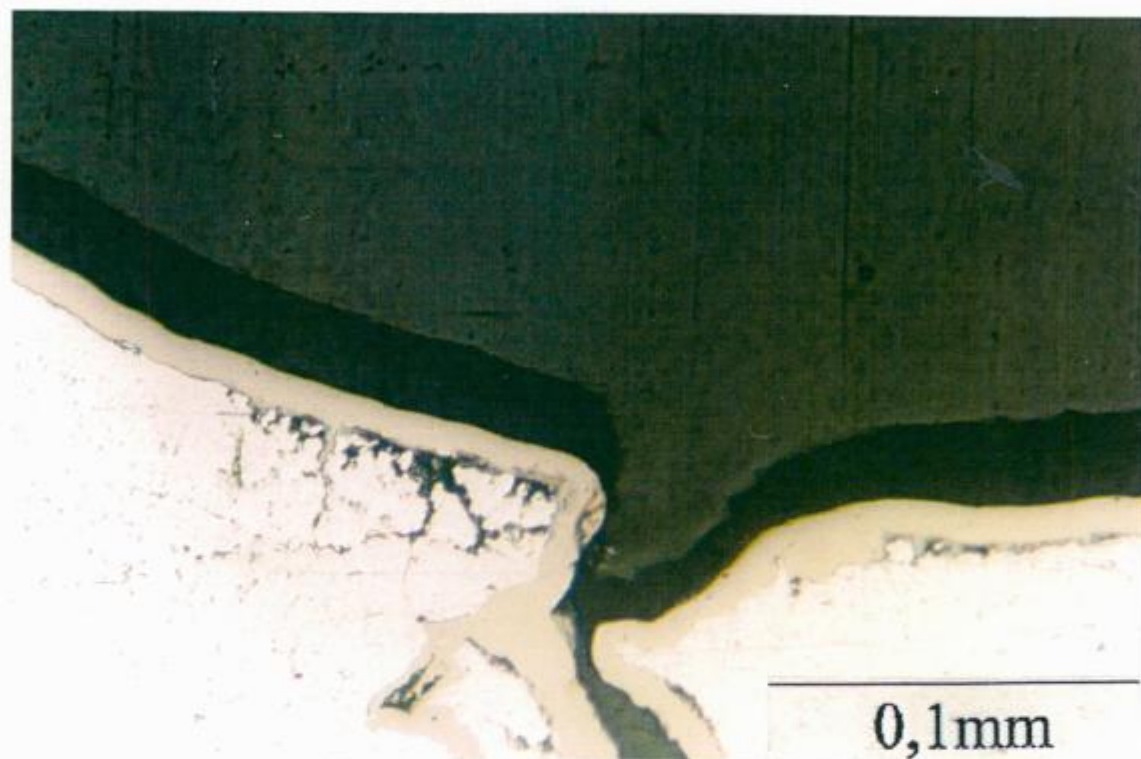


Figura 2.42

La Figura 2.43, que es un montaje de la Figura 2.31 ilustra esta característica.

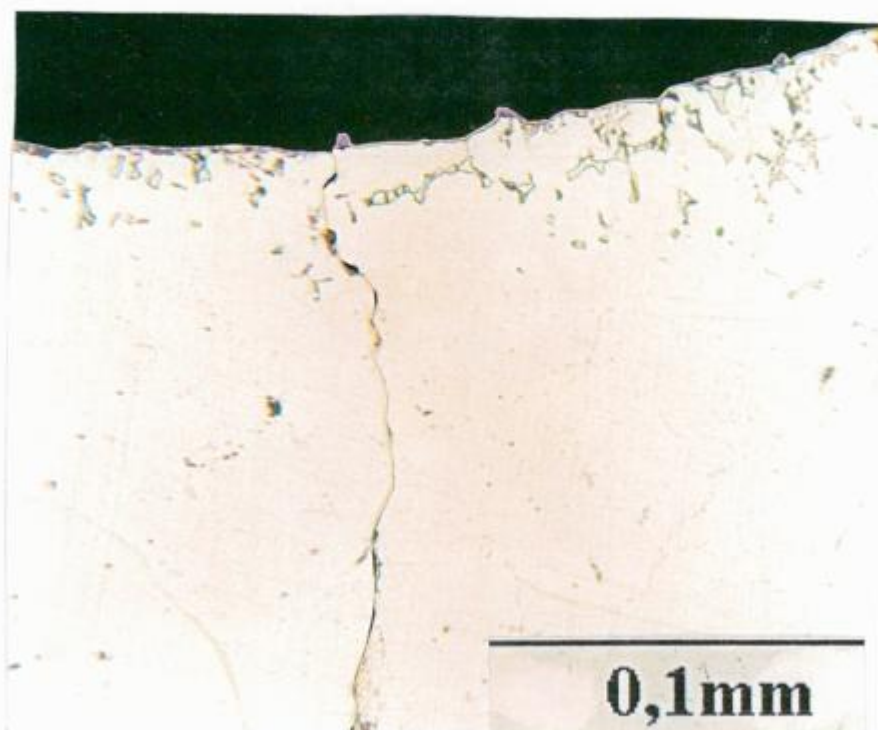


Figura 2.43

Finalmente se realizó un análisis cualitativo unos 0,015mm. (15 μ) hacia abajo de donde concluye la línea de fusión en el talón para evaluar la presencia de segregaciones que bordean a la fisura y que podrían estar asociadas a los bordes de grano. La **Figura 2.44** exhibe un pico de Cu hacia el límite entre la cara de la fisura y la capa de niquelado:

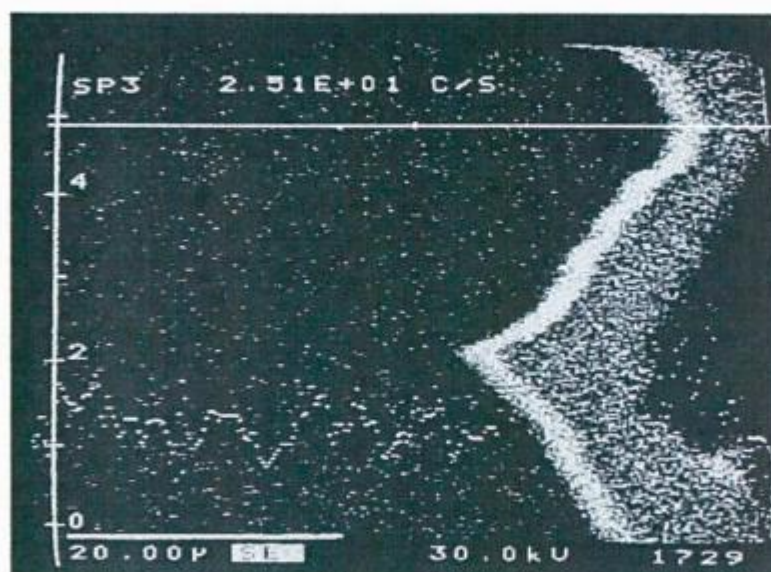


Figura 2.44

En la **Figura 2.45**, correspondiente a la capa 2 de la sección 3 (máximo), aparece una pequeña fisura a la izquierda de la principal. Su zona de iniciación y la morfología de la parte superior sugiere que proviene de un borde de grano del material base licuado durante el proceso de soldadura, y por lo tanto se desprende que ya existía anteriormente al ensayo de fatiga. En este caso vuelve a notarse la existencia de prefisuras.

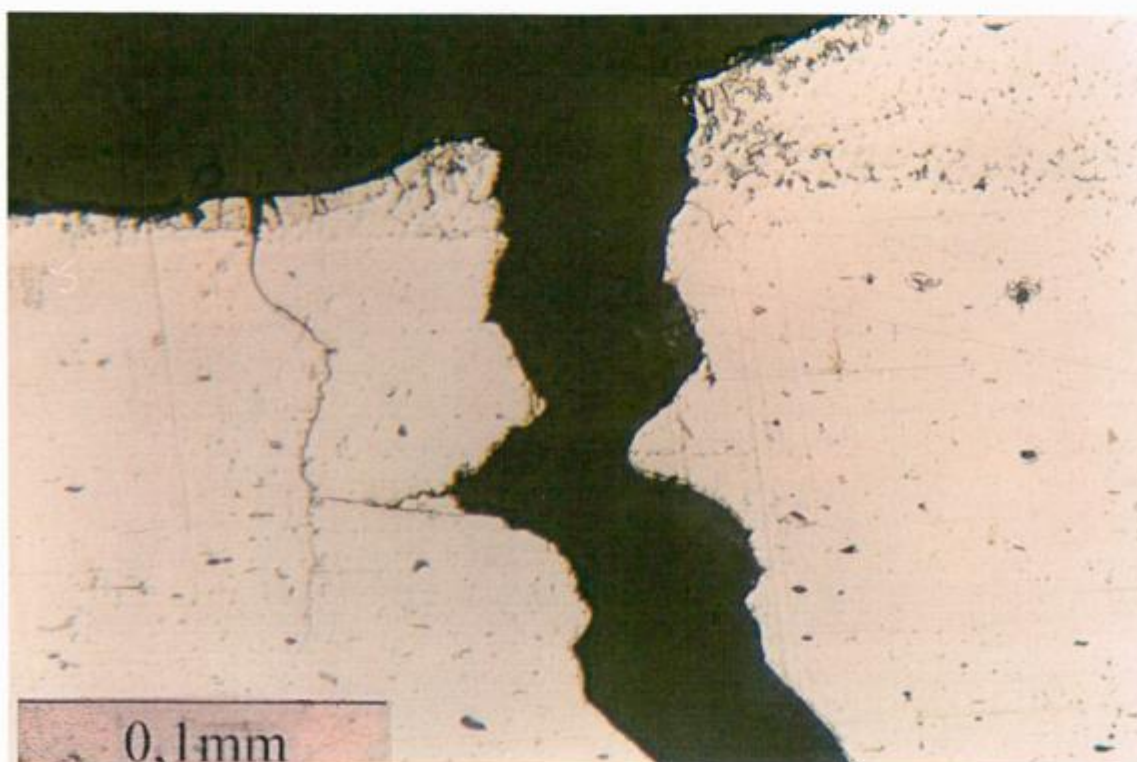


Figura 2.45

El último paso en la investigación en soldadura MIG con aporte ER 5356 consistió en la evaluación de la probeta n°4. Solamente se estudió una de las fisuras debido a que el ensayo fue interrumpido cuando la mayoría de ellas había avanzado más allá de lo óptimo para investigar iniciación.

Esta fisura fue elegida por presentar forma de "V", y por tener su centro en un "ripple" o rizo que además presenta un pequeño "pozo" (**Figura 2.46**). Debido a que ese tipo de situación ha sido observado varias veces en las fisuras que se inician en los talones, la búsqueda fue orientada a establecer si existe alguna conexión entre esta topografía y lo que aparece en los cortes transversales.



Figura 2.46

En este caso no se realizaron las mediciones de profundidad en las diferentes capas debido a que la fisura en forma de "V" ya había comenzado a colapsar con una de sus vecinas (**Figura 2.46**). Sin embargo, la transparencia de la resina permitió pulir hasta visualizar el vértice de la "V" (señalizado antes de la inclusión). Esto fue suficiente para poder relacionar el corte transversal con la vista del talón anterior al seccionamiento.

La **Figura 2.47** exhibe el corte transversal correspondiente al vértice de la "V", que coincide con el sitio de iniciación:

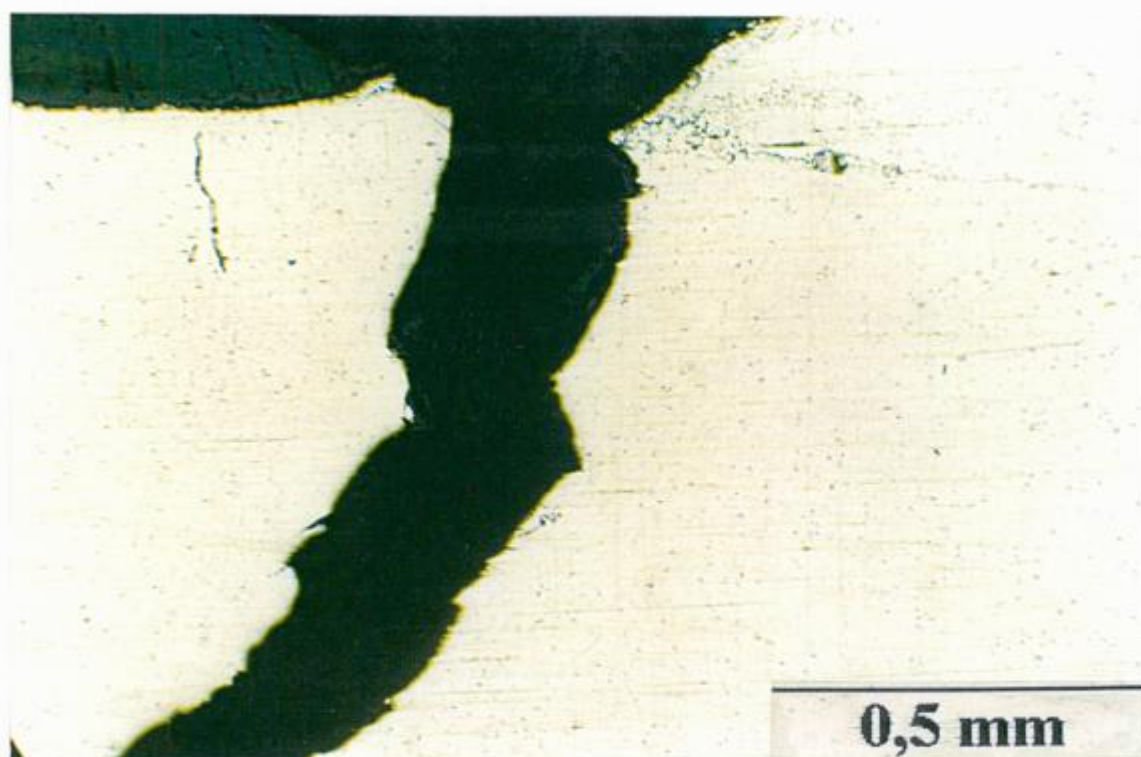


Figura 2.47

Finalmente, para concluir el trabajo experimental, un estudio similar a los anteriores fue realizado en una probeta soldada por TIG, con aporte ER 4043 (92% Al, 4,5%-6% Si, 0,8% Fe, 0,3%Cu), según clasificación de la norma AWS, A5.10. Los parámetros empleados en la soldadura figuran en la **Tabla 2.25**:

Tabla 2.25

I(A)	V(volt)	Velocidad (mm./min.)	Caudal de Ar (l /min.)
140-160	12	100	12

El material base no recibió un cepillado previo al proceso, como tampoco otro posterior. La composición química³ del cordón aparece en la **Tabla 2.26**:

Tabla 2.26

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Cr	Zn
Composición medida (% peso)	3,66	0,20	0,06	0,02	0,18	0,006	0,03	0,001
Composición nominal del aporte (%peso)	4,5-6	0,80	0,30	0,05	0,05	0,20	-	0,10

Antes de proceder al ensayo de fatiga fue realizada una caracterización metalográfica sobre los talones, en secciones transversales al cordón de la soldadura. Para comparar diferentes aspectos, antes de la inclusión en resina, algunas secciones fueron tratadas con niquelado químico en iguales condiciones a los casos anteriores. El ataque químico consistió en HF al 0,5% durante 15 a 20 segundos (a excepción de algunos casos en que se indican otros tiempos).

En la **Figura 2.48** aparece la imagen metalográfica, con dos magnificaciones, del talón en una de estas secciones.

En esta figura debe destacarse el hecho de la existencia de un borde de grano con material segregado que intersecta al talón. En la **Figura 2.48** se observa que el mismo

³ El análisis químico fue realizado en los laboratorios de ALUAR S.A.

contiene material que parece estar relacionado con la estructura de solidificación en el talón. Esto podría atribuirse a que durante el proceso de soldadura el borde de grano pudo llegar a licuarse debido a las altas temperaturas alcanzadas, y luego haberse rellenado con material fundido.

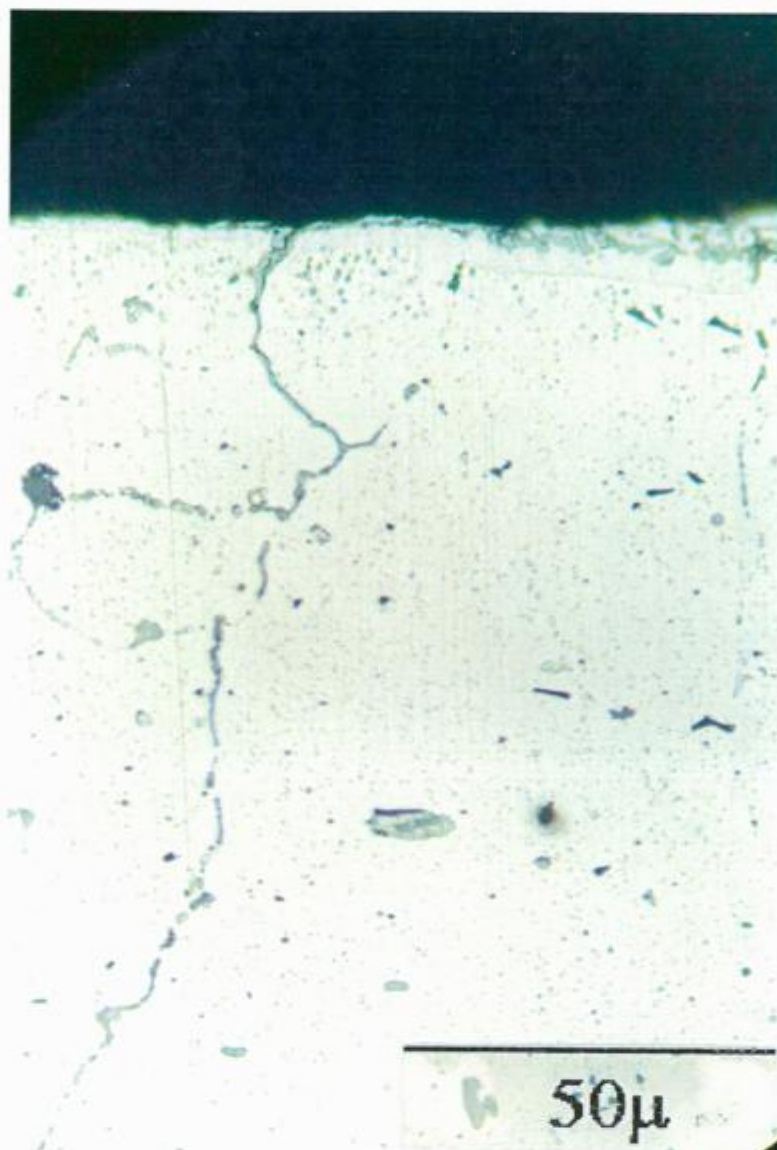


Figura 2.48

La sección fue analizada cualitativamente por dispersión en longitud de onda, con el mismo equipo utilizado en los puntos anteriores. Para efectuar el análisis se tomó una línea paralela a la superficie de la probeta y perpendicular al cordón, de manera tal que atravesara la segregación de la **Figura 2.48**. La **Figura 2.49** muestra los resultados para el silicio, único elemento que presentó un pico en la zona segregada:

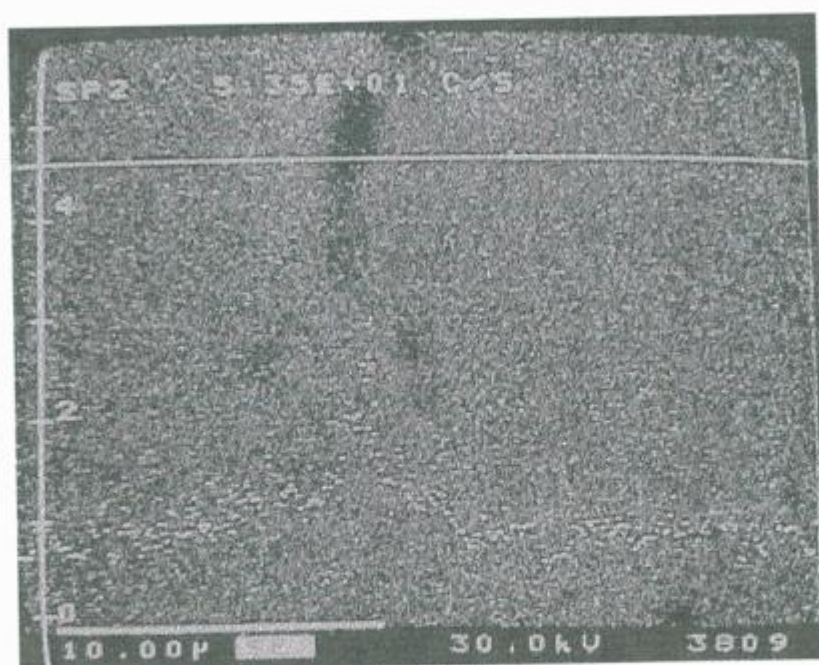


Figura 2.49

La Figura 2.50 muestra otro talón en este tipo de soldadura, en el que puede verse una vez más bordes de grano segregados.

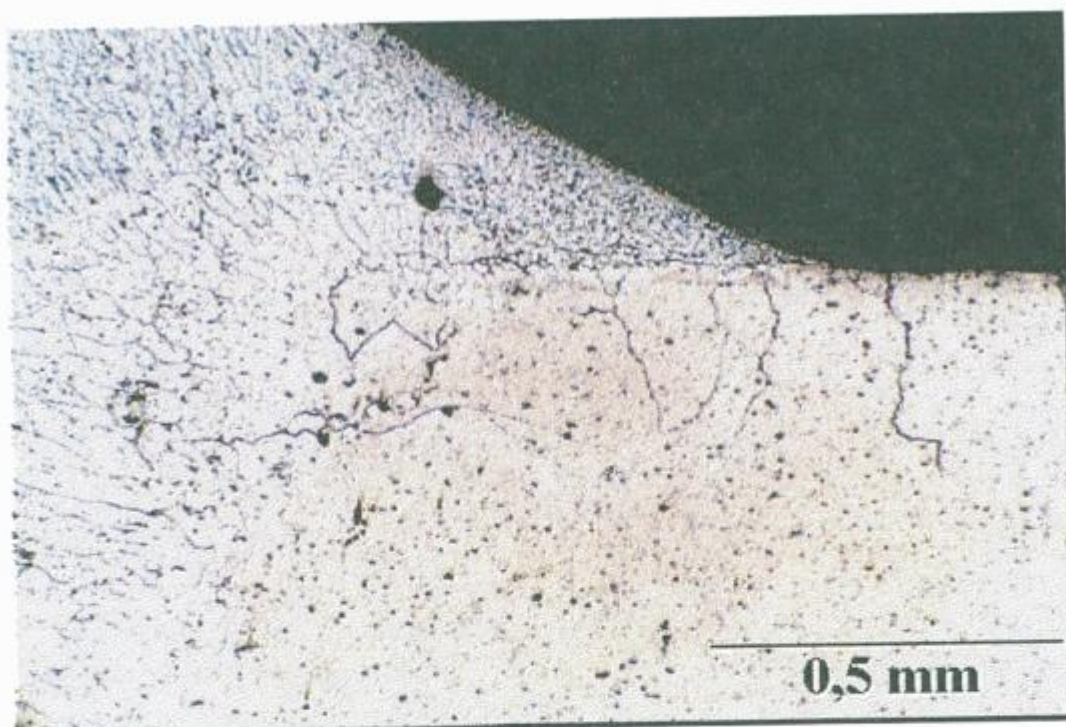


Figura 2.50

El paso siguiente consistió en la realización de un ensayo de fatiga por flexión de tres puntos. La probeta utilizada tuvo la forma de un rectángulo de 330mm X 60mm, y la máquina empleada fue la misma que en los ensayos anteriores.

Los parámetros del ensayo fueron:

$$a = c = 80\text{mm.}$$

$$a + c = 160\text{mm.}$$

$$w = 60\text{mm.}$$

$$t = 6,25\text{mm.}$$

$$P = 70 \text{ kg.}$$

$$\Delta P = 71,5 \text{ kg.}$$

Los ensayos fueron interrumpidos al detectarse en forma visual la presencia de una fisura en el talón A (el más solicitado).

Los resultados obtenidos fueron:

Tabla 2.27

Probeta N°	σ_0 (Mpa)	$\Delta\sigma$ (Mpa)	R	N _f
1	65	66	0,49	160.000

La probeta fue seccionada en varias partes en dirección perpendicular al cordón de soldadura. Estas fueron incluidas en resina, desbastadas con papel esmeril desde granulometría 200 hasta 2500, y pulidas con pasta de diamante de 7μ y 1μ respectivamente. Luego fue realizado un ataque químico con HF al 0,5%, durante unos 20 segundos.

Como en los casos anteriores, fue empleada la técnica de los desbastes, pulidos, y mediciones de fisuras sucesivos para hallar la zona de iniciación.

Las **Tablas 2.28 y 2.29** muestran los valores de profundidad de fisura medidos para los talones A y B:

Tabla 2.28

Probeta N° 1 (talón A)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)
Sección 1	0,64 - 0,02*	0,69 - 0,16*	0,42 - 0,06
Sección 2	0,70	0,98	0,95
Sección 3	0,95 - 0,18*	0,85 - 0,04*	0,78 - 0,12

* Aparecen dos fisuras

Tabla 2.29

Probeta N° 1 (talón B)	Capa 1 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 2 (profundidad de fisura en mm.)	Capa 3 (profundidad de fisura en mm.)
Sección 1	No aparecen fisuras	No aparecen fisuras	No aparecen fisuras
Sección 2	0,37	0,41	0,26
Sección 3	0,62	0,26 - 0,39*	0,27

* Aparecen dos fisuras

Las Figuras 2.51 y 2.52 muestran las posibles zonas de iniciación en el talón B de las secciones 2 y 3.

Estas dos últimas figuras, por corresponder al talón B, que posee una sollicitación menor a la del A, poseen la ventaja de mostrar las fisuras en una etapa más temprana de su iniciación. Ambas muestran la penetración de segregaciones desde la zona fundida hacia el material base.

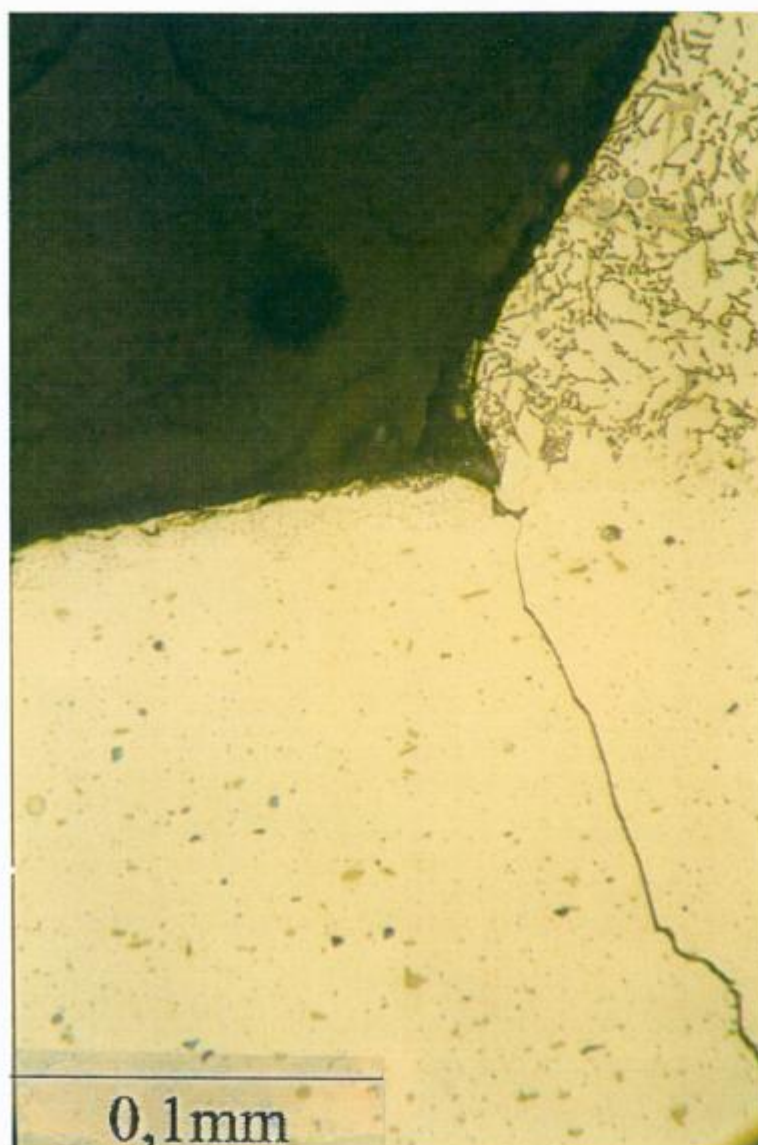


Figura 2.51: posible máximo en sección 2 del talón B

En la **Figura 2.52**, que muestra una situación similar a la de la **2.51**, se puede notar en la parte inferior de la fisura la presencia de segregaciones que la rodean.

En esta última probeta evaluada se observa un mecanismo de formación de prefisuras originadas por licuación de zonas segregadas en borde de grano del material base. También existe una penetración del líquido, proveniente del material de aporte, que al solidificar da lugar a las fisuras por licuación en coincidencia con estratos segregados. Estos actúan posteriormente como iniciadores de fisuras por fatiga. Un claro ejemplo de esto son las **Figuras 2.51 y 2.52**.

Los mecanismos encontrados en este caso son análogos a los observados anteriormente en probetas soldadas por MIG, con aporte ER 5356.

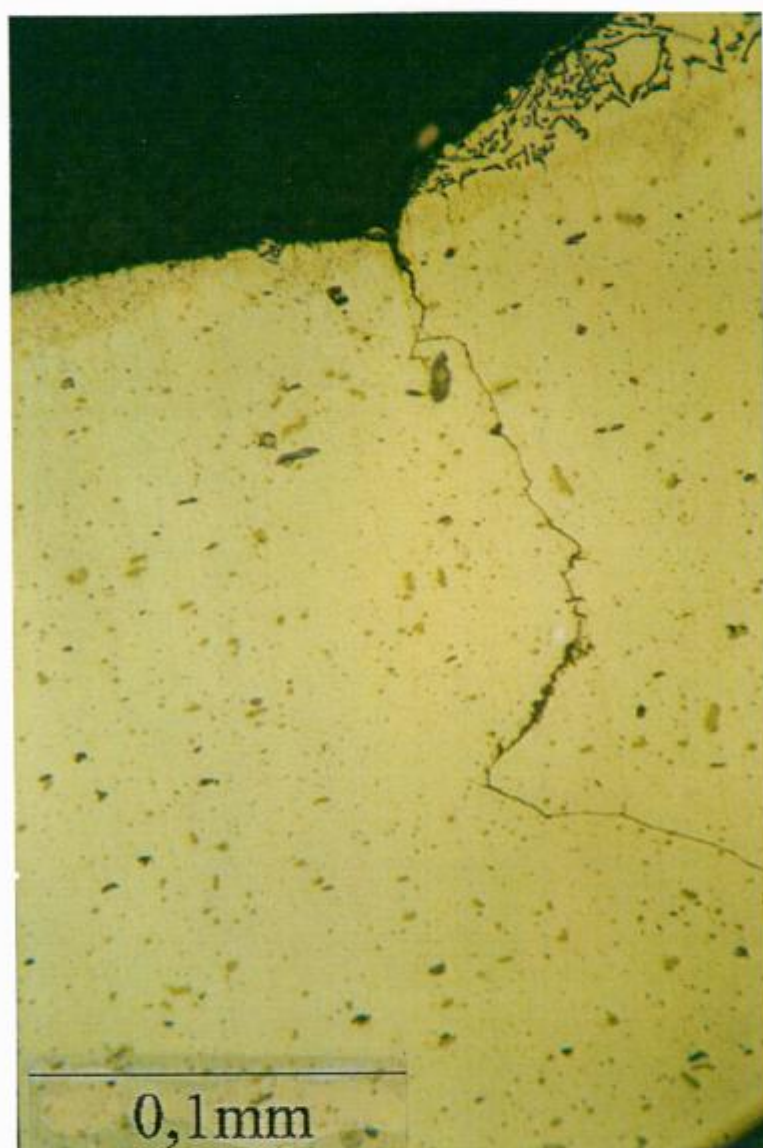


Figura 2.52: posible máximo en sección 3 del talón B

**DESARROLLO DE UNA
METODOLOGIA PARA LA
APLICACION DEL ENFOQUE
LOCAL**

3. DESARROLLO DE UNA METODOLOGÍA PARA LA APLICACIÓN DEL ENFOQUE LOCAL

La primer aproximación para estimar la vida a la fatiga consiste en un enfoque local, que parte de la suposición que se posee una soldadura con un talón totalmente libre de fisuras o microfisuras.

Una manera de utilizar una aproximación local para estimar la vida a la fatiga proviene del uso de la hipérbola de Neuber [9], que expresa la relación entre la tensión y deformación presentes en el concentrador de tensiones:

$$\Delta\sigma \Delta\varepsilon = (K_f \Delta\sigma^{\infty})^2 / E \quad (17)$$

donde $\Delta\sigma^{\infty}$ es la variación de tensión remota, y E es el módulo de Young.

El factor concentrador de tensiones en el caso del talón de soldadura puede tomarse [31] como:

$$K_f = 1,89$$

En este caso se ha podido establecer la aproximación $K_f \approx K_t$ debido a que las tensiones nominales máximas se encuentran muy por debajo de la tensión de fluencia. La ecuación (7) representa la curva tensión - deformación cíclica:

$$\Delta\varepsilon/2 = \Delta\sigma/2E + 1/2 \cdot (\Delta\sigma / K')^{1/n} \quad (7)$$

donde, para el caso de AA 6061 T6 extruido los valores de las correspondientes constantes [7] son:

$$E = 69.000 \text{ MPa}$$

$$K' = 372 \text{ MPa}$$

$$n = 0,024$$

Por lo tanto, la intersección de (7) con (17) debe dar por resultado el valor de la deformación local para el ensayo que posee los parámetros indicados.

La **Figura 3.1** muestra que el valor de la deformación local corresponde a :

$$\Delta \varepsilon / 2 = 0,0019$$

Luego, utilizando la curva de vida a la fatiga (**Figura 3.2**) :

$$\Delta \varepsilon / 2 = (\sigma'_f - \sigma_m) / E \cdot (2 N_f)^b + \varepsilon'_f (2 N_f)^c \quad (12)$$

puede obtenerse¹ el número de ciclos N_f que representan la vida estimada a la fatiga. Para AA 6061 T6 obtenido por extrusión, los valores de las correspondientes constantes son [7]:

$$\sigma'_f = 593 \text{ MPa}$$

$$b = -0,093$$

$$\varepsilon'_f = 5,39$$

$$c = -1,10$$

Para las probetas 2, 3 y 4:

$$\sigma_m = 124,5 \text{ MPa}$$

Las estimaciones con este método (**Figura 3.2**) dan como resultado $N_f \approx 2 \cdot 10^6$ ciclos, lo que significa que predice una vida mucho mayor que la real, que se encuentra entre 70.000 y 90.000 ciclos.

Al observar el diagrama de Kitawawa y Takahashi (**Figura 1.9**), se puede deducir que la suposición inicial de un concentrador de tensiones libre de fisuras previas conduce a una sobreestimación de la vida a la fatiga.

Por lo tanto, las microfisuras ligadas a la solidificación que fueron asociadas a la iniciación, no pueden ser ignoradas en un análisis que intente predecir la vida a la fatiga.

¹ Al hacer uso de la expresión (12) debe notarse que se introduce el valor de la tensión media, lo cual es equivalente a utilizar el valor de R en forma implícita.

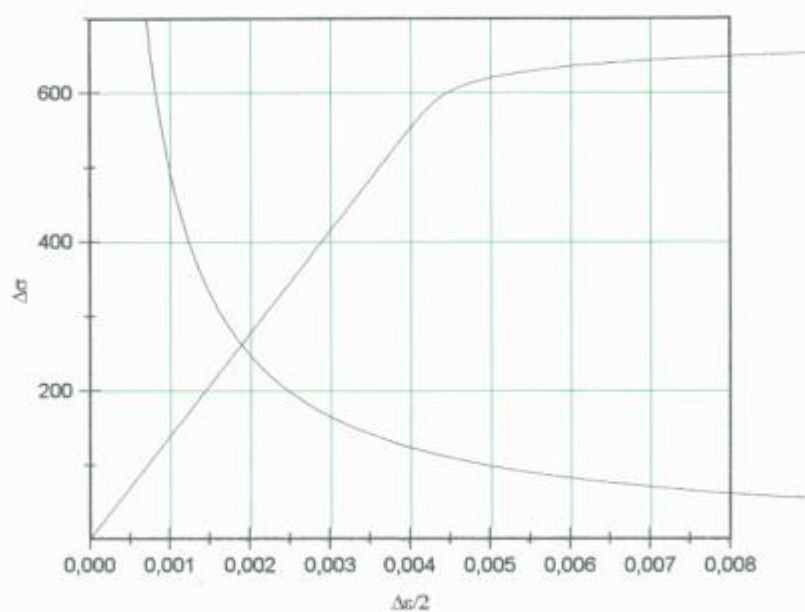


Figura 3.1

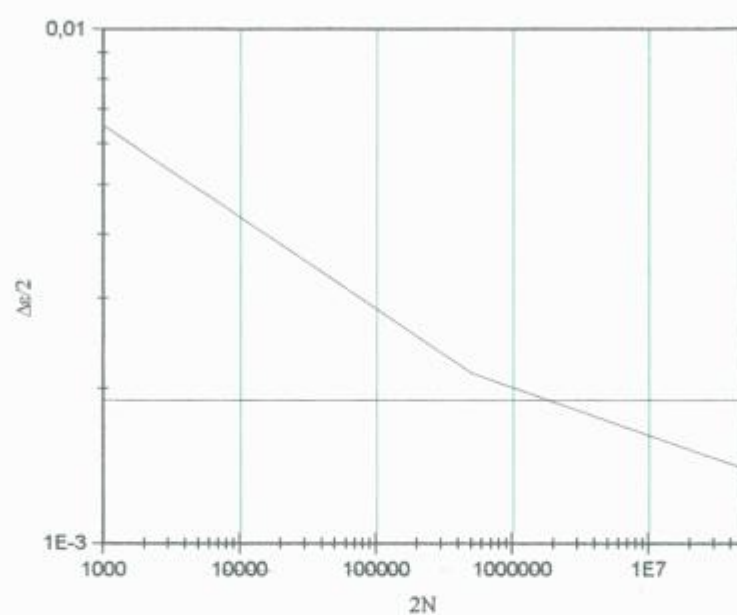


Figura 3.2

3.1 CÁLCULOS CON EL USO DEL CTOD

Para emplear la curva de diseño dada por las ecuaciones (36) y (39), en primer lugar se debe determinar el valor de $\varepsilon / \varepsilon_y$. Para el material en estudio:

$$\varepsilon_y = \sigma_y / E = 267 \text{ MPa} / 69.000 \text{ MPa} \simeq 0,0038$$

De la hipérbola de Neuber se había obtenido : $\Delta\varepsilon = 0,0019$

$$\Rightarrow \varepsilon / \varepsilon_y = 0,5$$

En este caso, el valor hallado se encuentra en el límite de uso de las ecuaciones (36) y (39), por lo tanto cualquiera de las dos es aplicable. Sin embargo, debido a las características de deformación plástica en el talón de soldadura, corresponde aplicar la expresión (39). Si se le agrega 1/ 2 como factor de seguridad:

$$\Phi = 1/2 (\varepsilon / \varepsilon_y - 0,25) \quad (39')$$

Al considerar que el crecimiento de una fisura por fatiga es una función potencial del CTOD:

$$da / dN = C (\Delta\delta)^m$$

donde de (31) :

$$\Delta\Phi = \Delta\delta / 2\pi\varepsilon_y\hat{a} \quad (44)$$

En este caso en lugar de a se ha utilizado $\hat{a}$, ya que el formalismo de CTOD se ha desarrollado para fisuras pasantes, y de aquí en adelante se empleará la notación a para designar la profundidad de las fisuras túnel halladas en el desarrollo experimental.

Por otra parte, de (39') :

$$\Delta\Phi = 1/2 \Delta\varepsilon / \varepsilon_y \quad (45)$$

Luego, igualando (44) y (45) :

$$\Delta\delta = \pi \hat{a} \Delta\varepsilon \quad (46)$$

Sin embargo, en el caso en estudio, las fisuras no son pasantes sino que son de tipo túnel. En esos casos el factor de intensidad de tensiones en el punto de máxima intensidad es:

$$K_I = f \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (47)$$

Donde f es un factor que depende de a/c y de la dimensiones de la probeta (**ver Apéndice 2**):

$$f = F(a/c, a/t, \phi)$$

donde:

t = espesor de la probeta

ϕ = ángulo en que se evalúa K_I (**Apéndice 2**)

Para una fisura pasante :

$$K_I = \sigma (\pi \hat{a})^{1/2} \quad (48)$$

Igualando (47) y (48) para la máxima intensidad:

$$f^2 a = \hat{a} \quad (49)$$

En las siguientes estimaciones se considera que la relación a/c (es decir la forma de la fisura) se mantiene constante durante todo el crecimiento.

Reemplazando en (46) :

$$\Delta\delta = f^2 \pi a \Delta\varepsilon \quad (50)$$

Por lo tanto:

$$da / dN = C (f^2 \Delta \epsilon \pi a)^m \quad (51)$$

El paso siguiente consiste en determinar los valores de C y m que ajusten para las fisuras evaluadas en el procedimiento experimental. Si se evalúa el incremento de a en un ciclo:

$$\Delta a = C (f^2 \Delta \epsilon \pi a)^m$$

Luego, partiendo de una prefisura inicial a_0 :

$$\Delta a_0 = C (f^2 \Delta \epsilon \pi a_0)^m$$

En el siguiente ciclo el valor de a se habrá incrementado desde a_0 hasta a_1 :

$$a_1 = a_0 + \Delta a_0$$

Y luego volverá a haber otro incremento:

$$\Delta a_1 = C (f^2 \Delta \epsilon \pi a_1)^m$$

De nuevo en el siguiente ciclo:

$$a_2 = a_1 + \Delta a_1$$

Por lo tanto, iterando la cantidad de veces necesarias hasta llegar al valor $a_N = a_f$ de la fisura, se debe obtener el número de ciclos que tomó ese crecimiento.

Los cálculos fueron realizados mediante un programa realizado a tal efecto (**Apéndice 3**).

Los datos empleados derivados del desarrollo experimental aparecen en la **Tabla 3.1**:

Tabla 3.1

Probeta	a_0 (mm)	a_f (mm)	N_F
2 (fisura 5)	0,1	1,05	70.000
3 (fisura 5)	0,1	1,35	90.000
3 (fisura 7)	0,1	1,56	90.000
3 (fisura 14)	0,1	0,96	90.000

Finalmente la **Tabla 3.2** muestra los valores de C y m que se ajustaron a los datos experimentales:

Tabla 3.2

Probeta	C	m	N° de ciclos que estiman
2 (fisura 5)	0,007	0,900	69932
3 (fisura 5)	0,007	0,902	88145
3 (fisura 7)	0,007	0,840	87813
3 (fisura 14)	0,007	0,860	87944

4. CONCLUSIONES

➤ De todo lo realizado, surge que la geometría de los iniciadores de fisuras por fatiga en soldaduras de aleación de aluminio, si bien se encuentra en los talones de las mismas, presenta características que no admiten un modelado simplificado como ocurre en las soldaduras en aceros.

En el caso de la soldadura de aluminio corresponde asumir la preexistencia de microfisuras de dimensiones menores a 0,06mm.(el orden del espesor de la capa de aporte donde se ubican estas fisuras).

➤ Su origen se debe a los fenómenos de segregación de elementos de aleación e impurezas en los espaciados interdendríticos de la estructura de solidificación primaria del cordón.

Estas segregaciones deprimen el punto de fusión, manteniendo el estado líquido de las fases segregadas cuando la temperatura del material se encuentra por debajo de la temperatura de coherencia [36,39,40].

Como consecuencia de las tensiones generadas por la contracción del material durante el enfriamiento, el líquido interdendrítico remanente se ve imposibilitado de resistir esas tensiones, generándose la fisura por licuación.

Cuando finalmente el volumen de líquido solidifica, pueden quedar microhuecos debido a la falta de alimentación de líquido para llenar los mismos [39,40].

También se debe tener en cuenta que en muchos casos las segregaciones del espaciado interdendrítico se continúan en los bordes de grano del material base

➤ Otro aspecto que surge de este trabajo es el efecto de la preparación del material anterior a la soldadura. En el caso de las probetas soldadas con cepillado previo, el aporte penetra en los surcos dejados por el cepillo, desde donde solidifica. La línea de solidificación toma una forma aproximadamente circular, siguiendo la forma de esos surcos.

La superficie del cordón en esa zona del talón adopta también una geometría cóncava que constituye un concentrador adicional, cuyo efecto se combina con el representado por las segregaciones antes descriptas.

➤ El intento de aplicar un enfoque local a partir de la suposición de un talón libre de fisuras ha producido una sobreestimación de la vida a la fatiga. El uso del diagrama de Kitagawa y Takahashi permite prever esta situación si se acepta que existen prefisuras en el talón. La existencia de microfisuras anteriores al ensayo no puede subestimarse en

este tipo de análisis: todo sugiere la conveniencia de aceptar la presencia de fisuras iniciadas, y su correspondiente crecimiento, en lugar de efectuar estimaciones sobre los tiempos de nucleación para las mismas.

➤ Las consideraciones anteriores demuestran que si bien el empleo del enfoque local para la estimación de la vida a la fatiga de uniones soldadas en aleación de aluminio no debe ser descartado, su aplicación debe tener en cuenta los efectos combinados de los concentradores representados por la geometría global del talón, con el efecto de la preexistencia de microfisuras resultantes de los fenómenos de solidificación de la aleación.

➤ El análisis elasto - plástico, con el uso del concepto de CTOD, parece ser un enfoque correcto para predecir la vida a la fatiga en este tipo de unión soldada ya que se ha obtenido una posible expresión para el crecimiento de las fisuras cortas. Sin embargo restaría la evaluación de un número mayor de casos para contar con una estadística confiable.

REFERENCIAS

- [1] S. Suresh, "Fatigue of materials", Cambridge University Press, Cambridge, 1991.
- [2] O. H. Basquin, "The exponential law of endurance tests". Proceedings of the American Society for Testing and Materials 10, 625 - 630, 1910.
- [3] G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", Mc Graw - Hill Book Company, third edition, 1986.
- [4] Norma IRAM - IAS U 500 / 81
- [5] L. F. Coffin, "A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal". **Transactions of the American Society of Mechanical Engineers** 76, 931 - 950, 1954.
- [6] S. S. Manson, "Behavior of materials under conditions of thermal stress". National Advisory Commission on Aeronautics: Report 1170. - Cleveland: Lewis Flight Propulsion Laboratory, 1954.
- [7] M. L. Sharp, G. E. Nordmark y C. C. Menzemer, "Fatigue Design of Aluminium Components & Structures", Mc Graw - Hill, 1996.
- [8] H. Neuber, "Theory of Notch Stresses". J.W. Edwards Publisher Inc., Ann Arbor, Michigan, 1946.
- [9] H. Neuber, "Theory of stress concentration for shear - strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress - strain law". **Journal of Applied Mechanics**, vol. 28, pp. 544 - 550, 1961.
- [10] SAE Fatigue Design Handbook, Third Edition - AE - 22. Society of Automotive Engineers, Inc. Warrendale, Pa, 1997.
- [11] T. L. Anderson "Fracture Mechanics", C R C Press. Inc., 1995.
- [12] M. H. El Haddad, T. H. Topper y K. N. Smith, "Prediction of non propagating cracks". **Engng. Fracture Mech.** 11, 573-584, 1979.
- [13] J. R. Yates y M. W. Brown, "Prediction of the length of non propagating fatigue cracks". **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** 10, 187 - 201, 1987.
- [14] K. Tanaka y Y. Nakai, "Propagation and non - propagation of short fatigue cracks at a sharp notch". **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** 6, 315 - 327, 1983.
- [15] H. Kitagawa y S. Takahashi, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage". En Proceedings of the 2nd **International Conference on Mechanical Behavior of Materials**, Boston, Mass., pp. 627 - 631, 1976.

- [16] K. J. Miller, "The short crack problem". **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** 5, 223 - 232, 1982.
- [17] R. L. Carlsson, D. L. Steadman, D. S. Dancila y G. A. Kardomateas, "An experimental investigation of the growth of small corner fatigue cracks in aluminium 6061 - T651". **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** 21, 403 - 409, 1998.
- [18] A.A. Wells, Crack Propagation Symposium Proceedings. Cranfield College of Aeronautics, 1, 210, 1961.
- [19] A. H. Cottrell, Iron and Steel Institute Special Report, 69, 281, 1961.
- [20] L. A. de Vedia, "Mecánica de fractura". Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales OEA - CNEA, 1986.
- [21] D. S. Dugdale, "Yielding of steel sheets containing slits". **Journal of the Mechanics and Physics of Solids** 8, 100-108, 1960.
- [22] J. D. Harrison, F. M. Burdekin, J.G. Young, "A Proposed Acceptance Standard for Weld Defects Based Upon Suitability for Service". **2nd Conference on the Significance on Defects in Welded Structures**, The Welding Institute, London, England, 1968.
- [23] F. M. Burdekin, M. G. Dawes, "Practical Use of Linear Elastic and Yielding Fracture Mechanics with Particular Reference to Pressure Vessel Technology". **Conference on Application of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology**, Institution of Mechanical Engineers, London, England, 1971.
- [24] M. G. Dawes, Welding Journal Research Supplement, vol. 53, p. 369, 1974.
- [25] M. D. Chapetti, J. L. Otegui, "A technique to produce automatic welds with enhanced fatigue crack propagation lives under transverse loading". **Int. J. Pres. Ves. & Piping**, vol. 70, pp.173 - 181, 1997.
- [26] M. D. Chapetti, J. L. Otegui, "Importance of toe irregularity for fatigue resistance of automatic welds". **Int. J. Fatigue**, vol. 17, N° 8, pp. 531 - 538, 1995.
- [27] J. L. Otegui, U. H. Mohaupt, D. J. Burns, "Effect of weld process in early growth of fatigue cracks in steels T joints". **Int. J. Fatigue**, vol. 13, n° 1, pp. 45 - 48, 1991.
- [28] J. L. Otegui, D. J. Burns, H. W. Kerr, U. H. Mohaupt, "Growth and coalescence of fatigue cracks at weld toes in steel". **Int. J. Pres. Ves. & Piping**, vol. 48, pp. 129 - 165, 1991.
- [29] A. Márquez, A. Cassanelli, G. Lombera, L.A. de Vedia, "Estudio paramétrico del concentrador de tensiones representado por el socavado lateral en procesos de soldadura", **Anales Jornadas SAM '98 - IBEROMET V**, tomo I, 515-518.

- [30] The International Institute of Welding (IIW), "Fatigue Design of Welded Joints and Components". Abington Publishing, 1996.
- [31] D. Radaj, "Design and analysis of fatigue resistant welded structures", Abington Publishing, Cambridge, England, 1990.
- [32] P. Lazzarin, R. Tovo, "A notch intensity factor approach to the stress analysis of welds". **Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.** **21**, 1089-1103, 1998
- [33] B. Atzori, P. Lazzarin, R. Tovo, "From a local stress approach to fracture mechanics: a comprehensive evaluation of the fatigue strength of welded joints". **Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.** **22**, 369-381, 1999.
- [34] J. D. Harrison, M. G. Dawes, G. L. Archer, M. S. Kamath, "The COD approach and its application to welded structures", Elastic - Plastic Fracture. ASTM STP 668, J. D. Landes, J. A. Begley, and G. A. Clarke, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. 606 - 631, 1979.
- [35] M. F. Kanninen, C. H. Popelar, "Advanced Fracture Mechanics", Oxford University Press, 1985.
- [36] S. Kou, "Welding Metallurgy". John Wiley & Sons, Inc., 1987.
- [37] H. Biloni, T. E. Pérez, M. E. Saggese, M. J. A. Solari, "Manual de Soldadura de Aluminio". Proyecto de Tecnología de la Soldadura SECYT-CNEA.
- [38] S. J. Maddox, "Scale effect in fatigue of fillet welded aluminium alloy". En Proceedings **Sixth International Conference on Aluminium Weldments, INALCO 95**, Cleveland, pp. 77 - 93, 1995.
- [39] M. C. Flemings, "Solidification processing", Mc Graw-Hill, 1974.
- [40] J. F. Lancaster, Metallurgy of welding, 4º edición, Allen & Unwin, London, 1987.

Apéndice 1

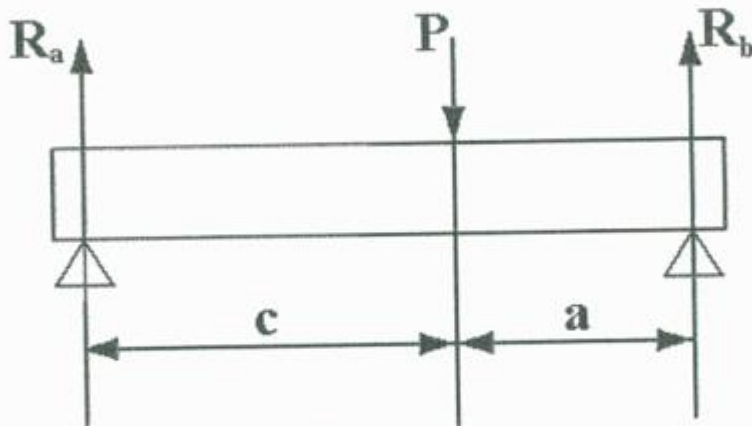


Figura A1.1

$$R_a + R_b = P$$

$$Pc = R_b (a+c)$$

$$R_b = Pc / a+c$$

$$R_a = P - R_b = P (1 - c / a+c) = Pa / a+c$$

$$M_f = R_a c = P a c / a+c \text{ (momento flector)}$$

$$\sigma = M_f t / 2 I$$

donde I es el momento de inercia de la placa: $I = W t^3 / 12$

Por lo tanto:

$$\sigma = 6 P a c / W t^2 (a+c)$$

Apéndice 2

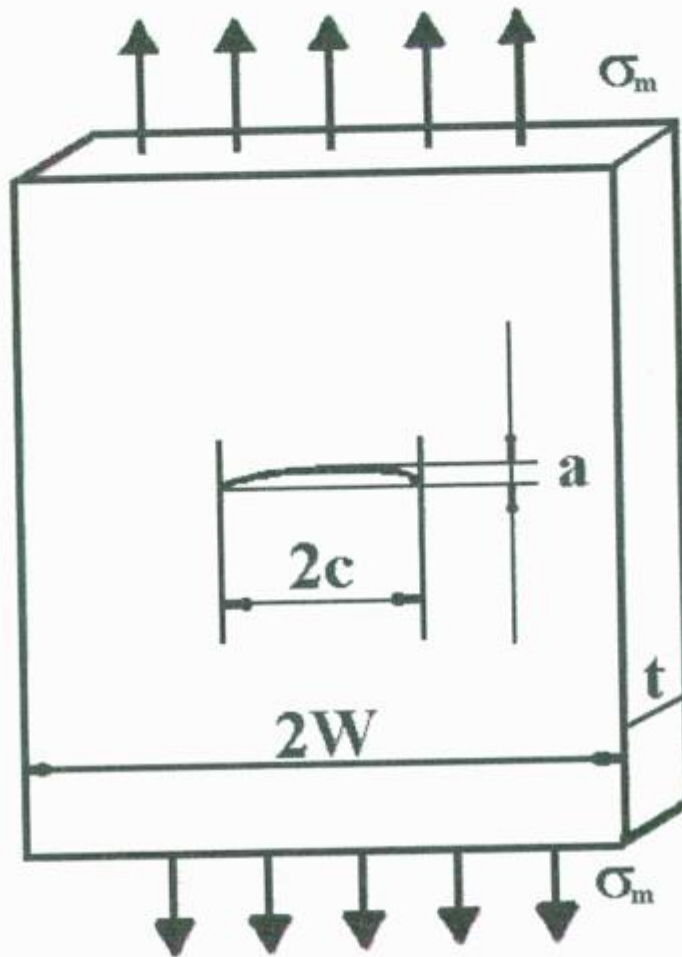


Figura A2.1

La **Figura A2.1** muestra una fisura superficial semi-elíptica en una placa.

Estas fisuras pueden ser de tres tipos, de acuerdo a la relación existente entre a y c :

- 1) $a < c$
- 2) $a = c$ (semi-circular)
- 3) $a > c$ (fisura túnel)

La **Figura A2.2** ilustra el caso de la fisura túnel:

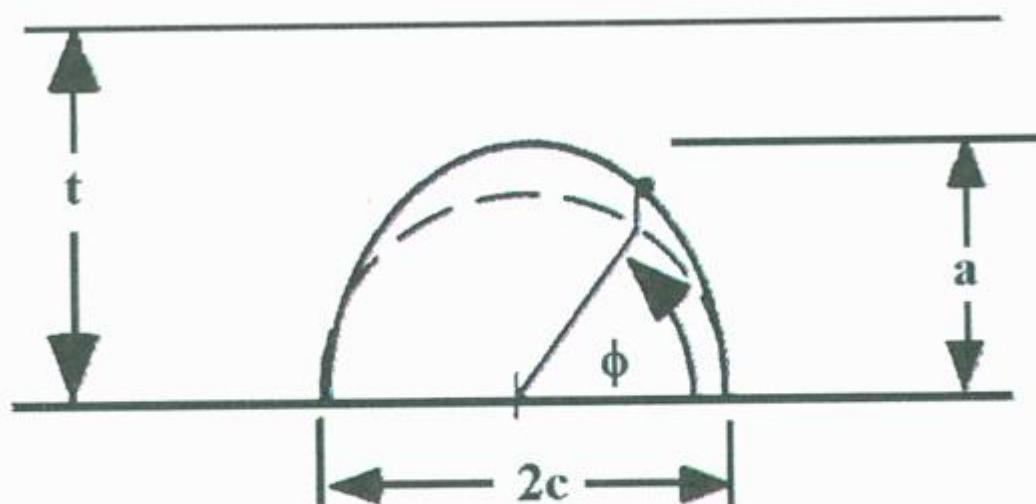


Figura A2.2

Cálculo del factor de intensidad de tensiones para $c < a$:

$$K_I = (\sigma_m + H \sigma_b) (\pi a / Q)^{1/2} F (a/t, a/c, c/W, \phi)$$

Donde:

t = espesor de la placa (ver **Figura A.2.1**)

a = profundidad de fisura

$2c$ = longitud de fisura

σ_m = tensión de tracción

σ_b = tensión de flexión

$$\sigma_b = M t / 2 I$$

donde: $I = W t^3 / 6$

$$Q = 1 + 1,464 (c/a)^{1,65}$$

$$F = [M_1 + M_2 (a/t)^2 + M_3 (a/t)^4] f_\phi f_w g$$

$$M_1 = (c/a)^{1/2} [1 + 0,04 (c/a)]$$

$$M_2 = 0,2 (c/a)^4$$

$$M_3 = -0,11(c/a)^4$$

$$g = 1 + [0,1 + 0,35(c/a) (a/t)^2] (1 - \sin\phi)^2$$

$$f_\phi = [(c/a)^2 \sin^2\phi + \cos^2\phi]^{1/4}$$

$$f_w = [\sec(\pi c/2W \sqrt{a/t})]^{1/2}$$

$$p = 0,2 + c/a + 0,6 (a/t)$$

$$H_1 = 1 + G_{11} (a/t) + G_{12} (a/t)^2$$

$$H_2 = 1 + G_{21} (a/t) + G_{22} (a/t)^2$$

$$H = H_1 + (H_2 - H_1) (\sin\phi)^p$$

$$G_{11} = -0,04 - 0,41 (c/a)$$

$$G_{12} = 0,55 - 1,93 (c/a)^{0,75} + 1,38 (c/a)^{1,5}$$

$$G_{21} = -2,11 - 0,77 (c/a)$$

$$G_{22} = 0,55 - 0,72 (c/a)^{0,75} + 0,14 (c/a)^{1,5}$$

Apéndice 3

Programa utilizado en los cálculos y resultados:

```
#include <math.h>
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>

main ()
{
    /*
     * Tesis de Maestria en Materiales
     * Universidad Nacional de San Martin
     *
     * Programa para el calculo de ciclos en fatiga
     *
     * Fecha: 26.06.2000
     * Ultima modificacion: 24.10.2000
     *
     * * Lenguaje programacion: C
     * Version factor_de_intensidad19.c
     *
     */

    long double a0 = 0.0001L;
    long double af = 0.00105;
    long double a = a0;
    long double pi = M_PI;
    long double delta_a = 0.0;
    long double delta_E = 0.0019;
    long double delta_D = 0.0;
    long double f = 0.0; /* factor geometrico */

    long double C = 7 * pow (10.0, -3.0);
    long int i, err = 0;
    long double m = 0.9;

    err = system ("clear");
    i = 0L;
    printf ("\nPrograma para calculo curva Paris\n");
    printf ("=====\n\n");
    printf ("Lic. Claudia Perez - Maestria de Materiales - UNSM\n\n");
    printf ("Resultados:\n");
    printf ("=====\n\n");

    printf ("\nPara:\n\naf= %8.6Lf\n", af);
    printf ("m= %8.6Lf\n", m);
    printf ("C= %8.8Lf\n\n", C);
    printf ("%15s", "a0");
    printf ("%15s", "delta_D");
    printf (" %15s\n", "#iteraciones");
    printf
    ("=====\n");

    a = a0; /* Para el primer paso a=a0 */
    i = 0;
```

```

f = (1 - 422 * a) * 0.536;

delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;

for (a = a0; a < af && i < 1000000; i++)
{
    delta_a = C * pow(delta_D, m);
    a = a + delta_a;
    f = (1 - 422 * a) * 0.536;
    delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;
}

printf ("%15.6Lf ", a0);
printf ("%15.14Lf", delta_D);
printf ("%15d\n", i);
printf ("-----\n");

```

```

#include <math.h>
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>

main ()
{
    /*
     * Tesis de Maestria en Materiales
     * Universidad Nacional de San Martin
     *
     * * Fecha: 26.06.2000
     * Ultima modificacion: 24.10.2000
     *
     * Lenguaje programacion: C
     * Version factor_de_intensidad20.c
     */

    long double a0 = 0.0001L;
    long double af = 0.00156;
    long double a = a0;
    long double pi = M_PI;
    long double delta_a = 0.0;
    long double delta_E = 0.0019;
    long double delta_D = 0.0;
    long double f = 0.0; /* factor geometrico */

    long double C = 7 * pow(10.0, -3.0);
    long int i, err = 0;
    long double m = 0.84;

    err = system("clear");
    i = 0L;
    printf ("\nPrograma para calculo curva Paris\n");
    printf ("=====\n\n");
    printf ("Lic. Claudia Perez - Maestria de Materiales - UNSM\n\n");
    printf ("Resultados:\n");

```

```

printf ("=====\n\n");

printf ("\nPara:\n\naf= %8.6Lf\n", af);
printf ("m= %8.6Lf\n", m);
printf ("C= %8.8Lf\n\n", C);
printf ("%15s", "a0");
printf ("%15s", "delta_D");
printf ("    %15s\n", "#iteraciones");
printf
("=====\n");

a = a0; /* Para el primer paso a=a0 */
i = 0;

f = (1 - 384 * a) * 0.341;

delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;

for (a = a0; a < af && i < 1000000; i++)
{
    delta_a = C * pow (delta_D, m);
    a = a + delta_a;
    f = (1 - 384 * a) * 0.341;
    delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;

}

printf ("%15.6Lf ", a0);
printf ("%15.14Lf", delta_D);
printf ("%15d\n", i);
printf ("-----\n\n");

}

#include <math.h>
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>

main ()
{
    /*
     * Tesis de Maestria en Materiales
     * Universidad Nacional de San Martin
     *
     * Fecha: 26.06.2000
     * Ultima modificacion: 24.10.2000
     *
     * Lenguaje programacion: C
     * Version factor_de_intensidad21.c
     */

    long double a0 = 0.0001L;
    long double af = 0.00135;
    long double a = a0;
    long double pi = M_PI;
    long double delta_a = 0.0;

```

```

long double delta_E = 0.0019;
long double delta_D = 0.0;
long double f = 0.0; /* factor geometrico */

long double C = 7 * pow (10.0, -3.0);
long int i, err = 0;
long double m = 0.902;

err = system ("clear");
i = 0L;
printf ("\nPrograma para calculo curva Paris\n");
printf ("=====\n\n");
printf ("Lic. Claudia Perez - Maestria de Materiales - UNSM\n\n");
printf ("Resultados:\n");
printf ("=====\n\n");

printf ("\nPara:\n\naf= %8.6Lf\n", af);
printf ("m= %8.6Lf\n", m);
printf ("C= %8.8Lf\n\n", C);
printf ("%15s", "a0");
printf ("%15s", "delta_D");
printf ("    %15s\n", "#iteraciones");
printf ("=====\n");

a = a0; /* Para el primer paso a=a0 */
i = 0;

f = (1 - 429 * a) * 0.556;

delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;

for (a = a0; a < af && i < 1000000; i++)
{
    delta_a = C * pow (delta_D, m);
    a = a + delta_a;
    f = (1 - 429 * a) * 0.556;
    delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;
}

printf ("%15.6Lf ", a0);
printf ("%15.14Lf", delta_D);
printf ("%15d\n", i);
printf ("-----\n");

}

long double C = 7 * pow (10.0, -3.0);
long int i, err = 0;
long double m = 0.86; #include <math.h>
#include <stdio.h>
#include <stdlib.h>

main ()
{

```

```

/*
 * Tesis de Maestria en Materiales
 * Universidad Nacional de San Martin

 * Fecha: 26.06.2000
 * Ultima modificacion: 24.10.2000
 *
 * Lenguaje programacion: C
 * Version factor_de_intensidad22.c
 *
 */

long double a0 = 0.0001L;
long double af = 0.00096;
long double a = a0;
long double pi = M_PI;
long double delta_a = 0.0;
long double delta_E = 0.0019;
long double delta_D = 0.0;
long double f = 0.0; /* factor geometrico */

err = system("clear");
i = 0L;
printf ("\nPrograma para calculo curva Paris\n");
printf ("=====\n\n");
printf ("Lic. Claudia Perez - Maestria de Materiales - UNSM\n\n");
printf ("Resultados:\n");
printf ("=====\n\n");

printf ("\nPara:\n\naf= %8.6Lf\n", af);
printf ("m= %8.6Lf\n", m);
printf ("C= %8.8Lf\n\n", C);
printf ("%15s", "a0");
printf ("%15s", "delta_D");
printf ("    %15s\n", "#iteraciones");
printf
("=====\n");

a = a0; /* Para el primer paso a=a0 */
i = 0;

f = (1 - 379 * a) * 0.31;

delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;

for (a = a0; a < af && i < 1000000; i++)
{
    delta_a = C * pow(delta_D, m);
    a = a + delta_a;
    f = (1 - 379 * a) * 0.31;
    delta_D = pi * pow(f, 2) * delta_E * a;
}

printf ("%15.6Lf ", a0);
printf ("%15.14Lf", delta_D);
printf ("%15d\n", i);

```

```
printf ("-----\n");  
  
}
```

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
CENTRO DE INFORMACION C.A.C.