



**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**

EVOLUCIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN UN ACERO SOMETIDO A ENSAYOS DE FATIGA EN FUNCIÓN DE DISTINTOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES

José Arteaga Rodríguez

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN

INSTITUTO DE TECNOLOGIA

Evolución de las Tensiones Residuales en un Acero
Sometido a Ensayos de Fatiga en Función de
Distintos Tratamientos Superficiales (*)

Lic. José Arteaga Rodríguez

Directores

Dr. Gerardo Rubiolo

Dra. María Ortiz

(*) Tesis para optar al título de MAGISTER EN CIENCIA Y TECNOLOGÍA DE MATERIALES

REPUBLICA ARGENTINA

1997

INDICE

CAPITULO I - INTRODUCCION Y ANTECEDENTES.....	1
I.1 Introducción.....	1
Objetivo.....	3
I.2 Antecedentes.....	4
I.2.1 Fatiga de probetas no entalladas.....	4
I.2.2 Tensiones Residuales.....	15
I.2.3 Influencia de diferentes factores sobre la resistencia en fatiga.....	18
Terminación superficial.....	18
Tratamiento superficial por nitrurado.	23
Tensiones residuales.....	27
CAPITULO II - MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES.....	31
II.1 Material.....	31
II.1.1 Probetas.....	31
II.1.2 Propiedades del material T&R más nitrurado iónico.....	35
II.2 Ensayos de fatiga.....	40
II.2.1 Criterio para la elección del rango de tensiones en el ensayo de fatiga.....	45
II.3 Tensiones residuales.....	48
II.3.1 Determinación de las tensiones residuales por difracción de rayos X....	48
II.3.2 Sistemas de coordenadas del laboratorio.	49
II.3.3 Expresiones analíticas.....	51
II.3.4 Método del $\sin^2\psi$	53
II.3.5 Medición de tensiones residuales en profundidad.....	54
II.3.6 Equipo utilizado en la medición de TR...	57

CAPITULO III - RESULTADOS.....	60
III.1 Estado inicial de tensiones residuales.....	60
III.1.1 Material T&R + maquinado.....	60
III.1.2 Material T&R + nitrurado iónico.....	62
III.2 Tracción uniaxial y fatiga.....	63
III.3 Superficies de fractura.....	66
III.3.1 Material T&R + maquinado.....	66
III.3.2 Material T&R + nitrurado iónico.....	68
III.4 Relajación de tensiones residuales por fatiga...	74
III.4.1 Material T&R + maquinado.....	74
III.4.2 Material T&R + nitrurado iónico.....	76
 CAPITULO IV - DISCUSION.....	 77
IV.1 Tensiones residuales iniciales.....	77
IV.2 Tensiones residuales y comportamiento en fatiga.	81
IV.3 Análisis de la evolución de tensiones residuales por fatiga.....	84
 CONCLUSIONES.....	 89
 BIBLIOGRAFIA.....	 91

CAPITULO I

INTRODUCCION Y ANTECEDENTES

I.1 Introduccion

La falla por fatiga de componentes estructurales se originan comúnmente en la superficie, propagándose al interior. Para muchos tipos de sollicitaciones, como flexión y torsión, la tensión máxima ocurre en la superficie, luego es lógico que la falla comience allí. Sin embargo, en carga uniaxial la falla por fatiga siempre comienza en la superficie. Existe amplia evidencia de que las propiedades en fatiga son muy sensitivas a las condiciones de la superficie.

En la industria se usan constantemente diferentes técnicas de manufactura (por ejemplo, torneado, fresado, rectificado, forjado, extrusión, etc) cuyas rugosidades y condiciones físicas superficiales difieren y afectan su resistencia a la fatiga.

Existen al menos tres razones del porqué la técnica de manufactura usada para preparar el componente podría afectar su resistencia a la fatiga:

- (i) Creación de irregularidades superficiales tipo micro-entalla
- (ii) Cambios de las condiciones físicas de la superficie, por ejemplo, endurecimiento por trabajado en frío o ablandamiento por decarburación
- (iii) Introduccion de tensiones residuales

Varios tipos de tratamientos superficiales (mecánicos, térmicos y recubrimientos) fueron desarrollados tanto para mejorar los aspectos negativos de las técnicas de manufactura, como para mejorar las propiedades mecánicas y corrosivas de la

superficie.

Algunos de los tratamientos más usados son:

- (a) Mecánicos: granallado, laminación superficial, etc
- (b) Térmicos: endurecimiento por inducción o por laser, nitruración, carburización, etc
- (C) Recubrimientos: cromado, galvanizado, niquelado, TiN, etc

Los beneficios derivados de los tratamientos superficiales tipo (a) y (b) en cuanto a la resistencia a fatiga, han sido adjudicados, por cierto número de investigadores, como debidos al campo de tensiones residuales compresivas que ellos dejan como saldo. Sin embargo, especialmente en el tipo (b), debe considerarse también la formación sobre la superficie de un material con mayor resistencia a la tracción.

La distribución de tensiones residuales pueden ser modificadas por deformación plástica o por activación térmica. Así, por ejemplo, períodos de sobre carga en el ciclo de fatiga pueden alterar la distribución de tensiones residuales. La distribución local de tensiones residuales cambiará si la tensión de fluencia local es superada por la suma de la tensión aplicada y la tensión residual local. El signo del cambio será opuesto a aquel de la dirección de la carga aplicada que produce el cambio. Por ejemplo, cuando el estado de tensiones residuales superficiales es compresivo y la probeta es fatigada en carga totalmente reversa, la tensión de fluencia superficial será superada en compresión y la tensión residual superficial decrecerá.

La medición del estado de tensiones macro-residuales puede ser indicativa de los eventos que llevaron a la falla. El uso de mediciones no-destructivas de tensiones residuales durante el servicio de un componente ha sido propuesto para estimar la vida en fatiga del mismo. Sin embargo, solamente unos pocos estudios se han realizados sobre la relajación de tensiones residuales para niveles de tensiones aplicadas cercanos al límite de fatiga.

Objetivo

El principal objetivo de este trabajo es determinar la evolución del estado de tensiones residuales, superficial y en profundidad, generado por torneado y pulido manual o por nitrurado iónico y relajado por efecto del ciclado completamente reverso (especialmente a niveles de tensiones aplicadas cercanos al límite de fatiga) en acero SAE 4140.

Todas las probetas fueron obtenidas de material templado y revenido (T&R) que fue torneado y pulido manualmente para dar la geometría de ensayo, un grupo fue estudiado en este estado y otro grupo fue tratado superficialmente con nitrurado iónico.

Los ensayos de fatiga fueron llevados a cabo en flexión rotativa y las mediciones de tensiones residuales fueron realizadas mediante difracción de rayos X con un equipo Rigaku Strainflex PSF-2M.

I.2 Antecedentes

I.2.1 Fatiga de probetas no entalladas

En la literatura es común encontrar una primer gran división a la hora de analizar los resultados de los ensayos de fatiga [1]:

(i) Fatiga de alto número de ciclos

Las cargas cíclicas aplicadas son relativamente bajas, manteniéndose las deformaciones cíclicas dentro del rango elástico, para así obtener larga vida a fatiga.

(ii) Fatiga de bajo número de ciclos

Las cargas cíclicas aplicadas son relativamente altas, lo que conlleva, a la existencia de gran deformación plástica durante cada ciclo.

El límite entre bajo y alto número de ciclos suele establecerse en el intervalo entre 10^4 y 10^5 ciclos.

Los ensayos se pueden realizar controlando las cargas cíclicas y registrando la deformación alcanzada (ensayos de fatiga a tensión controlada), ó bien, controlar la deformación cíclica y registrar la tensión alcanzada (ensayos de fatiga a deformación controlada).

Por su mayor exactitud en los resultados, los ensayos de fatiga de bajo número de ciclos son realizados a deformación controlada.

Etapas de fatiga

La fatiga puede definirse como cambios estructurales progresivos y localizados en la subestructura de dislocaciones que ocurren en un material sujeto a deformaciones fluctuantes.

El proceso de fatiga puede dividirse en tres etapas:

- A. Endurecimiento y/o ablandamiento por fatiga
- B. Iniciación de grietas
- C. Propagación y crecimiento de grietas que conducen a la falla.

A. *Endurecimiento y/o ablandamiento por fatiga*

El comportamiento a deformación cíclica de los metales es analizado a través de la curva tensión-deformación cíclica (TDC), obtenida representando la tensión a la cual el lazo cíclico (tensión-deformación) se hace estable para cada amplitud de deformación aplicada.

Las siguientes características del proceso cíclico han sido establecidas [2]:

- a. La curva TDC característica de monocristales FCC se muestra en Figura I.1. Se observan tres regímenes que fueron vinculados a subestructuras de dislocaciones bien definidas mediante estudios de microscopía electrónica de transmisión (TEM) [3] : (A) el cristal endurece y muestra una subestructura de dislocaciones tipo vena que contiene multipolos de dislocaciones primarias; (B) el cristal no endurece, la curva TDC muestra una meseta, y aparecen en la superficie las llamadas bandas de deslizamiento persistente (PSB). La subestructura de dislocaciones consiste en canales libres de dislocaciones dentro de una subestructura de alta densidad, los canales son interrumpidos por finas paredes de dislocaciones separadas aproximadamente $1.5 \mu\text{m}$ dando el aspecto general de una escalera; y (C) el cristal nuevamente endurece, la subestructura de dislocaciones de las PSB es rota y aparece una estructura de celdas.

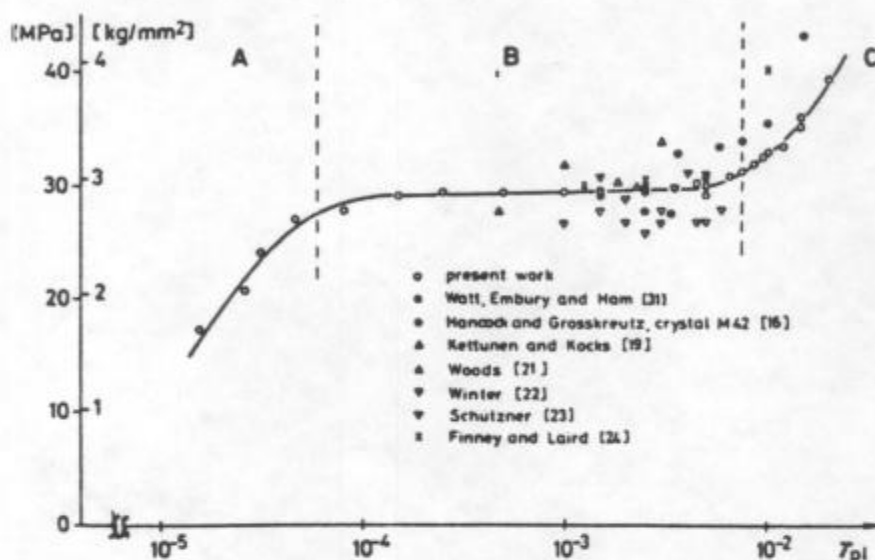


Figura I.1: Curva tensión-deformación cíclica (TDC) para monocristales de cobre: tensión de corte resuelta, τ_s , versus amplitud de la deformación de corte resuelta, γ_{pl} [2]

- b. Se encuentra que en dependencia del estado inicial del material, la curva TDC puede ubicarse por arriba o por debajo de la curva de deformación unidireccional [4]. Para materiales que hayan sido recocidos, aparece un endurecimiento cíclico adicional al endurecimiento unidireccional. Lo inverso ocurre en materiales que hayan sido trabajados en frío donde se observa un ablandamiento respecto del endurecimiento unidireccional.

Este fenómeno de endurecimiento y/o ablandamiento está caracterizado por ser muy intenso al comienzo de la deformación cíclica, produciéndose un estado de endurecimiento muy diferente al obtenido en un ensayo de deformación unidireccional, de muy baja estabilidad y en donde disminuyen las tensiones internas. En materiales con estructura BCC, el endurecimiento y/o ablandamiento dependerá fuertemente de la

temperatura y de la velocidad de deformación. En policristales y aleaciones esta etapa será más restringida que en cristales simples.

- c. Se ha encontrado relación entre la tensión característica de la meseta en el regimen B de la curva TDC y el límite de fatiga de los materiales (para aquellos en donde está bien definido) [5,6]. Luego, puede inferirse que la formación de PSB es el daño umbral para nuclear las grietas de fatiga.

B. *Iniciación de la fisura*

La tragedia de la resistencia a la fatiga de los metales es que aún cuando su superficie esté altamente pulida y no existan concentradores de tensión, si la amplitud de tensión cíclica es suficientemente alta, las PSB se formarán. Ello conlleva a la formación de escalones sobre la superficie, los cuales finalmente se convierten en microfisuras.

Las rugosidades superficiales, los bordes de grano y las inclusiones, por supuesto, apuran la iniciación de las fisuras incrementando localmente la amplitud de la tensión. Las fisuras que se inician cerca de inclusiones frecuentemente lo hacen sobre bandas de deslizamiento que chocan con ellas.

PSB en varios metales

Existe una fuerte relación en la formación de PBS con la energía de falla de apilamiento. Los materiales con media o alta energía de falla de apilamiento tienen dislocaciones que fácilmente realizan deslizamiento cruzado (Al, Cu, Ni, Fe, aceros al carbono) y en ellos se observa la formación de PBS. En aquellos con baja energía de falla de apilamiento el deslizamiento cruzado es difícil (aleación Fe-Si, aceros auteníticos, bronce α) y la subestructura de dislocaciones consiste de agrupamientos planares de dislocaciones de borde primarias yacentes en bandas regularmente espaciadas a lo largo

de planos primarios de deslizamiento[7].

Los materiales BCC pueden caracterizarse por una alta energía de falla de apilamiento y una tensión de Peierls-Nabarro fuertemente dependiente de la temperatura y velocidad de deformación. A temperaturas intermedias (desde temperatura ambiente y hasta 0.5 de la temperatura de fusión) el comportamiento de las dislocaciones es similar al de los materiales FCC y PSB con regular estructura de escalera han sido observadas. Pero en estos materiales la deformación cíclica es fuertemente dependiente del contenido de impurezas [3].

En aleaciones endurecidas por precipitación en las que predomina el deslizamiento planar, las PSB son nucleadas en la región II de la curva TDC y son mucho más finas que el diámetro de las partículas precipitadas [8-12].

Iniciación de la fisura en PSB

Un esquema de una extrusión originada en una banda de deslizamiento se ilustra con Figura I.2. Típicamente, las extrusiones tienen 10 μm de alto y unos 100 μm de largo [2,13].

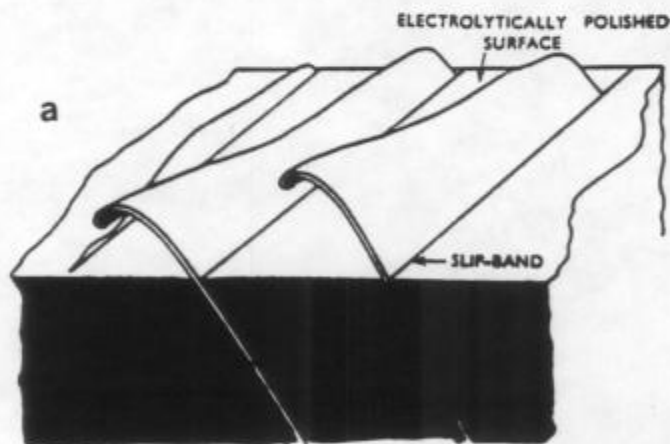


Figura I.2: Representación esquemática de una extrusión originada en una banda de deslizamiento [2].

Un modelo de la formación de la extrusión que considera el

conocimiento del comportamiento de las dislocaciones en las PSB es propuesto en referencia [14]. La Figura I.3 representa un corte normal a través de una PSB y paralelo a la dirección de deslizamiento y muestra esquemáticamente el arreglo idealizado de las paredes de PSB y segmentos del plano activo de deslizamiento. Cuando la tensión cíclica es aplicada, ondas de dislocaciones de hélice se moverán a través de las paredes de la PSB, por ejemplo en el canal B de la Figura I.3, se moverán viajando a lo largo de los niveles I, II y III en un medio ciclo y retornarán sobre los niveles III, II y I en el medio ciclo de retorno. Este tipo de deslizamiento cíclico podría tener lugar en un grupo adyacente de canales tales como A, B y C pero no sobre el canal D y así sucesivamente.

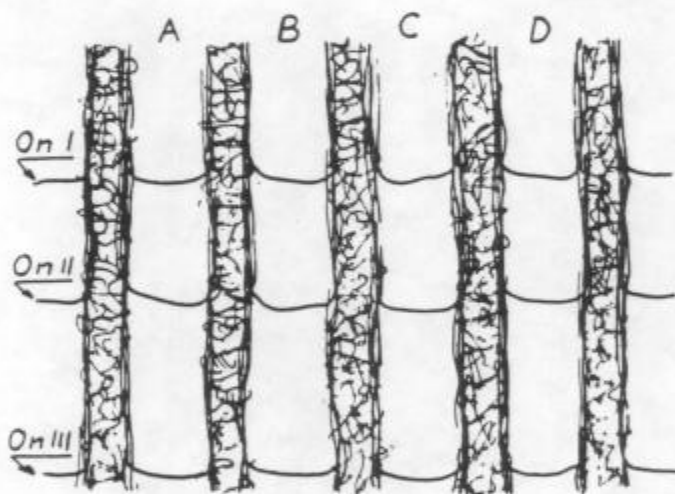


Figura I.3: Vista esquemática de dislocaciones de hélice avanzando en los canales de una PSB proyectada sobre el plano primario de deslizamiento [14].

La Figura I.4 muestra la deformación que podría resultar de la repetición de tales desplazamientos después de varios medios ciclos, aceptando que existe un camino discriminatorio en tensión y compresión para cada canal. En la Figura I.4 puede visualizarse una extrusión o una intrusión dependiendo de si se entiende que el material está a la izquierda o a la derecha del plano superficial inicial.

Revisiones de trabajos sobre nucleación de fisuras sobre bandas de deslizamiento pueden consultarse en referencias [15-17]. En referencia [18], muestran como, en aceros templados y revenidos, aceros de baja aleación y aceros de alta resistencia, las grietas a fatigas son iniciadas en las extrusiones-intrusiones.

Iniciación de fisuras en borde de grano

La iniciación de fisuras en bordes de grano no es común en policristales, en lugar de ello la tendencia es a formar fisuras en bandas de deslizamiento localizadas dentro de los granos. Sin embargo, cuando una banda de deslizamiento fuerte choca sobre un borde de grano, suele formarse una fisura tipo "L" en la intersección de ambos [7].

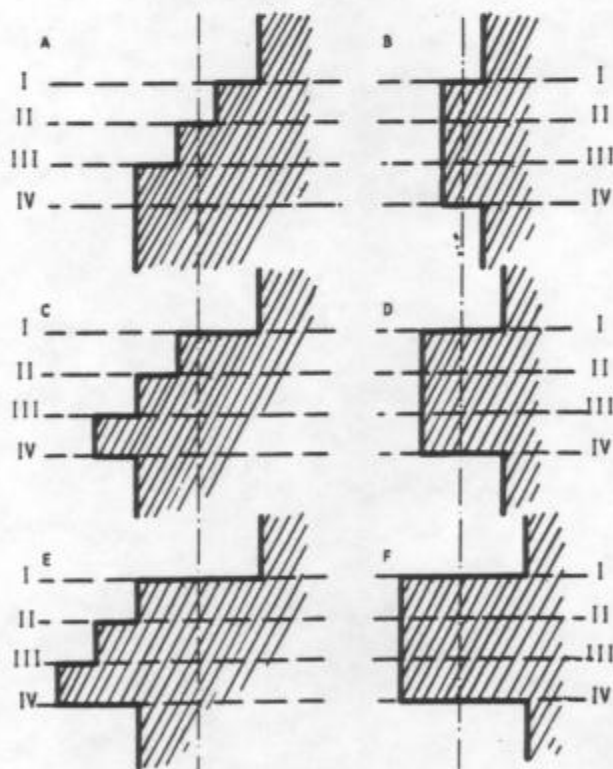


Figura I.4: Deformación plástica de una superficie plana, normal al vector de Burgers primario, que resulta de un camino discriminatorio en tensión y compresión [14].

Iniciación de fisuras en inclusiones

Si bien en cristales simples y policristales de alta pureza la iniciación de grietas ocurre en bandas de deslizamiento localizadas dentro de los granos, en las aleaciones comerciales, las cuales contienen inclusiones, generalmente las grietas se inician en la interfase matriz-inclusión [19][20]. El grado de influencia de las inclusiones sobre el proceso de iniciación de fisuras depende de:

- (a) tamaño y forma, orientación y deformabilidad de las partículas de segunda fase
- (b) características de resistencia y deformación de la matriz
- (c) amplitud de la tensión aplicada

Ensayos realizados en la aleación de aluminio 2024-T4 [21], indican que a tensiones elevadas las grietas a fatiga se inician en líneas anchas de deslizamiento y no en inclusiones. A medida que se disminuyó la tensión se observó que las grietas comenzaron en las inclusiones. Análisis estadístico de la probabilidad de iniciación de fisuras versus tamaño de las inclusiones en esta aleación, muestran que la probabilidad decrece abruptamente para tamaños menores a $7\text{ }\mu\text{m}$. Los autores sugieren que esto se debe a que la probabilidad para que una banda de deslizamiento choque contra una inclusión decrece a medida que el tamaño decrece.

Otra clase de defectos metalurgicos que actúan como sitios preferidos para iniciación de fisuras son la ferrita pro-eutectoide y la austenita retenida en aceros templados y revenidos [20].

En aceros de medio carbono templados se encuentra que, en los límites de granos en donde queda austenita retenida, aparecen elevadas tensiones dando lugar preferente para la aparición de fisuras de fatiga [18]. En aleaciones de aluminio, de tamaño de grano fino y presencia de AlO , en borde de grano, se observa nucleación de fisuras en estos lugares [19].

C. *Propagación de la fisura y rotura final*

La conducta de la nucleación de fisuras de fatiga y su posterior propagación en diferentes medios son tratados en referencia [17].

No queda claro aún, en que momento la fisura nucleada es capaz de propagarse hasta la longitud en que se produce la falla. Se ha observado, que las fisuras en fatiga, pueden aparecer desde los primeros ciclos. Graig [22], muestra fisuras de fatiga detectadas ya aún al 0.1% de vida a fatiga.

Una vez nucleadas las microfisuras crecerán hasta formarse la macrofisura. Su propagación se divide en dos etapas [2,7].

La etapa I será aquella en donde la grieta crece a lo largo de los planos de deslizamiento donde se resuelve la tensión máxima de corte hasta una profundidad crítica que depende del material y la amplitud de tensiones (bajas tensiones). Se encuentra que estos planos activos de deslizamientos son aquellos que se encuentren orientados en las cercanías de 45° respecto al eje de las tensiones [23] y las fisuras pueden alcanzar una profundidad de varios diámetros de granos [24,25].

El aumento del factor intensidad de tensiones, como consecuencia de la propagación en la etapa I, conlleva a que se activen otros sistemas de deslizamientos y se observa que la fisura propaga en planos perpendiculares al eje de tensión. A ésta etapa se le llama etapa II de propagación. En ensayos de fatiga de alta amplitud de deformación las grietas empezarán su propagación en esta segunda etapa [26,27].

En el caso de probetas no entalladas, la velocidad de propagación en la etapa I es mucho menor que en la etapa II, luego la vida gastada en la etapa I resultará mucho mayor que en la etapa II.

Existe acuerdo en que la velocidad de propagación es controlada por la deformación plástica, particularmente el coeficiente de endurecimiento, en la punta de la fisura y los factores que pueden influenciar son: la razón de carga $R =$

$K_{\min}/K_{\max}$, la tenacidad, el espesor del material, la velocidad de deformación, la microestructura, temperatura y medio ambiente.

Durante los últimos 20 años se han desarrollado una serie de modelos para la propagación de fisuras en fatiga. Los modelos pueden dividirse en tres grupos de acuerdo al mecanismo propuesto en la punta de la fisura:

- Modelos fenomenológicos
- Modelos de dislocaciones
- Modelos basados en microprocesos de fatiga de bajo número de ciclos.

Para revisiones de estos modelos pueden consultarse las referencias [28-30].

Curvas de fatiga

El método básico de presentar los datos de fatiga es por medio de la curva S-N ó curva de Wöhler, un gráfico de la tensión S versus el número de ciclos a rotura N . Para N usualmente se utiliza una escala logarítmica. El valor de la tensión que se grafica puede ser el semirango de la tensión aplicada, la tensión máxima ó la tensión mínima. La relación S-N es determinada para un especificado valor de tensión media ó $R=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$. Muchas de las determinaciones ya realizadas ha sido hechas en flexión completamente reversa donde la tensión media es cero. La Figura I.5 muestra resultados típicos de curvas S-N obtenidas por ensayos de flexión rotativa. Los casos de tensión media diferente de cero son de gran interés en ingeniería pero no serán considerados aquí.

Debe notarse que la curva S-N es más cercana a la realidad cuando la rotura en fatiga comprende un gran número de ciclos ($N \geq 10^5$). Bajo estas condiciones la tensión verdadera es cercanamente igual al cálculo elástico, aún cuando la probeta deforma plásticamente en zonas altamente localizadas. Para bajo número de ciclos la deformación plástica abarca volúmenes considerables de la probeta y el cálculo elástico de la tensión

se aleja de la tensión verdadera. En este último caso los ensayos deben realizarse a deformación controlada más que a tensión controlada.

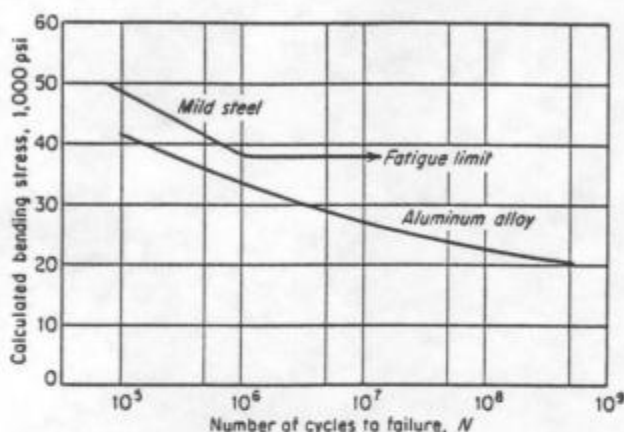


Figura I.5: Curvas de fatiga S-N típicas de materiales ferrosos y no ferrosos [31]

Para una cantidad pequeña de importantes materiales como los aceros y el titanio, la curva S-N se vuelve horizontal a un cierto nivel de tensión. Debajo de este límite, el cuál es llamado límite de fatiga, el material presumiblemente puede durar un número infinito de ciclos sin fallar. Muchos materiales no-ferrosos, como aluminio, cobre y magnesio, tienen una curva S-N cuya pendiente decrece continuamente pero no presentan un límite de fatiga definido, en estos casos es usual dar el valor de la tensión para un número de ciclos estandar, por ejemplo, 10^8 ciclos.

La curva S-N en la región de alto número de ciclos es usualmente descripta por la ecuación de Basquin [31]

$$\sigma_a = C N^p \quad (I.1)$$

donde σ_a es la amplitud de la tensión y p y C constantes empíricas.

I.2.2 Tensiones residuales

Las tensiones residuales son tensiones elásticas multiaxiales que existen en un sistema aislado no sometido a ninguna fuerza o momento exterior y que se encuentra en equilibrio mecánico.

Estas tensiones se producen en un material como consecuencia de la respuesta elástica del mismo a distribuciones inhomogéneas de: deformaciones plásticas, precipitación, transformaciones de fase, expansión térmica, etc.

Durante los distintos procesos termomecánicos de fabricación usualmente empleados en la industria como por ejemplo: en construcción de estructuras, cañerías, barcos, recipientes de presión, etc, aparecen tensiones residuales. Estas tensiones quedarán en los componentes aún cuando esten libres de sollicitaciones externas.

Ejemplos de los mismos pueden ser:

- a) Un material que es enfriado rápidamente desde una temperatura elevada (temple). Las capas superficiales en su enfriamiento más rápido que las capas internas, provocarán deformaciones plásticas y al final del proceso en la superficie aparecerán tensiones de compresión y en el interior tensiones de tracción (en caso de no producirse transformaciones de fase durante el enfriamiento).
- b) En el proceso de laminado, las fibras externas experimentan un alargamiento mayor que las fibras internas, luego se producirá un estado de tensiones igual al anterior.
- c) Una junta soldada a tope, en su centro aparecerá una tensión de tracción debido a la solidificación

restringida de la misma.

- d) En un proceso de nitruración o carburización la introducción de átomos de otra especie en una región cercana a la superficie del material genera, ya sea por la presencia de átomos intersticiales, pequeños precipitados o capas con una estructura distinta, una zona con un volumen mayor que el original, originándose por lo tanto tensiones residuales compresivas en ese volumen.
- e) Los procesos de trabajado mecánico en frío (torneado, rectificado, desbaste, etc) producen una deformación plástica superficial que genera distintos estados de tensiones residuales. Dependiendo del proceso y de la condiciones del mismo pueden generarse tensiones residuales en compresión o en tracción.

Para su estudio las tensiones residuales se clasifican, de acuerdo al volumen de material afectado, en el rango macro, micro y submicroscópico [32]:

- Tensiones residuales de 1^{er} orden (σ^I)
Son homogéneas en la escala de muchos granos. Son importantes desde el punto de vista tecnológico por la gran influencia que tienen sobre las propiedades funcionales de los materiales.
- Tensiones residuales de 2^o orden (σ^{II})
Son homogéneas en escala de un grano.
- Tensiones residuales de 3^o orden (σ^{III})
Son homogéneas en la escala de algunas distancias interatómica.

Las de primer orden son llamadas **macrotensiones** y las de segundo y tercer orden se agrupan con el nombre de **microtensiones**.

La difracción de rayos X es la única técnica que permite evaluar estos tres ordenes de tensiones. En todos los casos se miden deformaciones a través del efecto que estas provocan en los picos de difracción.

Macro tensiones:

Son calculadas, utilizando la ley de Bragg y la mecánica de medios continuos, a partir de los desplazamientos de los picos de difracción. Dado que este trabajo se centró en el estudio y medición de este tipo de tensiones residuales en el capítulo II se da un análisis detallado de la técnica.

Micro tensiones:

La estructura de un material deformado plásticamente puede pensarse como un conjunto de pequeños cristales denominados "dominios coherentes" de difracción que están deformados elásticamente. Las microdeformaciones se traducen en un ensanchamiento de los picos de difracción debido a la influencia de dos efectos:

- efecto de tamaño:

Caracteriza el número y tamaño de los dominios coherentes: menor tamaño de los dominios implica mayor ancho del pico de difracción.

- efecto de distorsión:

Caracteriza una variación local de la deformación de un dominio coherente con respecto al promedio de las deformaciones de los dominios coherentes. Cuanto mayor sea este valor mayor será el ancho del pico de difracción.

Existen distintos tratamientos, más o menos elaborados, de análisis de los picos de difracción para evaluar las microdeformaciones. Los parámetros habitualmente utilizados, que dan una idea cualitativa de las microdeformaciones son el ancho del pico de difracción a altura mitad (FWHM: full width at half-maximum intensity o HW: half width) y el ancho integral calculado como el área del pico dividido por la altura del mismo (I.B).

I.2.3 Influencia de diferentes factores sobre la resistencia en fatiga

El comportamiento de los materiales ensayados a fatiga depende de varios factores. Dentro de los más relevantes y que han sido objeto de estudio encontramos:

- frecuencia de ensayo [33,34]
- temperatura [35,36]
- tamaño de la probeta [37,38]
- condiciones superficiales [39,40]
- medio corrosivo [41,42]
- concentradores de tensiones [43-45]
- combinación de tensiones [46]

Este trabajo tiene como objetivo principal determinar la evolución del estado de tensiones residuales, superficial y en profundidad, generado por torneado y pulido manual o por nitrurado iónico y relajado por efecto del ciclado completamente reverso (especialmente a niveles de tensiones aplicadas cercanos al límite de fatiga) en acero SAE 4140. Por esta razón los efectos de las condiciones superficiales y las tensiones residuales serán discutidos en forma particular.

TERMINACIÓN SUPERFICIAL

Según el método de fabricación empleado en la elaboración de componentes se obtendrá un estado superficial que influirá en el límite de fatiga además de otras propiedades (resistencia al desgaste, resistencia mecánica, y otras).

Una de las razones de esto lo encontramos en el perfil de rugosidad obtenido sobre las superficies de los materiales, que según el grado del mismo puede originar entallas en las que aparecerán elevadas concentraciones de tensiones.

Las asperezas o microgeometrías son evaluadas por

diferentes métodos, agrupados en: comparativos y cuantitativos.

De manera cualitativa se utilizan superficies normalizadas como son los bloques de comparación, debiéndose tener presente que si bien para fines de taller dan buen resultados, para trabajos donde la calidad superficial sea requerida para caracterizar la superficie se debe recurrir a los métodos cuantitativos.

Los métodos cuantitativos, con diferentes principios según sea el sistema de amplificación empleado (mecánico, electrónico u óptico), permiten obtener una medida del perfil de rugosidad caracterizado por una variable. En la literatura es frecuente encontrar como variables típicas de rugosidad, R_a (μm) y/o R_z (μm), donde,

R_a es la media aritmética de los valores absolutos de las ordenadas en una longitud l de la superficie de la probeta, tomando como referencia la línea de compensación en la cual la suma de las áreas de las salientes es igual a la suma de las áreas de las depresiones.

R_z es el valor obtenido del promedio de 5 ordenadas máximas y 5 ordenadas mínimas, dentro de una longitud l , tomando como referencia la misma línea que en la medición de R_a .

Diferentes variables con definiciones y simbología similares, o no, es utilizada en normas o literatura específica del tema (DIN 140/4760/4761, IRAM 4517/5065) [47-49]. Un resumen al respecto puede encontrarse en referencia [50].

Como referencia de valores de R_a producidos en varios métodos de procesamiento mostramos, en Figura I.6, una Tabla publicada en la referencia [51].

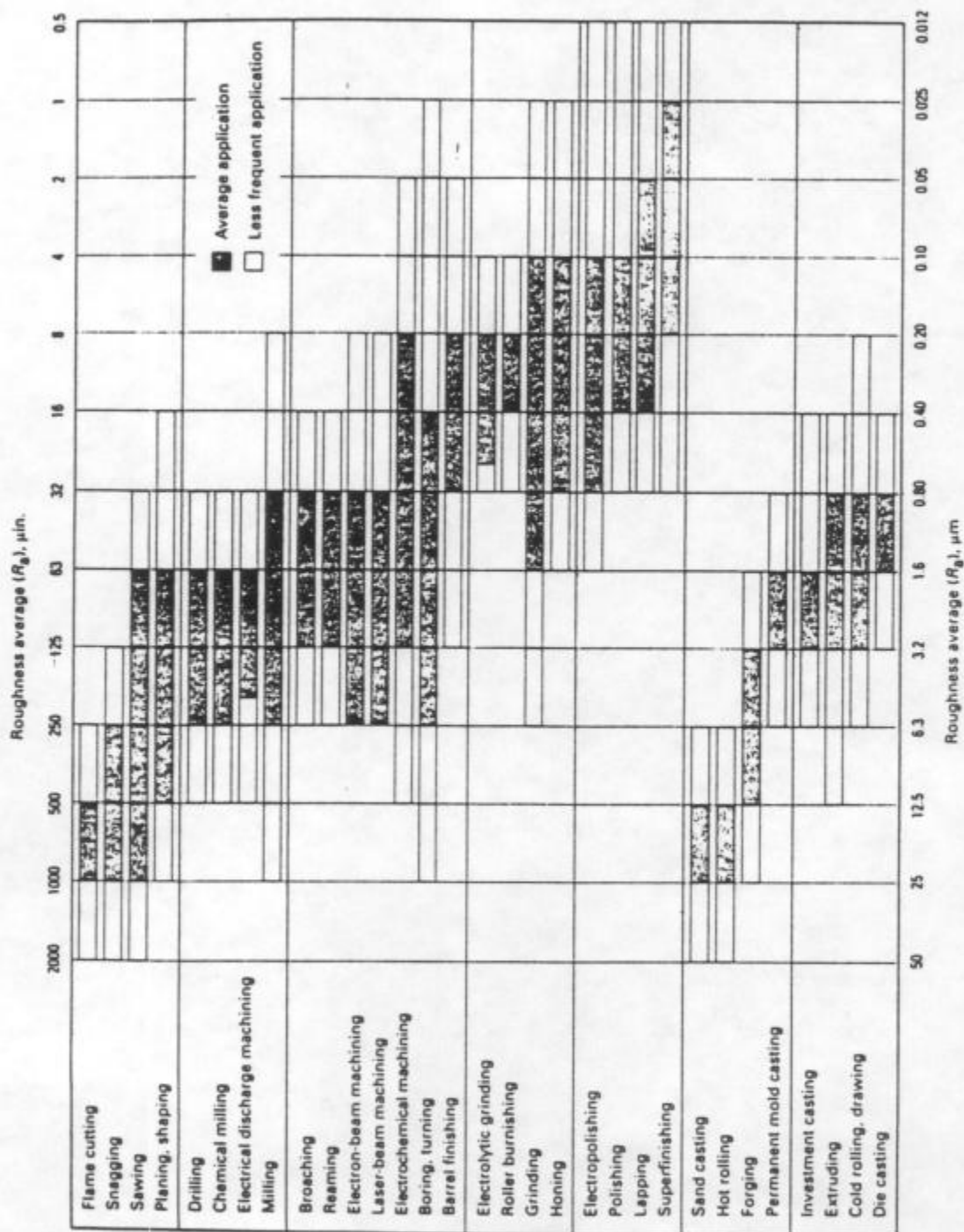


Figura I.6: rangos de la rugosidad superficial promedio producida por varios métodos de procesamiento [51].

La Figura I.7 muestra como la terminación superficial en aceros influye en el límite de fatiga de probetas cuidadosamente pulidas [31, pag. 409].

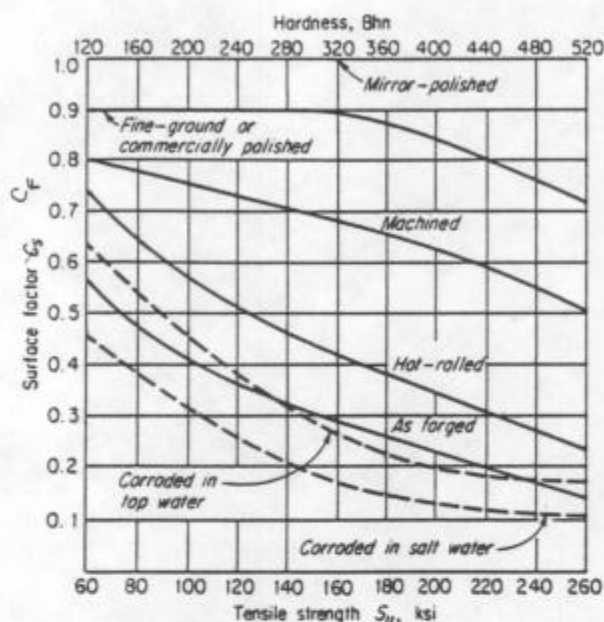


Figura I.7: Factor de reducción, C_F , para el límite de fatiga en aceros debido a varios métodos de procesamiento [31]

Se debe aclarar que no necesariamente un buen terminado o acabado superficial reportará siempre en una mejora de la resistencia a fatiga de los metales con respecto a superficies más rugosas. Dependiendo del proceso de terminado pueden aparecer estados de tensiones (localizados) en la superficies, que provocan una disminución del límite de fatiga. Por ello se recomienda, al realizar ensayos para la determinación del límite de fatiga de los materiales, asegurarse superficies suaves en rugosidad y el relevamiento de tensiones superficiales.

Cada proceso de maquinado expone la capa superficial del material a tensiones mecánicas y térmicas.

El tensionado mecánico es causado por las fuerzas de corte que generan tensiones normales y tangenciales las cuales

alcanzan valores más allá del límite elástico del material y producen deformación plástica inhomogeneas. Como consecuencia aparecen tensiones residuales compresivas en las capas superficiales endurecidas e incrementa la densidad de dislocaciones.

El tensionado térmico es causado por el proceso de fricción, corte y deformación de corte que genera, localmente y en corto tiempo, altas temperaturas. El rápido calentamiento y enfriamiento puede producir deformación plástica localizada e inhomogénea.

La combinación de ambas tensiones mecánicas y térmicas es compleja y debe ser investigada para cada proceso particular y dentro de cada proceso en función de sus variables.

Por ejemplo se puede inferir, de manera gruesa, qué diferencias pueden hallarse en dos procesos de maquinado típicos como el rectificado y el torneado. Mientras que en el rectificado, la tensión residual compresiva inducida mecánicamente sólo ocurre en una capa superficial muy fina y la tensión residual tensil inducida térmicamente penetra profundamente dentro de la superficie, lo contrario parece suceder en el torneado, donde la tensiones residuales tensiles de origen térmico están presente en las capas superficiales mientras que las tensiones residuales compresivas de origen mecánico alcanzan su máximo valor justo debajo de la superficie y se extienden en profundidad [52].

Dada la orientación del presente trabajo, interesa mostrar las tensiones residuales resultantes como consecuencia de diferentes valores en algunas de las variables del proceso de torneado. La Figura I.8(a) muestra el efecto de la velocidad de corte, mientras que Figura I.8(b) muestra el efecto del uso o no de refrigerante. Estos resultados son apenas una muestra de la complejidad del problema planteado[52].

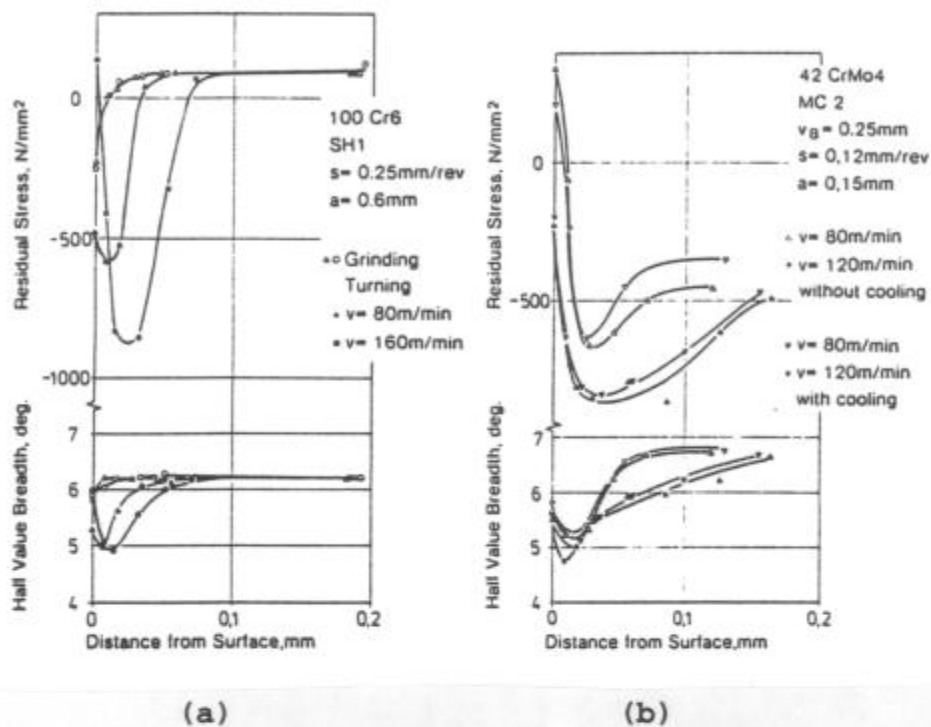


Figura I.8: Efectos de la velocidad de corte y el refrigerante sobre las tensiones residuales resultantes del torneado de aceros [52]

TRATAMIENTO SUPERFICIAL POR NITRURADO

Las tres técnicas metalúrgicas más importantes comúnmente usadas en aceros para producir una capa superficial endurecida son: calentamiento superficial por inducción y templeado, carburizado y nitrurado. Todos ellos endurecen la superficie y producen estructuras metalúrgicas cuyos cambios volumétricos inducen altas tensiones residuales compresivas en las capas superficiales.

En lo que sigue daremos un resumen de las propiedades obtenidas por nitrurado superficial de aceros.

Proceso de nitrurado

El proceso de nitruración se caracteriza por la difusión de nitrógeno sobre las capas superficiales del material. En la literatura se reportan tres diferentes métodos

de nitruración:

- nitruración por gas
- nitruración en sales fundidas
- nitruración por plasma ó nitruración iónica

El método usado en el presente trabajo es el de nitruración iónica [53,54]. Este consiste en ubicar las muestras dentro de un recipiente estanco que en su interior contiene dos terminales eléctricos (ánodo y cátodo). Las piezas son ubicadas en el cátodo. Después de evacuar el aire del recipiente, se le inyecta una mezcla de nitrógeno e hidrógeno a la presión adecuada (3-10 Torr). Si se aplica un alto voltaje ($\approx 400 - 1000$ volts), el gas se ioniza en las cercanías del cátodo y los iones de nitrógeno son atraídos hacia las piezas conectadas al cátodo, ellos golpean la superficie, se ocluyen y calientan la muestra hasta la temperatura necesaria para la difusión. El tiempo que dura el proceso puede ser de horas.

Las variables del proceso son: composición del gas, presión del gas, tiempo y temperatura.

Microestructura de las capas nitruradas

Los cambios morfológicos y estructurales que se producen en la superficie de una pieza de acero nitrurado dependen del tipo de proceso utilizado, de las condiciones del proceso y de la composición del acero. En forma general [55], después del nitrurado y el enfriamiento lento de la pieza, se observa una capa compuesta (nitruros), comúnmente denominada capa blanca. Desde la superficie hacia dentro encontramos: la fase ϵ formada por concentraciones de nitrógeno mayores de 11% en peso, consistente en Fe_2N , la fase ϵ con concentraciones de nitrógeno entre 11% - 8.35% en peso, la fase γ' con concentraciones (en peso) de nitrógeno de 5.75% - 5.3% consistente en Fe_4N .

A más profundidad encontramos la fase α , que no es más que una solución sólida de nitrógeno en hierro pudiéndose encontrar también compuestos complejos de carbonitruros $Fe_2(N,C)$ y $Fe_4(N,C)$. Esta capa es conocida con el nombre de capa de difusión. La cantidad de nitrógeno en solución sólida depende de la temperatura del proceso[55]. Si el acero contiene elementos

formadores de nitruros (Cr,Mn,Mo,V,Ti y Al), la capa de difusión puede tener pequeños precipitados de estos nitruros en los límites de granos.

Propiedades mecánicas

Las capas nitruradas, presentan las siguientes características:

- Altas dureza.
- Baja deformabilidad
- Altos valores de tensiones residuales de compresión en la superficie que aumentan la resistencia a la fatiga del acero
- Alta resistencia al desgaste

Las capas superficiales de los aceros nitrurados poseen una fina distribución de partículas la cual incrementa la dureza[56]. La dureza obtenidas en aceros aleados son más altas que las obtenidas en aceros al carbono debido a la mayor estabilidad térmica de los nitruros formados con los elementos aleantes.

La formación de precipitados en la capa de difusión resulta en una expansión volumétrica y consecuentemente en la generación de autodeformaciones cuya incompatibilidad induce tensiones residuales compresivas [57]. La Figura I.9 muestra el perfil en profundidad del tensor de tensiones residuales en la capa nitrurada en acero 32CDV13 (norma francesa), nitrurado por gas a 560 °C por 96 horas. Es interesante notar que el nitrurado genera un campo cuasisotrópico de tensiones planas, los términos fuera de la diagonal son cero y los términos diagonales son iguales.

El límite de fatiga de los aceros nitrurados aumenta debido al estado de tensiones compresiva en superficie, en general se acepta que el límite de fatiga crece con el incremento de la capa de difusión [58]. Sin embargo se informan casos donde el efecto se satura o revierte a capas muy profundas[59]. La Figura I.10 muestra la dependencia del límite de fatiga con el

espesor de la capa nitrurada en dos aceros de origen ruso similares a la serie SAE 4100.

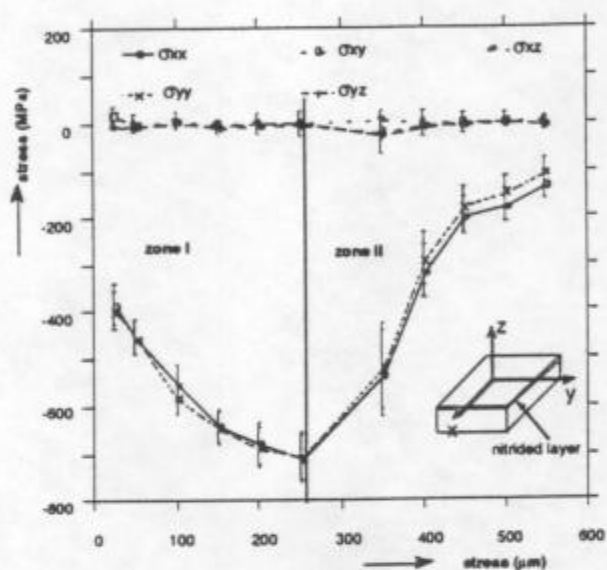


Figura I.9: Valores de las componentes del tensor de tensiones residuales como función de la profundidad en la capa nitrurada de una acero 32CDV13 (norma francesa) [57].

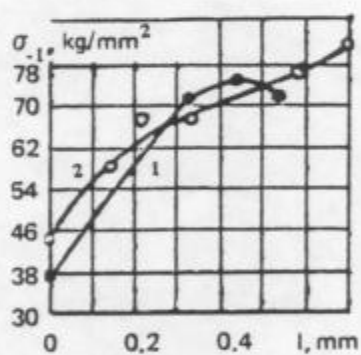


Figura I.10: Dependencia del límite de fatiga con la profundidad de la capa nitrurada en los aceros de origen ruso: 18KhNMA (curva 1) y 38KhMYuA (curva 2).

En referencia [58] se puntualiza que la interfase entre

la capa de difusión y el centro de la probeta constituye la región más alejada del eje neutro donde la tensión residual toma su valor tensil máximo y la presencia de inclusiones en esa región es perjudicial. Por lo tanto el efecto de aumentar la profundidad de la capa nitrurada sobre el límite de fatiga puede verse como mover el sitio de inicio de la fisura más cerca del eje neutro de la probeta.

TENSIONES RESIDUALES

La presencia de macro y microtensiones residuales afectan el comportamiento en fatiga de un material, siendo difícil la separación de la contribución de cada una de ellas y de los parámetros metalúrgicos y geométricos (la rugosidad por ejemplo). En líneas generales las macro tensiones pueden asimilarse a una tensión externa aplicada adicional y las micro tensiones están relacionadas con un aumento de la densidad de dislocaciones y un endurecimiento del material. Los trabajos sobre la influencia de las micro tensiones en el comportamiento a fatiga están referidos exclusivamente a tratamientos de granallado. De las referencias [60], [61] se resumen las principales influencias de las tensiones residuales sobre el comportamiento a fatiga observadas:

- Tensiones residuales compresivas en la superficie del material mejoran la resistencia a la fatiga con respecto al mismo material sin tensiones y tensiones residuales en tracción la disminuyen .
- La mejora en el comportamiento a fatiga es mayor cuanto mayor es el nivel de tensiones residuales y mayor la profundidad de la zona afectada.
- En los aceros "blandos" ($R_c < 23$) la mejora en la respuesta a fatiga esta muy influenciada por las micro tensiones (endurecimiento de las capas superficiales).
- En los aceros "semiduros" ($36 < R_c < 48$) el aumento en

la resistencia a fatiga es provocado por las micro y las macrotensiones.

- En los aceros "duros" ($R_c > 57$) la distribución en profundidad de las macrotensiones residuales con respecto a la tensión aplicada es el factor que determina la vida en fatiga.

Si se dispone de suficiente energía térmica o mecánica, las tensiones residuales pueden relevarse en una magnitud que depende de las condiciones de calentamiento o de las tensiones aplicadas. Los mecanismos microestructurales para la relajación de macro-tensiones residuales son deslizamiento activado térmica o mecánicamente de dislocaciones, termofluencia por movimiento de dislocaciones activadas por difusión y termofluencia difusional. Mientras que los procesos para relajación de micro-tensiones residuales son el agrupamiento de dislocaciones en estructuras de baja energía y/o el aniquilamiento de dislocaciones [62].

Debido a que la relajación de tensiones residuales puede eliminar los efectos benéficos del campo compresivo sobre el comportamiento en servicio de componentes, la estabilidad del estado de tensiones residuales bajo su respectiva condición de carga es de considerable interés. En este trabajo se plantea otro aspecto de interés en la relajación de tensiones residuales, este es, su aplicación a la predicción de vida residual.

No se ha encontrado referencia experimental de relajación de tensiones residuales originadas durante el terminado superficial de componentes, sin embargo, existe suficiente evidencia experimental en el caso de superficies tratadas por granallado [62-64]. Estas últimas pueden servir de referencia para el caso de los terminados superficiales donde el tensionado mecánico priva sobre el tensionado térmico, como en el caso del torneado.

La Figura I.11 muestra las tensiones residuales longitudinales, macro (I.11a) y micro (I.11b), en el estado inicial y a diferentes números de ciclos N para un acero 42CrMo4,

templado y revenido, tratado superficialmente con granallado[62]. El límite de fatiga se encuentra entre 400 y 500 MPa. Para todos los niveles de tensión máxima aplicada, la reducción más significativa de las macro-tensiones residuales se da en el primer ciclo. Para número de ciclo mayores se observa que la relajación sigue una ley lineal con $\log N$ y la pendiente de esta relación incrementa con el nivel de la tensión aplicada. Se observa también una pérdida de esta linealidad en las cercanías de la vida en fatiga para los niveles mayores de tensión aplicada. Las micro-tensiones residuales no sufren grandes cambios, excepto al final de la vida en el caso de los mayores niveles de tensiones aplicadas. Estos resultados son comunes a todas las investigaciones publicadas [63,64]. En ningún caso se informa la evolución del perfil en profundidad con el número de ciclos.

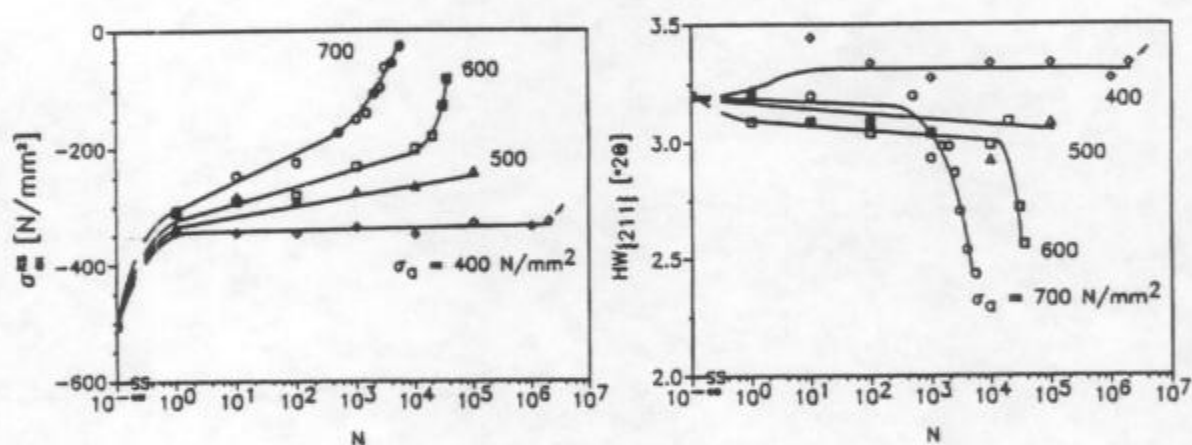


Figura I.11: Evolución de las tensiones residuales en fatiga de un acero 42CrMo4, templado y revenido, tratado superficialmente con granallado [62]. (a) Macro-tensiones residuales axiales, y (b) Ancho a altura mitad del pico de difracción de rayos-X, HW (proporcional a las micro-tensiones residuales)

Aún más escasa es la información disponible con respecto a la evolución de tensiones residuales en el caso de acero tratados superficialmente con nitruración. Los resultados de la única publicación hallada, sobre acero 32CDV13 (norma francesa), se muestran en Figura I.12 [65]. Allí se muestra la evolución del perfil en profundidad, para macro y micro-tensiones, hasta 10^8 ciclos y un nivel de tensión aplicada 5% por

arriba del límite de fatiga. Se puede concluir que el campo de tensiones residuales, macro y micro, permanece estable durante el ciclado, al menos para este nivel de tensiones aplicadas.

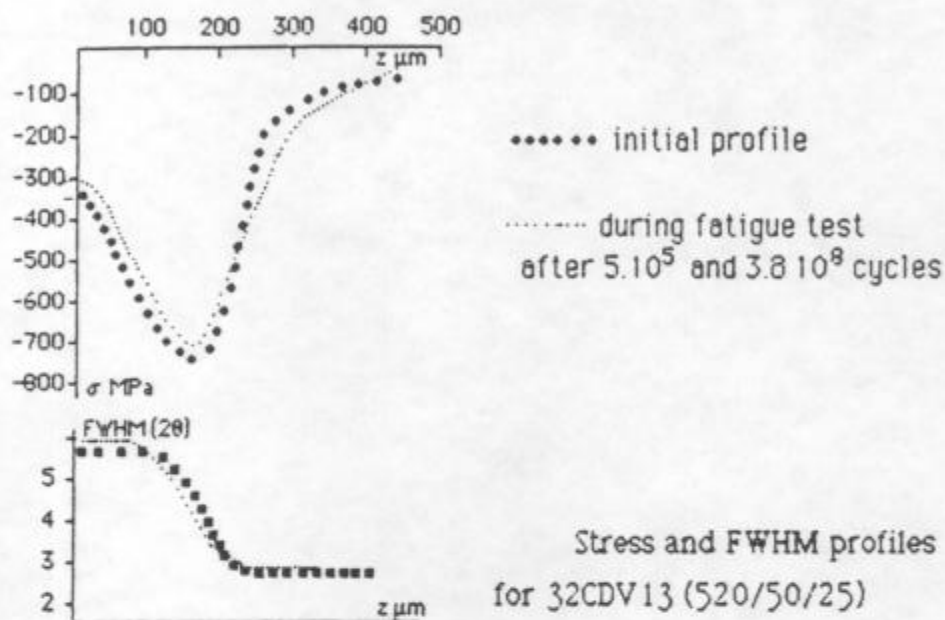


Figura I.12: Evolución del perfil de tensiones residuales con la fatiga en acero 32CDV13 (norma francesa) nitrurado superficialmente [65]

CAPITULO II

MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

II.1 Material

Como material de estudio se utilizaron barras de un acero especial, cuya composición aparece en la Tabla II.1 junto a la composición nominal de un acero SAE 4140. Como puede observarse, el acero estudiado tiene una composición similar al SAE 4140 pero con un contenido muy bajo de Mo. El acero fue adquirido en forma de barras de 12.7 mm de diámetro. En la Tabla II.1, M₁ a M₄ denominan las muestras de cada barra utilizada para confeccionar las probetas de ensayo mecánico.

	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	C
SAE 4140 [66]	0.75-1.0	0.20-0.35	≤0.40	≤0.035	0.80-1.10	0.15-0.25	0.38-0.43
M1	0.85	0.15	0.017	0.018	0.71	0.049	0.48
M2	0.82	0.16	0.021	0.017	0.74	0.049	0.6
M3	0.83	0.17	0.02	0.017	0.72	0.049	0.58
M4	0.83	0.17	0.02	0.017	0.72	0.049	0.83

Tabla II.1: Composición del acero estudiado y del SAE 4140 (% en peso).

II.1.1 Probetas

Las barras fueron cortadas en trozos de 25cm de longitud. Estos trozos fueron sometidos a un tratamiento de recocido de austenización adecuado para temple a 840°C, durante 1/2 hora, templadas en aceite y revenidas por ½ hora a 580°C. La dureza, medida en la sección transversal de las barras así

tratadas, no mostró gradiente radial. Los trozos, con el tratamiento térmico descrito fueron mecanizados a la geometría de las muestras de fatiga según la Figura II.1.

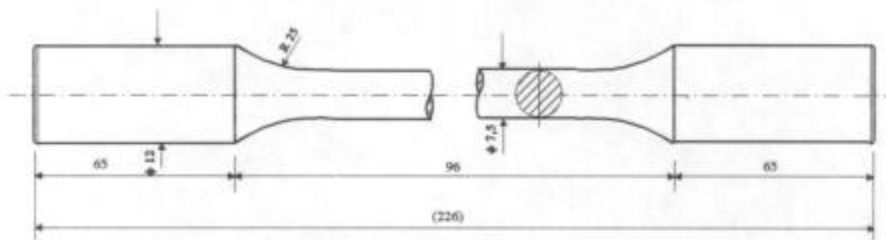


Figura 2.1: Geometría de la probeta de fatiga

El terminado superficial se llevó a cabo con papel de lija 220,320 y 400, hasta alcanzar una rugosidad $0.1\text{ }\mu\text{m} \leq R_a \leq 0.2\text{ }\mu\text{m}$ a lo largo de la longitud calibrada. Las mediciones de rugosidad se realizaron con un rugosímetro Taylor-Hobson; los valores obtenidos corresponden a R_a y R_z definidos según Norma DIN 4762. La Figura II.2 muestra los resultados sobre 6 probetas tomadas al azar.

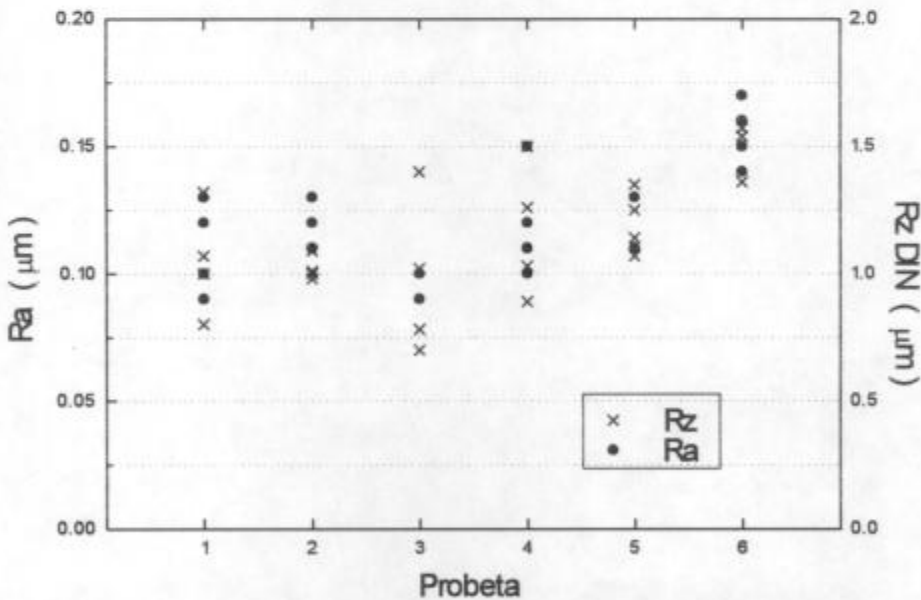


Figura II.2 Rugosidad de 6 probetas maquinadas con terminado superficial.

El total de probetas mecanizadas fue de 56. La dureza Rockwell-C fue medida sobre ambas cabezas de cada probeta. La Figura II.3 muestra la frecuencia de durezas obtenidas.

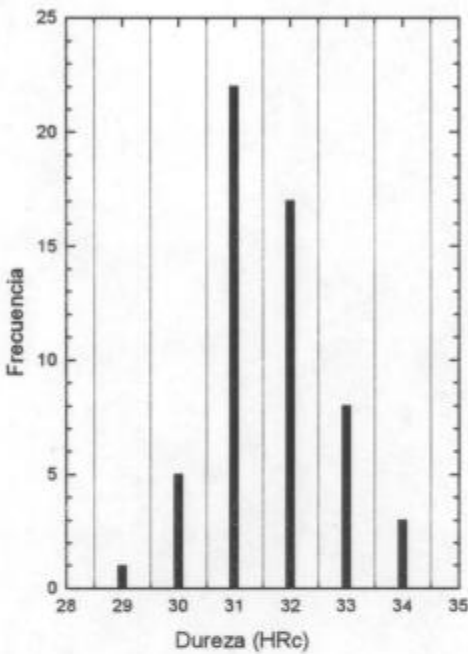


Figura II.3: Dureza Rockwell-C de las probetas mecanizadas.

La microestructura obtenida con el tratamiento térmico descrito consiste en martensita revenida, Figura II.4.

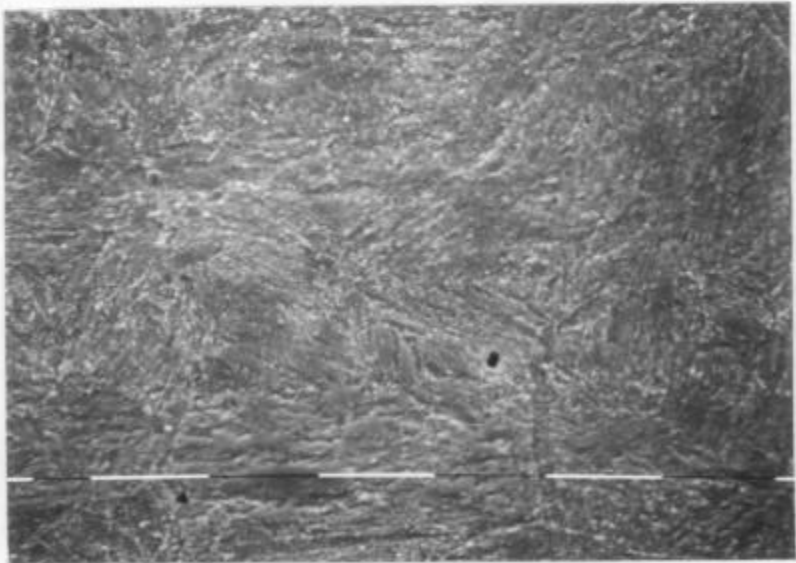


Figura II.4: Micrografía del acero templado y revenido.

Las propiedades mecánicas de 3 probetas del grupo, obtenidas por ensayo de tracción, se muestran en la Tabla II.2.

Probeta	1	2	3
Area inicial (mm ²)	43	42.36	44.06
Alargamiento a rotura A (%)	14.2	12.8	12.4
Reducción de área a rotura Z(%)	54.4	53.8	51.8
Resistencia a la tracción R _m (MPa)	1005	1061	1038
Límite de elasticidad $\sigma_{0.2}$ (MPa)	903	963	935
Modulo de Young E (GPa)	207.6	209.3	205.5

Tabla II.2: Propiedades mecánicas de las probetas mecanizadas

La Figura II.5 muestra la curva de tracción de una de las probetas ensayadas, puede observarse que el material tiene un bajo coeficiente de endurecimiento.

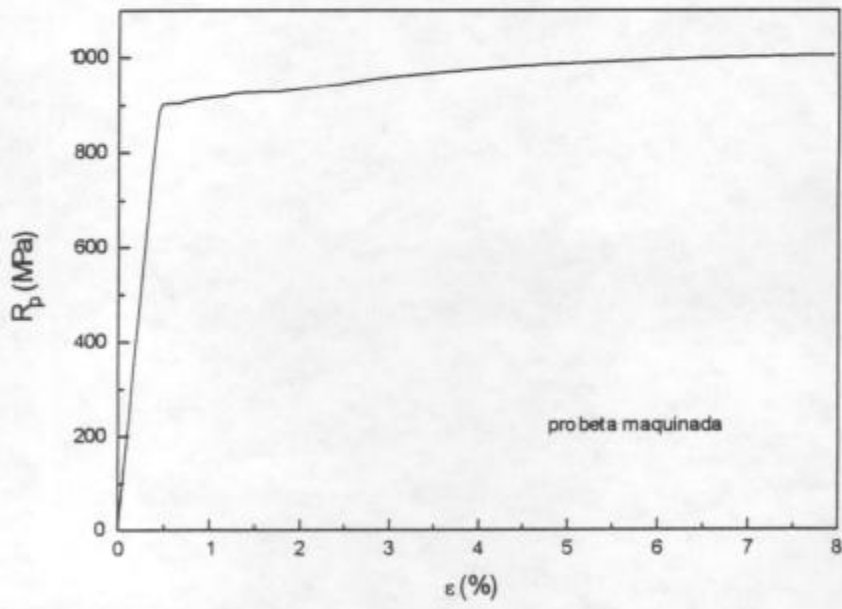


Figura II.5: Curva de tracción de una probeta maquinada

El lote de probetas restante fue dividido en tres grupos de 18 probetas cada uno. Estos grupos serán denominados, de aquí en más, de la siguiente manera:

- (i) T&R más mecanizado
- (ii) T&R más nitruración iónica
- (iii) T&R más granallado

Durante esta tesis sólo los grupos (i) y (ii) fueron estudiados.

II.1.2 Propiedades del material T&R más nitrurado iónico

El nitrurado fue llevado a cabo por la empresa IONAR S.A., Villa Martelli-Buenos Aires-Argentina, a 480°C por 20 hs bajo atmósfera de (25% N₂ + 75% H) a una presión de 5 a 6 mbar. La dureza superficial obtenida con el tratamiento se extiende entre 39 y 41 Rockwell-C. La Figura II.6 muestra el histograma de durezas obtenidas.

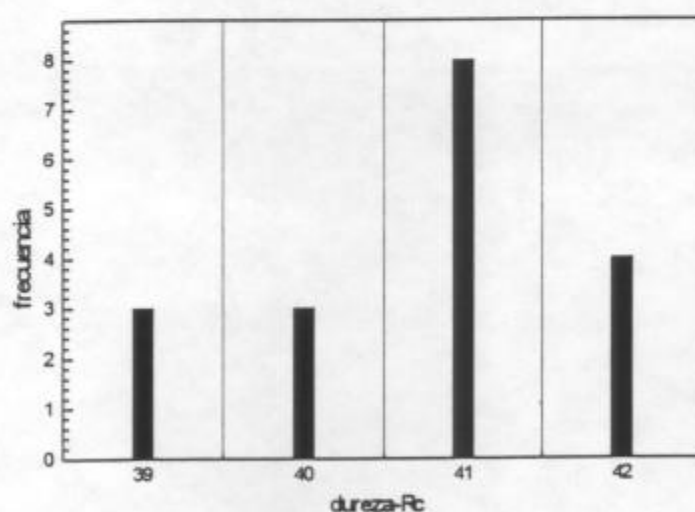


Figura II.6: Dureza Rockwell-C de las probetas nitruradas.

La Figura II.7(a) muestra una micrografía de la microestructura sobre una superficie transversal de la probeta y en una zona cercana a su borde. Se pueden observar una capa externa (comúnmente denominada capa blanca [55]) de alrededor de $7\text{ }\mu\text{m}$, donde la metalografía no resuelve la estructura, y en la parte inferior de la micrografía la estructura de martensita revenida del material de partida.

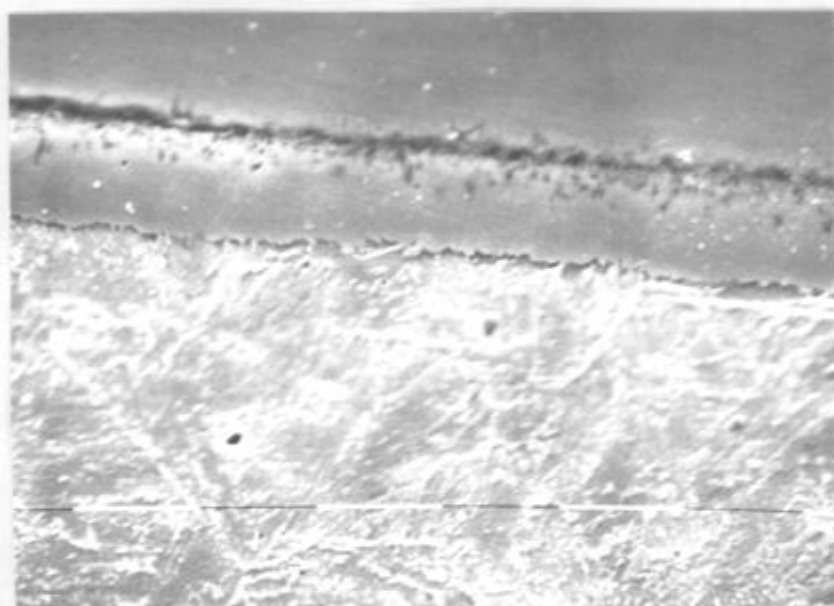


Figura II.7(a): Micrografía de una sección transversal de una probeta nitrurada.

El perfil de microdureza (dureza Vickers HV, carga de 300g) en una sección transversal de la probeta se muestra en la Figura II.7(b). La microdureza de la capa blanca no fue medida por falta de resolución en la ubicación del indentador, la capa endurecida por difusión tiene una profundidad de 0.70 mm a partir de la cual se mide una microdureza base de 350 HV.

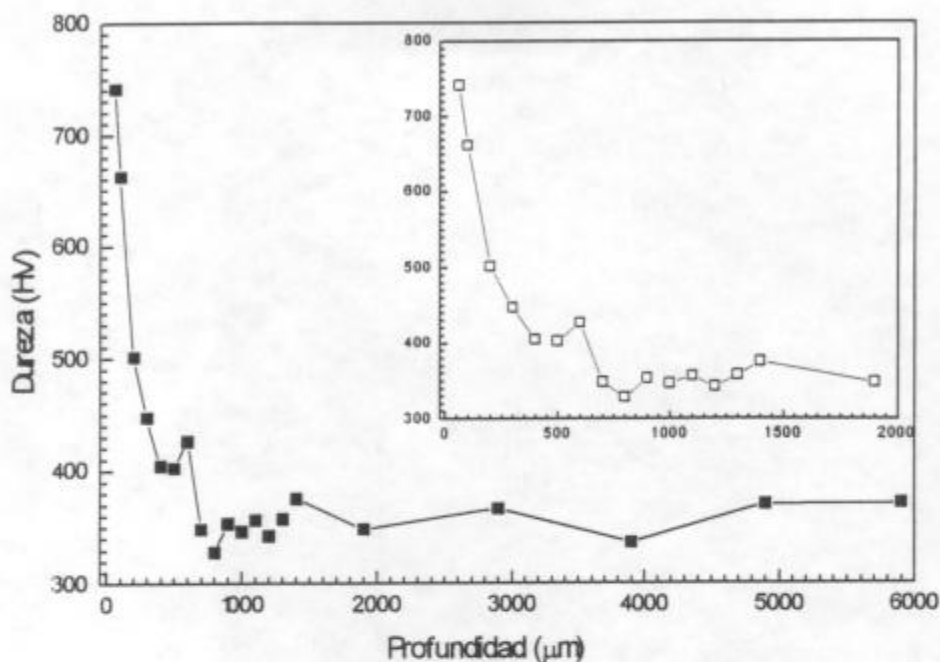


Figura II.7(b): Perfil de microdureza en una probeta nitrurada.

El difractograma de la superficie de una probeta plana testigo fue realizado con radiación de $\text{CuK}\alpha$ y monocromador (para evitar la radiación de fluorescencia) (Figura II.8). Muestra que la capa blanca esta formada por dos nitruros:

- a) fase γ' - Fe_4N de estructura cúbica centrada en las caras[67]. Grupo espacial N° 221, con los átomos en las posiciones

Fe_1 : 0,0,0

Fe_2 : 0,1/2,1/2; 1/2,0,1/2; 1/2,1/2,0

N: 1/2,1/2,1/2

Parámetro de red $a=0.38049\text{nm}$

- b) fase ϵ - Fe_{1-x}N de estructura hexagonal [68]. Descripta por una celda trigonal, Grupo espacial N° 162, con parámetros de red

$a' = \sqrt{3}a$, $c' = c$, $\gamma = 120^\circ$ y los átomos en posiciones

Fe: $1/3, 0, 1/4$; $0, 1/3, 1/4$; $3/4, 3/4, 1/4$;
 $2/3, 0, 3/4$; $0, 2/3, 3/4$; $1/3, 1/3, 3/4$

N_1 : $1/3, 2/3, 1/2$

N_2 : $2/3, 1/3, 0$

Parámetros de red $a=0.27089\text{nm}$, $c=0.43798\text{nm}$

Los parámetros de red del nitruro ϵ varían con la concentración de Nitrógeno [68]. Los valores obtenidos en este trabajo indican una relación de átomos de N-Fe de aproximadamente 0.32, es decir una composición cercana a la estequiométrica Fe_3N . Debe hacerse la aclaración que los parámetros de red calculados para los dos nitruros pueden estar afectados por la presencia de tensiones residuales en la capa blanca [69]

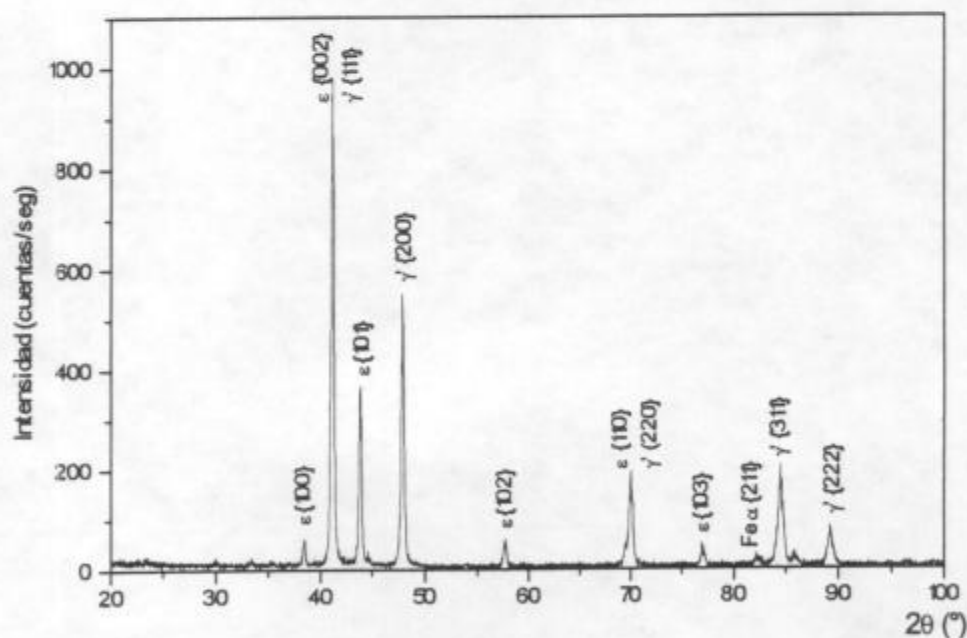


Figura II.8: Difractograma de la superficie de una muestra nitrurada (radiación de $\text{CuK}\alpha$, con monocromador)

La zona de difusión situada debajo de la capa blanca es formada por la difusión del nitrógeno en el interior del material. Los procesos resultantes de esa difusión son: saturación de la ferrita por el nitrógeno y formación de nitruros con los elementos de la aleación [70].

Un análisis semicuantitativo con microsonda electrónica (Figura II.9) muestra el perfil de concentración de N y C, observándose una alta concentración de N en la zona correspondiente a la capa compuesta y una disminución gradual en la zona de difusión. La disminución de la concentración de C en la capa compuesta confirma los resultados de otros autores [71].

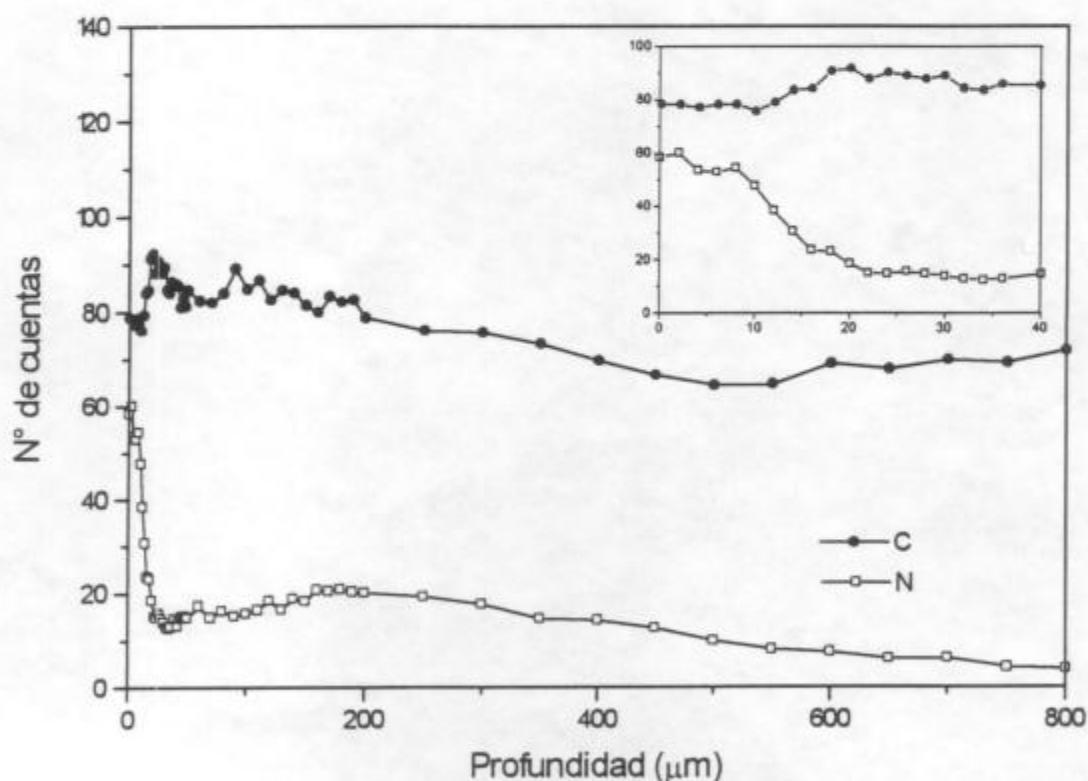


Figura II.9: Perfil semicuantitativo de concentración de N y C determinado por microsonda electrónica.

La Figura II.10 muestra la curva de tracción del material T&R nitrurado hasta rotura. La pérdida de ductilidad es consecuencia de la rotura prematura de la capa nitrurada (blanca+difusión).

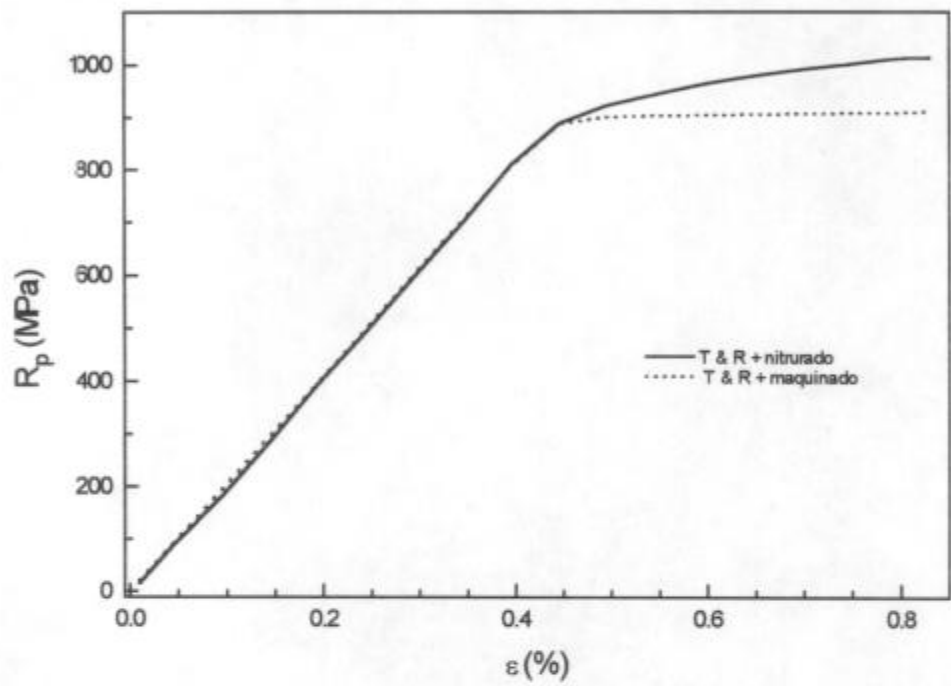


Figura II.10: Curvas de tracción de la probeta nitrurada y de la maquinada.

En esta figura se adiciona el comportamiento en tracción del material T&R maquinado para comparar con la muestra nitrurada que podría pensarse como un material compuesto formado por un núcleo del acero original más una capa externa. Se observa que el módulo y el límite elástico son similares, mientras que, el endurecimiento es mayor en el compuesto.

II.2 Ensayo de fatiga

Los ensayos de fatiga fueron llevados a cabo en flexión rotativa a amplitud constante con una frecuencia de 50 Hz a temperatura ambiente [72].

En la Figura II.11, se observa el principio de trabajo de la máquina utilizada. El diagrama de momentos se muestra en la parte inferior de la figura y en el se ve que el momento es constante sobre la longitud calibrada de la probeta.

El momento M_b obtenido por la aplicación de la carga P es

$$M_b = P \cdot l_0 \quad (\text{II.1})$$

La carga P es aplicada por la balanza de tal forma que

$$P = \frac{G_L \cdot a}{2 \cdot k} \quad (\text{II.2})$$

donde, G_L y k son constantes del diseño y el parámetro a es la distancia entre el centro de masa de G_L y el cero de la escala. El parámetro a se vincula a una escala externa, utilizada por el operador, de tal manera que la distancia recorrida en la escala externa, b , es la mitad de a ($b = a/2$). Usando las ecuaciones (II.1) y (II.2) se obtiene la relación entre escala externa y momento aplicado:

$$M_b = \frac{G_L \cdot l_0 \cdot b}{k} \quad (\text{II.3})$$

Según referencia [73], la tensión que aparece en las fibras de la sección transversal de una viga, producto de un momento exterior cumple con:



$$\sigma = \frac{M \cdot Y}{I} \quad (\text{II.4})$$

donde σ es la tensión perpendicular al área de la sección transversal, M es el momento aplicado, Y la distancia a la que actúa la tensión σ e I es el momento de inercia, todas las magnitudes medidas respecto al eje neutro de la probeta.

Para el caso de probetas cilíndricas de diámetro d , la expresión del momento de inercia es:

$$I = \frac{\pi \cdot d^4}{64} \quad (\text{II.5})$$

De las ecuaciones (II.4) y (II.5) se obtiene que la tensión sobre la fibra exterior de la probeta es máxima y vale,

$$\sigma_{\max} = \frac{32 \cdot M}{\pi \cdot d^3} \quad (\text{II.6})$$

Relacionando las ecuaciones (II.3) y (II.6) obtenemos

$$\sigma_{\max} = \frac{32 \cdot G_L \cdot l_0 \cdot b}{\pi \cdot d^3 \cdot k} \quad (\text{II.7})$$

expresión que nos relaciona la distancia sobre la escala externa b con la tensión máxima, $\sigma_{\max}$, sobre la superficie de la muestra.

La escala externa tiene subdivisiones mínimas de 0,5 mm, luego, tomando el valor nominal del diámetro de la probeta empleada y

si se supone que el error relativo de las magnitudes que figuran en el segundo miembro de la ecuación (II.7), con excepción de b , son pequeños, entonces, el error en la tensión máxima puede calcularse como:

$$\Delta \sigma_{\text{máx}} = \frac{32 \cdot G_L \cdot l_0}{\pi \cdot d^3 \cdot k} \Delta b \approx 0.5 \text{ MPa}$$

Bajo la influencia del momento constante M_b (ecuación (II.1)), la probeta es obligada a rotar alrededor de su eje longitudinal. * Siguiendo la historia de la tensión sobre un punto a medida que este rota puede observarse que, la tensión pasa de un máximo en tracción a otro máximo en compresión y nuevamente a un máximo en tracción durante un ciclo. Así, la tensión que actúa sobre cualquier punto de la probeta que se encuentre a una distancia Y del eje neutro es del tipo sinusoidal en función del tiempo de giro. Luego, según [1] y [31], el valor de la tensión media definido como

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{\text{máx}}^{(+)} + \sigma_{\text{máx}}^{(-)})}{2}$$

es igual a cero y la razón de tensiones es

$$R = \frac{\sigma_{\text{máx}}^{(-)}}{\sigma_{\text{máx}}^{(+)}} = -1$$

La máquina permite leer el número de ciclos de giro de la probeta en un contador de 7 dígitos. Para retener el número de ciclos a rotura y a su vez parar la rotación de la máquina, se instaló un interruptor accionado por el brazo de la balanza.

Cuando fue necesario detener la máquina a un número determinado de ciclos se utilizó un temporizador electromecánico conectado

en paralelo al interruptor antes mencionado. El tiempo de corte se definía en función del número de ciclos requeridos y la frecuencia de giro de la máquina.

II.2.1 Criterio para la elección del rango de tensiones en el ensayo de fatiga.

La elección de los niveles de tensiones máximas aplicadas, durante los ensayos de fatiga del material T&R mecanizado, tienen al menos dos motivos de discusión.

Primero, en forma ideal sería necesario determinar el límite de fatiga con alta confiabilidad experimental para luego calcular la tensión de diseño utilizando algún criterio usual [1]. Este procedimiento llevaría al conocimiento del límite inferior del rango de trabajo. Segundo, el límite superior no estaría claramente definido, pero puede pensarse que este debería ser tal que el número de ciclos a rotura sea suficientemente grande como para justificar un cálculo de vida residual (por ej., $N_f = 5 \times 10^5$ ciclos).

Los procedimientos para determinar el límite de fatiga con alta confiabilidad [1] emplean una gran cantidad de probetas y tiempo de ensayo. Ambos eran factores imposibles de superar en el presente trabajo, por lo cual, se decidió utilizar un procedimiento alternativo para estimar el límite de fatiga, menos confiable pero accesible. El procedimiento empleado es una adaptación del denominado "método standard" [1] y consistió en lo siguiente:

- a) Se estimó el límite de fatiga, σ_b , a partir de la regla empírica [31]

$$\sigma_D \approx 0.5 R_m$$

donde R_m es la resistencia máxima a la tracción (Tabla II.2).

- b) Con la estimación anterior de σ_D se planificaron ensayos de fatiga a tres niveles de tensión $\sigma_{m\acute{a}x}$ (ecuación (II.7)): σ_D , $1.1 \sigma_D$ y $1.2 \sigma_D$. Se ensayaron tres probetas por cada nivel.
- c) Con los valores promedios de los ciclos a rotura de los ensayos anteriores y con el par (R_m , 0.25 ciclos) $\times$ se graficó la curva S-N y se ajustó una recta. Tomando la recta de ajuste como verdadera, se determinó un nuevo nivel de tensión tal que su número de ciclos a rotura fuese 10^7 . Un nuevo ensayo de fatiga se realizó a dicho nivel y se observó su vida a rotura. Si el número de ciclos a rotura obtenido durante este último ensayo es mayor a 3×10^7 entonces se acepta que el límite de fatiga es el promedio entre este último nivel de tensión y σ_D .

Los valores de las tensiones de prueba de este procedimiento fueron adoptados a partir de observaciones realizadas sobre datos de fatiga en aceros de otros autores. El objetivo fue obtener al mismo tiempo valores representativos de la curva S-N y vidas a rotura en el rango $10^5 - 10^7$ ciclos.

Con vista al estudio en la región de las tensiones de diseño se adoptó el criterio de vida infinita [31] definido por la expresión:

$$\sigma_{diseño} = \sigma_n \cdot C_s \cdot C_f \cdot C_z$$

donde: σ_n = límite de fatiga para probetas de laboratorio
 C_s = factor por efecto de tamaño ($\phi_{eje} = \phi_{probeta} \rightarrow C_s = 1$)
 C_f = factor por rugosidad (pulido comercial $C_f = 0.9$, pulido espejo $C_f = 1$)
 C_z = factor por estadística (99% de probabilidad de vida infinita $\rightarrow C_z = 0.81$)

Para el material T&R nitrurado se siguió un criterio similar al expuesto para el material T&R mecanizado. Sin embargo, la estimación del límite de fatiga necesitaba de otra regla empírica que tomara en cuenta el endurecimiento de la capa nitrurada. Para ello se utilizó la siguiente regla [74]

$$\sigma_{D_{nitrurada}} = \frac{\sigma_n}{1 - \frac{t}{\phi/2}}$$

donde, σ_n = límite de fatiga del material T&R
 t = espesor de la capa de difusión
 ϕ = diámetro de la probeta

Esta regla considera que la probeta iniciará la grieta por fatiga en la interfase entre la capa nitrurada y el centro no nitrurado, y además, el límite de fatiga para la interfase se considera igual al límite de fatiga del material no nitrurado.

II.3 Tensiones Residuales

II.3.1 Determinación de las Tensiones Residuales por difracción de Rayos-X

La utilización de la difracción de los rayos-X proporciona un método indirecto para la determinación de las TR, midiéndose deformaciones para luego relacionarlas con las tensiones mediante las constantes elásticas apropiadas.

En su aplicación para la determinación de las tensiones residuales deben señalarse las siguientes características:

- i) Es un método no destructivo
- ii) Solo se aplica a materiales cristalinos
- iii) Se determinan tensiones en capas superficiales del material a causa de la penetración limitada de los rayos-X ($10\mu\text{m}$ - $100\mu\text{m}$).

La medición de las deformaciones esta basada en la determinación de la variación relativa de la distancia entre planos d_{hkl} .

La variación del espaciado cristalino en un material puede ser provocada por tensiones residuales o por un estado de tensiones aplicadas externamente al mismo.

En un material libre de tensiones el espaciado d_{hkl} de una familia de planos (hkl) es independiente de la orientación relativa entre esta familia y la muestra bajo estudio.

Contrariamente, para un material tensionado, la deformación será función de la orientación del plano respecto de las tensiones. En la Figura II.12 se muestra la dependencia del espaciado cristalino en función de la orientación respecto a la tensión.



Figura II.12: Variación del espaciado de un plano cristalino en función de su orientación respecto de la tensión

Partiendo de la ley de Bragg

$$\lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta_{hkl} \quad (\text{II.8})$$

y diferenciando, se obtiene la ecuación

$$\frac{\Delta d_{hkl}}{d_{hkl}} = - \frac{1}{2} \cot \theta_{hkl} \Delta (2\theta_{hkl}) \quad (\text{II.9})$$

De esta última expresión puede verse que una variación del espaciado cristalino, provoca un corrimiento angular del pico de difracción $\Delta 2\theta_{hkl}$ que será mayor cuanto más grande sea el ángulo de difracción. Se busca, por lo tanto, un pico de difracción a alto ángulo para aumentar la precisión del método.

II.3.2 Sistemas de coordenadas del Laboratorio.

Al definir el estado de tensiones (deformaciones) de un cuerpo en un punto, se lo hace respecto a un sistema

arbitrario de coordenadas cartesianas en el mismo. Al querer expresar dichas magnitudes en otro sistema de referencia rotado respecto del primero se debe tener en cuenta la ley de transformación que cumplen dichas magnitudes.

Las tensiones (deformaciones) son tensores de segundo orden que cumplen la ley de transformación de estos, al ser referidos a otro sistema de referencia.

En la práctica las deformaciones se miden en el sistema de referencia llamado de laboratorio (SL), el cual se define por los ángulos ϕ, ψ según la Figura II.13.

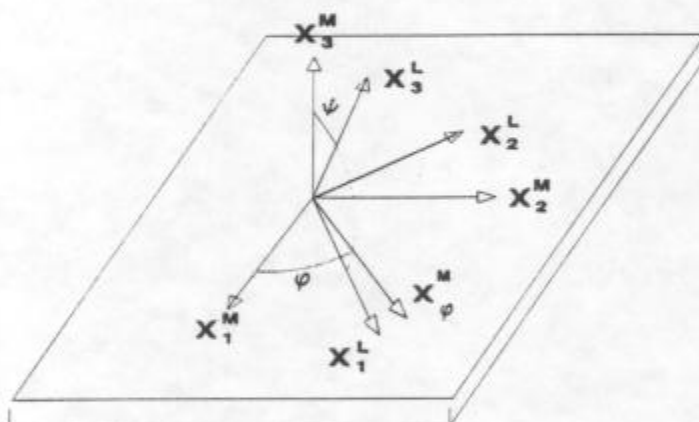


Figura II.13: Definición de los ángulos ϕ y ψ de orientación del sistema de Laboratorio X_i^L en relación con el sistema Muestra X_i^M y la dirección de medida X_ϕ^M

La matriz de la transformación para pasar del sistema Muestra (SM) al SL vendrá dada por:

$$a_{ij} = \begin{pmatrix} \cos\varphi \cdot \cos\psi & \sin\varphi \cdot \cos\psi & -\sin\psi \\ -\sin\varphi & \cos\varphi & 0 \\ \cos\varphi \cdot \sin\psi & \sin\varphi \cdot \sin\psi & \cos\psi \end{pmatrix} \quad (\text{II.10})$$

El eje X_3^L del SL coincide para cada medición con la dirección de la normal a los planos $\{hkl\}$ que difractan (Figura II.14).

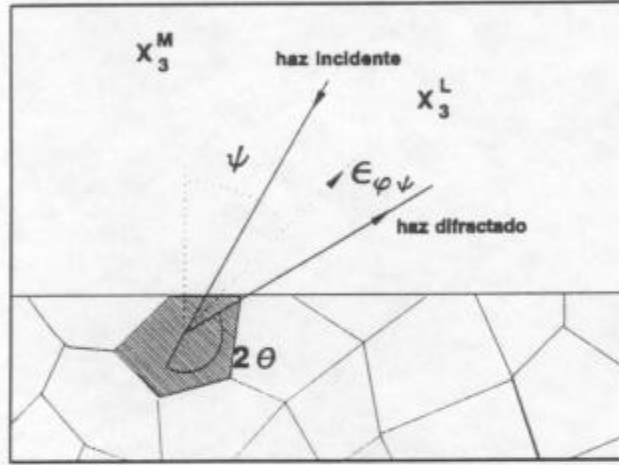


Figura II.14: Representación esquemática de la medición de la deformación en una dirección X_3^L mediante difracción de rayos X.

Luego, para calcular las deformaciones en el SM a partir de las deformaciones medidas en el SL, debemos obtener la expresión que las vincula.

II.3.3 Expresiones analíticas

De la definición de tensor de segundo orden para la deformación ε_{ij} , expresada en el sistema de referencia del laboratorio obtenemos:

$$\varepsilon_{ij}^L = a_{ik} \cdot a_{jl} \cdot \varepsilon_{kl}^M \quad (\text{II.11})$$

en donde los a_{ij} son las componentes de la matriz de la

transformación (II.10).

La variación relativa del espaciado cristalino (deformación en la dirección normal al plano) de la familia de planos que difractarán cumple con la siguiente expresión:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{d_{\varphi\psi} - d_0}{d_0} \quad (\text{II.12})$$

donde d_0 es el espaciado original de estos planos cuando el material se encuentra libre de tensiones y $d_{\varphi\psi}$ es el espaciado de los planos, cuya normal esta definida por los ángulos $\varphi\psi$, cuando es alterado por un estado de tensiones.

La expresión que toma la ecuación (II.11) al sustituir a_{3k} y a_{31} para así poder hallar (II.12) en el SL es:

$$\varepsilon_{33}^L = \varepsilon_{\varphi\psi} = \varepsilon_{11} \cdot \cos^2\varphi \cdot \sin^2\psi + \varepsilon_{12} \cdot \sin 2\varphi \cdot \sin^2\psi + \varepsilon_{22} \cdot \sin^2\varphi \cdot \sin^2\psi + \varepsilon_{33} \cdot \cos^2\psi + \varepsilon_{13} \cdot \cos\varphi \cdot \sin 2\psi + \varepsilon_{23} \cdot \sin\varphi \cdot \sin 2\psi \quad (\text{II.13})$$

Trabajando con la relación inversa de la ley de Hooke que vincula las deformaciones con las tensiones (a través del tensor de 4º orden de complianza), cuya expresión para materiales isotropos con simetria cúbica es:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E} \cdot \sigma_{ij} - \delta_{ij} \frac{\nu}{E} \cdot \sigma_{kk} \quad (\text{II.14})$$

(donde σ_{kk} expresa la suma desde $k=1$ hasta 3), obtenemos la expresión que relaciona las deformaciones en el SL con las tensiones en el SM.

Sustituyendo (II.14) en (II.13) y reagrupando se llega a:

$$\varepsilon_{33}^L = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11} \cdot \cos^2\varphi + \sigma_{12} \sin 2\varphi + \sigma_{22} \cdot \sin^2\varphi - \sigma_{33}) \sin^2\psi + \frac{1+\nu}{E} \cdot \sigma_{33} - \frac{\nu}{E} \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1+\nu}{E} \cdot (\sigma_{13} \cdot \cos\varphi + \sigma_{23} \sin\varphi) \sin 2\psi \quad (\text{II.15})$$

II.3.4 Método del $\sin^2\psi$

Dada la poca penetración de los rayos-X y la no existencia de fuerzas exteriores actuando sobre la superficie, se asume que $\sigma_{33}=0$. De las condiciones de equilibrio se obtiene entonces que $\sigma_{13}=\sigma_{23}=0$. Luego se llega a que en la capa superficial de medición existe un estado biaxial de tensiones por lo que la expresión (II.15) se simplifica a:

$$e_{33}^L = \frac{d_{\varphi\psi} - d_0}{d_0} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (\text{II.16})$$

donde σ_{φ} , es la tensión en la dirección del ángulo φ dada por la expresión:

$$\sigma_{\varphi} = \sigma_{11} \cos^2\varphi + \sigma_{12} \sin 2\varphi + \sigma_{22} \sin^2\varphi \quad (\text{II.17})$$

La ecuación (II.16) es conocida como ley del $\sin^2\psi$. Esta ecuación, podemos llevarla a una forma más cómoda en donde aparezcan magnitudes obtenidas directamente de una experiencia de difracción como es el ángulo 2θ para el cual se origina la difracción. Combinando la expresión (II.9) con (II.16), obtenemos:

$$2\theta_{hkl} = -2 \frac{(1+\nu)}{E \cdot \cot\theta_0} \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2\psi + \frac{\nu}{E \cdot \cot\theta_0} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) + 2\theta_0 \quad (\text{II.18})$$

donde $2\theta_{hkl}$ será la nueva posición del pico de difracción de los planos $\{hkl\}$ producida por la variación del espaciado cristalino. El ángulo $2\theta_0$ será el ángulo de difracción para dichos planos cuando están libre de tensiones.

Para la determinación de las tensiones residuales se trabaja con la pendiente del gráfico obtenido al representar el ángulo $2\theta_{hkl}$ en función del $\sin^2\psi$, cumpliéndose la siguiente relación:

$$\sigma_{\psi} = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cot\theta_0 \cdot \frac{\partial 2\theta_{hkl}}{\partial \sin^2\psi} \quad (\text{II.19})$$

Las hipótesis, implícitas en la ecuación (II.18), que deben verificarse en el material bajo estudio son:

- El material debe tener un comportamiento elástico lineal.
- El tamaño de grano debe ser pequeño comparado con el volumen irradiado por los rayos X y los granos no deben tener orientaciones cristalinas preferenciales, de forma que el material pueda considerarse como isótropo.
- El estado de tensiones y deformaciones en el volumen irradiado debe ser homogéneo.

II.3.5 Medición de Tensiones Residuales en profundidad

Los rayos X son difractados por las capas superficiales

del material (profundidad media de penetración en Fe con radiación de $\text{CrK}\alpha \approx 5\mu\text{m}$). Una determinación de la distribución de TR en profundidad requiere por lo tanto sucesivas remociones de capas de material. Dado que el método utilizado para sacar estas capas de material no debe introducir nuevas tensiones, se utiliza habitualmente pulidos químicos o electroquímicos. En este trabajo se optó por un pulido químico a temperatura ambiente, usando como reactivo:

5 ml HF

95 ml O_2H_2 110 Vol.

La velocidad de ataque promedio fue de $10\mu\text{m}/\text{min.}$, comprobándose, mediante mediciones del diámetro de la probeta con un micrómetro de precisión $\pm 0.5 \mu\text{m}$, la homogeneidad del espesor de las capas removidas.

Dependiendo de la extensión de la zona en la cual se van eliminando capas es necesario hacer correcciones en las tensiones medidas para tener en cuenta la relajación de tensiones que se produce en el material al eliminar una parte del mismo. Para la geometría cilíndrica de las probetas de fatiga utilizadas en este trabajo y en el caso en que se fueron sacando cascarras concéntricas de material se utilizó la fórmula de corrección [75]:

$$\sigma_z(r_1) = \sigma_{zm}(r_1) - \int_{r_1}^R \frac{\sigma_{zm}(r) dr}{r} \quad (\text{II.20})$$

donde

$\sigma_z(r_1)$: tensión axial corregida a una distancia r_1 del centro del cilindro

$\sigma_{zm}(r)$: tensión axial medida en el cilindro de radio r

En el caso en que el espesor de la capa removida es pequeño respecto al gradiente de tensiones la integral de la ecuación (II.20) se puede aproximar por una sumatoria.

Otro método utilizado en este trabajo para medir las TR en profundidad consistió en hacer el mismo pulido químico localizado en una zona pequeña de la probeta (3mm x 5mm). Para esto se enmascaró el resto de la probeta con cinta aisladora y se realizaron las mediciones de TR en la ventana donde se iba removiendo material. En este caso puede suponerse que no cambia el estado de tensiones en la zona de medición (Figura II.15), no siendo entonces necesario realizar correcciones a las tensiones medidas

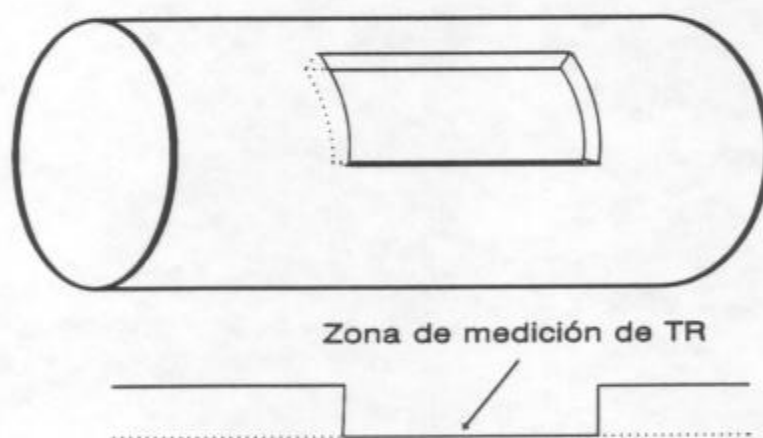


Figura II.15: Medición de las TR en profundidad mediante pulido químico localizado.

La elección del método de remoción de material (toda una capa superficial o en una zona localizada) depende de la geometría de la muestra y del tipo de micrómetro o comparador con

que se cuente para medir el espesor de material eliminado.

II.3.6 Equipo utilizado en la medición de TR

Para la determinación de las TR se utilizó un equipo marca Rigaku modelo Strainflex PSF-2M. El método de medición utilizado se basa en el montaje Ω , donde el tubo de rayos X y el detector como un todo rotan alrededor del eje del difractómetro, (Figura II.16)

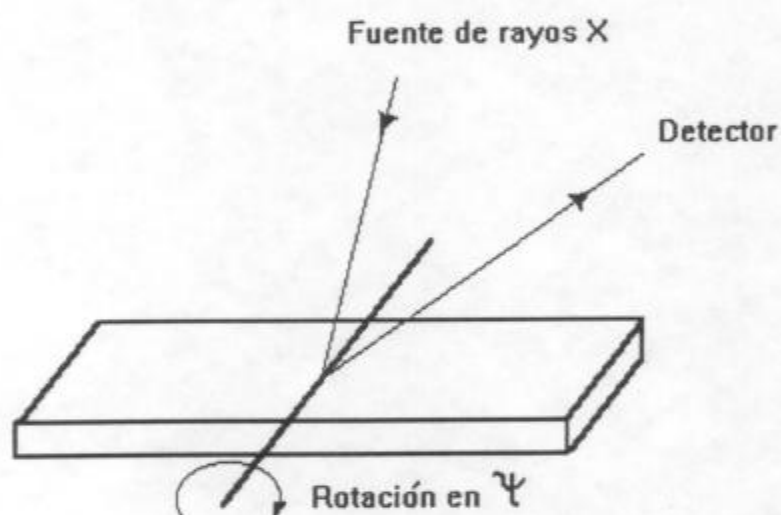


Figura II.16:Montaje Ω utilizado por el equipo de medición de TR

El equipo de medición toma como referencia en cada medida el ángulo de inclinación ψ_0 formado entre el haz incidente de rayos-X y la normal a la muestra. De la Figura II.14, se ve la correspondencia que tiene el ángulo ψ (definido como el ángulo entre la normal a la muestra y la normal a la familia de planos difractantes) con el angulo de inclinación ψ_0

$$\psi = \psi_0 + \frac{\pi - 2\theta}{2}$$

El ángulo ψ_0 puede variarse entre -15° y 50° en pasos de 5° . Para cada medición se seleccionaron 5 valores de ψ_0 .

Se utilizó radiación de $\text{CrK}\alpha$ con filtro de V.

Para la determinación del ángulo de difracción el equipo utiliza el método del punto medio del ancho a mitad de la altura. Los pasos seguidos son :

- a) El ruido de fondo se aproxima por una recta calculada por el método de cuadrados mínimos. La intensidad del fondo (I_f) es entonces descontada punto a punto de la intensidad registrada (I_r).

$$I_1(2\theta) = I_r(2\theta) - I_f(2\theta)$$

- b) Realiza la corrección Lorentz-Polarización y Absorción (LPA): En los picos de difracción con un ancho angular (definido a altura mitad) mayor de 2° en 2θ es necesario realizar una corrección punto a punto de las intensidades difractadas por el factor de LP (varía el ángulo $2\theta \rightarrow$ varía LP) y por una absorción distinta del haz difractado debido a una diferencia de camino del haz dentro del material.

$$I_2(2\theta) = \frac{I_1(2\theta)}{A(2\theta, \psi) \cdot LP(2\theta)}$$

donde

$$A(2\theta, \psi) = \frac{\sin^2\theta - \sin^2\psi}{2 \sin\theta \cos\psi}$$

y

$$LP(2\theta) = \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta}$$

- c) Calcula los ángulos X_1 y X_2 donde la intensidad (I_2) es la mitad de la máxima, mediante cuadrados mínimos.
- d) Obtiene el ancho a mitad de la altura como $X_2 - X_1$ y el ángulo de difracción como $(X_2 + X_1)/2$

El equipo calcula por el método de los cuadrados mínimos la pendiente de la recta 2θ vs $\sin^2\psi$ y la tensión (ecuación II.19) usando las constantes correspondientes al material que se este estudiando.

CAPITULO III

RESULTADOS

III.1 Estado inicial de Tensiones Residuales

III.1.1 Material T & R + maquinado

Con el propósito de caracterizar el estado general de tensiones obtenido en el proceso de maquinado se realizaron las siguientes mediciones sobre el grupo de probetas T&R maquinado:

- a) Medición de σ_t , tensión residual en la dirección del eje de la probeta, en tres posiciones angulares apartadas 120° para verificar homogeneidad circunferencial.
- b) Medición de σ_t en tres posiciones a lo largo de la zona calibrada (en cada extremo y en el centro) para verificar homogeneidad longitudinal.

En todos los casos la homogeneidad circunferencial fue verificada dentro del error experimental (± 25 MPa).

La homogeneidad longitudinal puede observarse en la Figura III.1 tanto para cada probeta individual como para el grupo de probetas. En la mayoría de las probetas la homogeneidad longitudinal individual se encuentra dentro del error experimental, sin embargo el grupo muestra una inhomogeneidad mayor. x can

El resultado de la Figura III.1 nos permitió seleccionar las probetas para el seguimiento de la evolución de las tensiones residuales durante el ensayo de fatiga, tomando para éste, aquellas que caen dentro del intervalo (-450 ± 25) MPa. El resto fue utilizado para determinar la curva de Wöhler.

Del primer subgrupo se separaron dos probetas para el estudio de la distribución de σ_t en profundidad. El método utilizado fue la remoción de cáscaras concéntricas de material por pulido electroquímico, los resultados que se muestran están corregidos con la ecuación (II.20). La Figura III.2 muestra el resultado obtenido para σ_t , mientras que la Figura III.3 da cuenta del ancho de pico integral (IB) correspondiente.

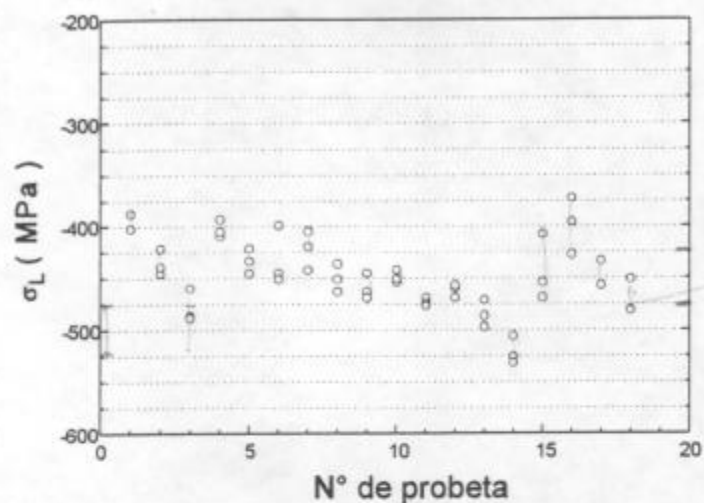


Figura III.1: Tensión residual en la dirección del eje de la probeta, σ_L , del conjunto de probetas T&R + maquinado.

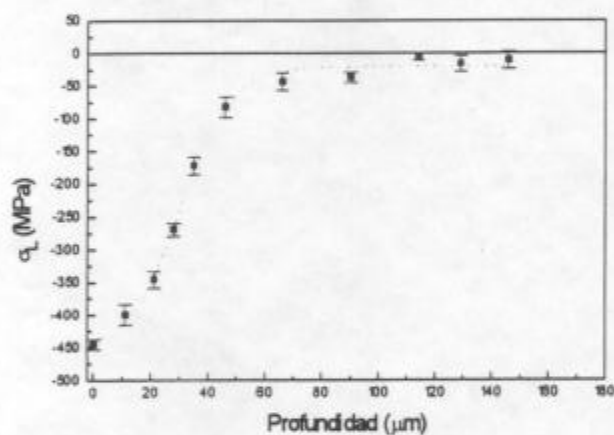


Figura III.2: Distribución de σ_L en profundidad para el material T&R maquinado

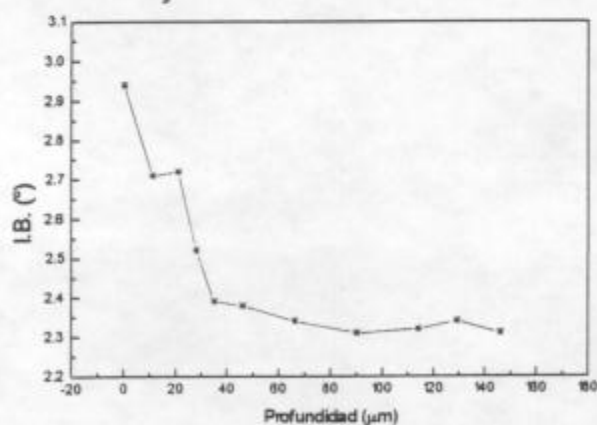


Figura III.3: Ancho de pico integral (IB) correspondiente a la distribución de σ_L dada en Figura III.2

III.1.2 Material T & R + nitrurado iónico

Las probetas del material T&R nitrurado presentan, como fue informado anteriormente, una capa de nitruros (capa blanca) de 7 μm cuyo pico de difracción se encuentra en el límite de resolución del equipo de rayos-X para determinar las TR. Por ello se decidió estudiar las TR de la capa de difusión, sin embargo, el espesor de la capa blanca era suficiente para disminuir la intensidad del haz difractado a valores tales que el tiempo de conteo necesario era demasiado prolongado para la vida útil del equipo. Para salvar este inconveniente, se decidió remover la capa blanca en una pequeña zona de la probeta (3mm x 5mm) donde se realizarían todas las mediciones.

El método utilizado para la medición de las TR hizo imposible un estudio de homogeneidad similar al realizado para el material T&R maquinado.

El estudio de la distribución de σ_L en profundidad se muestra en la Figura III.4 para dos posiciones diferentes a lo largo de la longitud de ensayo de una probeta, mientras que, la Figura III.5 da cuenta del ancho de pico integral (IB) correspondiente. En ambos casos se encuentra una alteración del perfil principal localizada aproximadamente a 150 μm de profundidad.

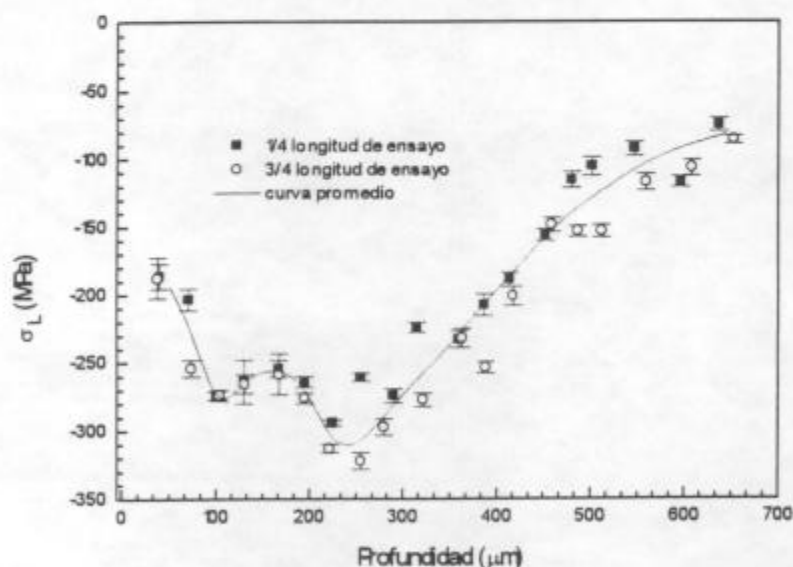


Figura III.4: Distribución de σ_L en profundidad para el material T&R nitrurado

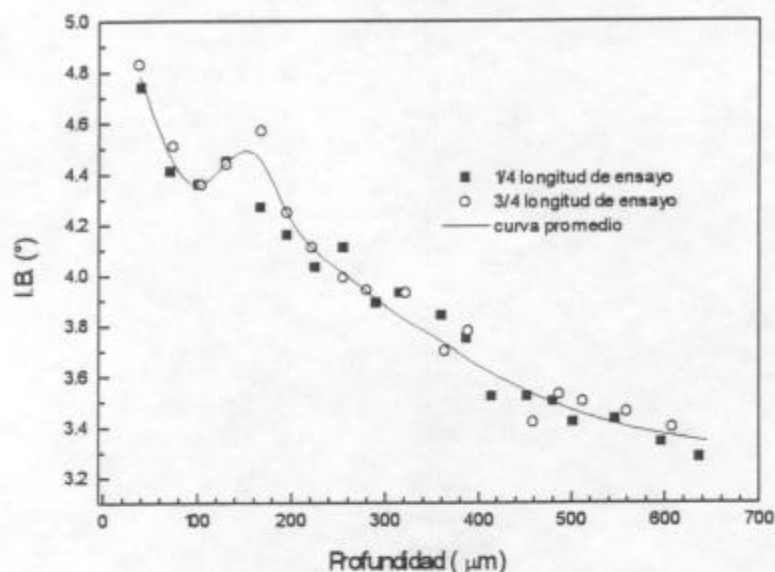


Figura III.5: Ancho de pico integral (IB) correspondiente a la distribución de σ_z dada en Figura III.4

III.2 Tracción uniaxial y fatiga

Las características tensión-deformación de las capas superficiales de una probeta de fatiga en flexión rotativa definen la posibilidad de relajación de tensiones residuales durante el ensayo.

En el caso del material T&R maquinado esas características pueden definirse a partir de los resultados de Figura II.5. Esto no es así en el caso del material T&R nitrurado, ya que, el resultado de Figura II.10 corresponde a un material compuesto.

El proyecto de este trabajo incluyó la fabricación de una probeta plana de espesor 1 mm a partir del material T&R, esta fue luego nitrurada con el conjunto de probetas de fatiga. La elección del espesor fue tal que se obtuvo un material homogéneamente nitrurado, con él se esperaba obtener las características tensión-deformación de la capa de difusión. Sin embargo, dicho ensayo fracasó debido a un error en la alineación del eje tensil probeta-máquina de ensayos.

Para estimar las características tensión-deformación

de la capa de difusión se decidió realizar un cálculo bajo las siguientes hipótesis:

- a) La curva tensión-deformación de Figura II.10 corresponde a un material compuesto, tal que, las deformaciones del compuesto, ϵ_c , de la capa nitrurada, ϵ_n , y del núcleo, ϵ_m , son iguales:

$$\epsilon_c = \epsilon_n = \epsilon_m$$

- b) En estas condiciones la resistencia mecánica del compuesto sigue una ley de mezclas, es decir,

$$(R_p)_c = \frac{A_m}{A_c} (R_p)_m + \frac{A_n}{A_c} (R_p)_n$$

donde A_c , A_m y A_n son las respectivas áreas transversales.

- c) Para el cálculo de las áreas se toma como espesor de la capa nitrurada el resultado de la microdureza de Figura II.7(b), $t = 740 \mu m$.

La Figura III.6 muestra el resultado obtenido para $(R_p)_n$, éste acuerda bien con los resultados de referencia [76] sobre probetas planas homogéneamente nitruradas de acero para recipientes de presión grado API ("American Petroleum Institute) tipo 5L X-65. Las probetas de referencia [76] fueron nitruradas con idéntico equipamiento y condiciones que las de este trabajo.

Las curvas de Wöhler para el acero especial estudiado en las condiciones (T & R + maquinado) y (T & R + nitruración iónica) se muestran en Figura III.7. Ellas fueron obtenidas en flexión rotativa y son representadas a través de la variación de la semiamplitud máxima de la tensión cíclica (S) versus el número de ciclos para la falla (N_f).

El material T & R maquinado presenta un límite de fatiga $\sigma_n = 492 \text{ MPa}$. Este resultado es levemente inferior al predicho por la regla empírica $\sigma_b = 0.5 \times R_m = 0.5 \times 1035 \text{ MPa} = 517 \text{ MPa}$ y menor que el resultado informado en referencia [31, pag. 417] para un SAE 4140 con dureza RC = 31.

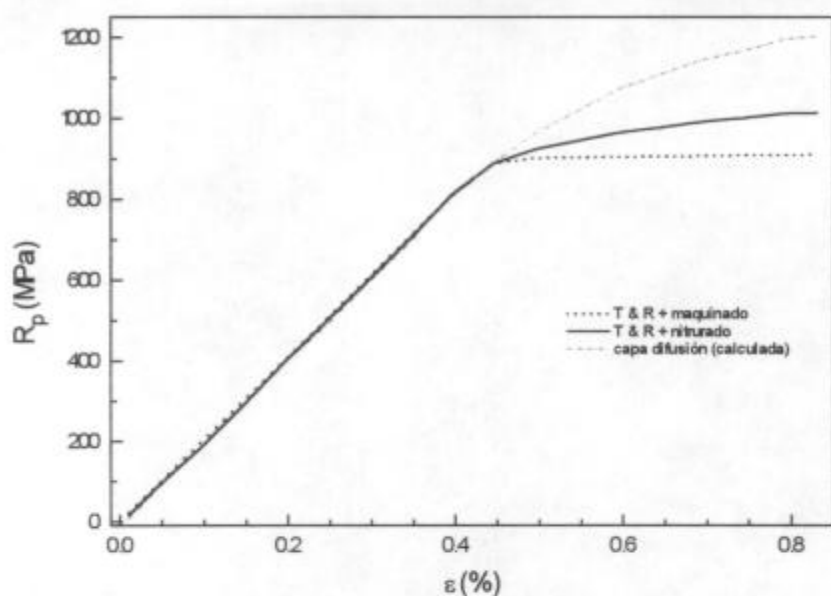


Figura III.6: Estimación de la característica tensión-deformación de la capa de difusión del material T & R nitrurado

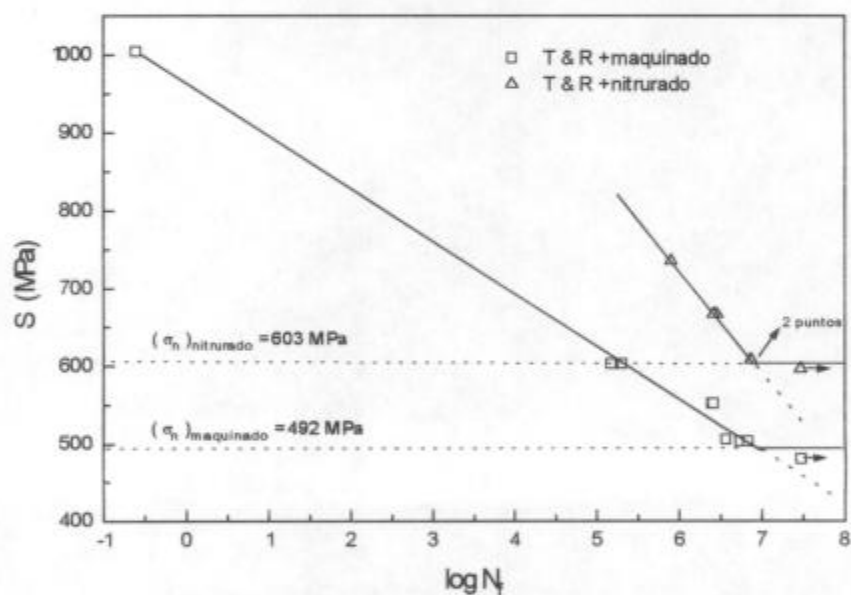


Figura III.7: Curvas de Wöhler para el acero especial estudiado en las condiciones (T & R + maquinado) y (T & R + nitruración iónica)

El límite de fatiga del material T & R nitrurado es $\sigma_n = 603$ MPa y también es levemente inferior al predicho por la regla empírica

$$\sigma_{D_{nitrurada}} = \frac{\sigma_n}{1 - \frac{t}{\phi/2}} = \frac{492 \text{ MPa}}{1 - \frac{0.74}{7.5/2}} = 613 \text{ MPa}$$

El incremento del límite de fatiga por efecto del nitrurado fue aproximadamente 23%, este resultado está dentro del rango generalmente observado (20% - 100%) [16, pag. 349]. Una comparación con otros autores no puede realizarse fácilmente porque intervienen varios factores determinantes como tamaño de probeta, espesor de capa, resistencia máxima del material base, etc.

También es interesante notar que no sólo el límite de fatiga es incrementado sino también la vida finita a tensión constante, este hecho significa que la regla empírica utilizada para estimar el límite de fatiga sigue siendo válida en el rango de vida finita, sin embargo, debería considerarse la posibilidad de que la profundidad del inicio de la fisura se mueva hacia el interior de la capa de difusión como consecuencia del gradiente de tensiones residuales.

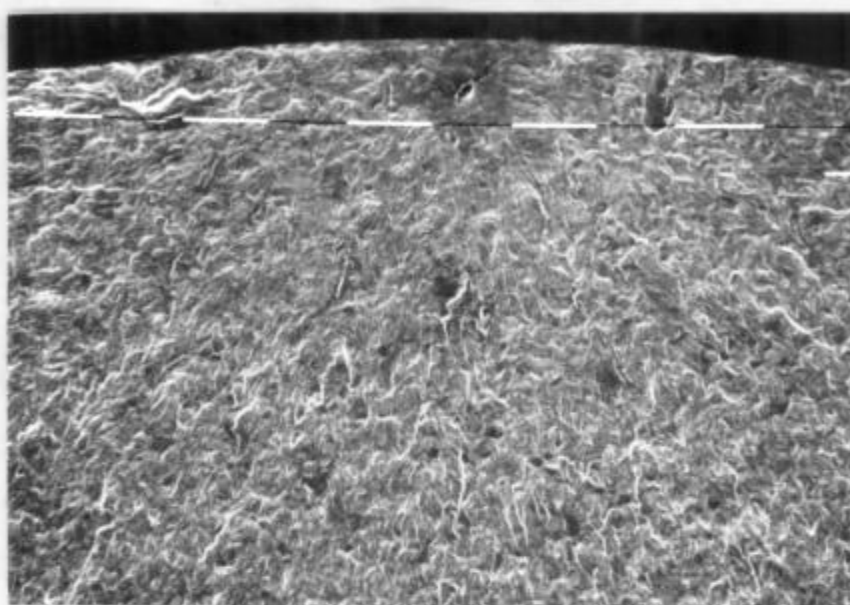
III.3 Superficies de fractura

III.3.1 Material T & R + maquinado

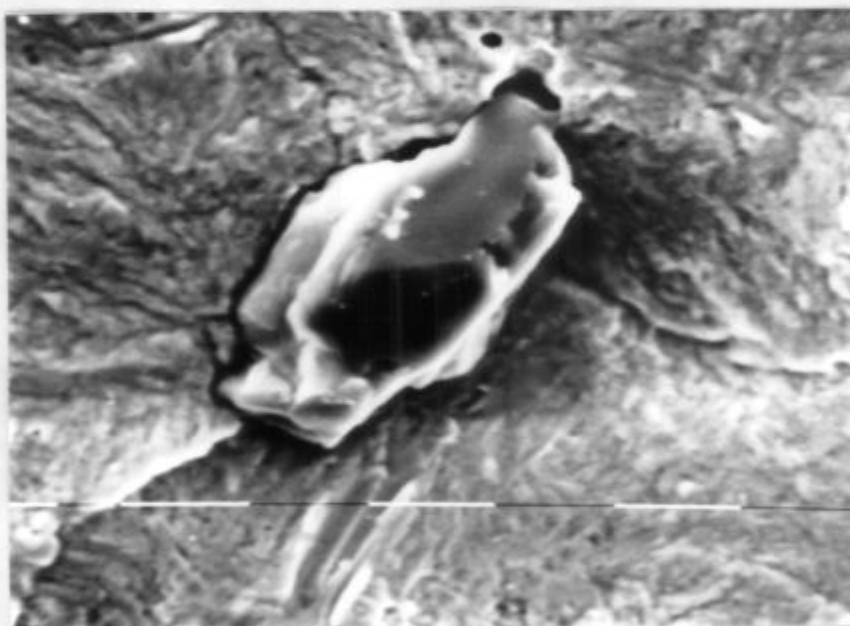
La Figura III.8(a-c) muestra los aspectos relevantes observados en las superficies de fractura de todas las probetas del material T & R maquinado.

El origen de la fractura es subsuperficial a partir de una inclusión no metálica como se muestra en Figura III.8(a,b). El punto de iniciación está ubicado entre 60 a 90 μm debajo de la superficie. Análisis realizados con la microsonda EDAX indican que el principal componente de las partículas es aluminio (Al) utilizado comúnmente para de-oxidar el acero fundido al aire. La Figura III.8(a,c) muestra ambas caras de la superficie de fractura, en una de ellas subsiste la partícula y en la otra hubo desprendimiento completo, sin embargo, el comportamiento generalmente observado en la mayoría de las muestras es la rotura de partícula.

Un área oscura centrada en la partícula puede visualizarse en Figura III.8(a,c), ésta indica el paso estable del frente de la fisura hasta que alcanza la superficie de la probeta, luego el avance es más rápido hasta que la fractura ocurre. En esta área la fractura es esencialmente transgranular pero no se han detectado estriaciones.



(a)



(b)

Figura III.8 (a) - (b): Fractografía de probeta T & R + maquinado.
 (a) Vista por SEM del punto de iniciación de la fisura.100X
 (b) Ampliación del punto de iniciación de la fisura en (a).1600X

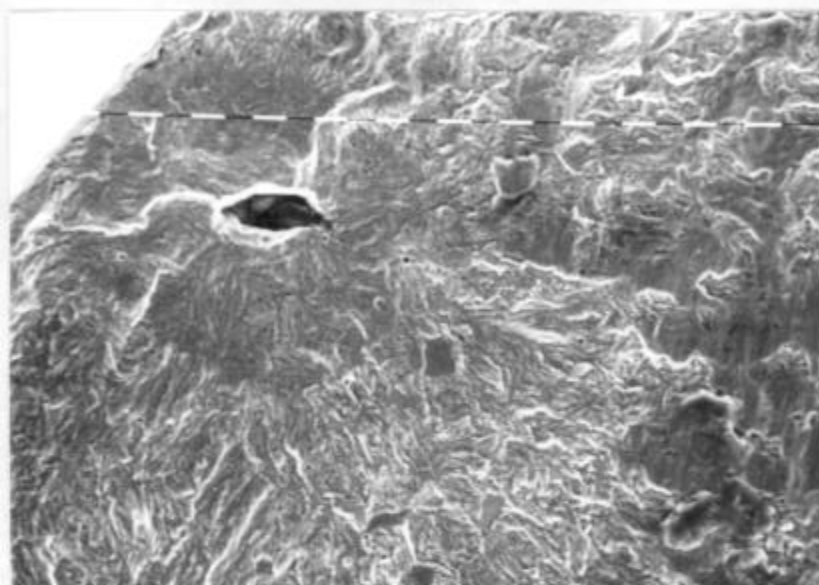


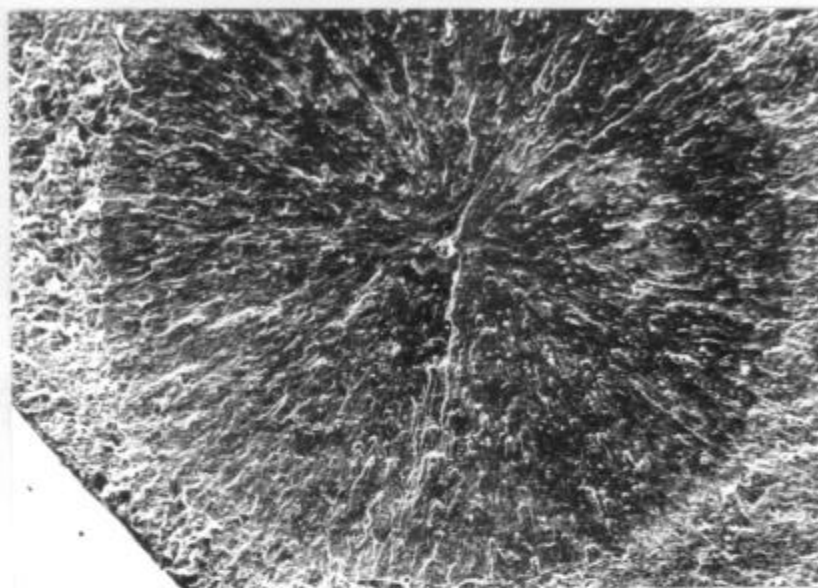
Figura III.8 (c): Fractografía de probeta T & R + maquinado.
Vista por SEM del punto de iniciación de la fisura en la cara opuesta a la de (a).400X

III.3.2 Material T & R + nitrurado iónico

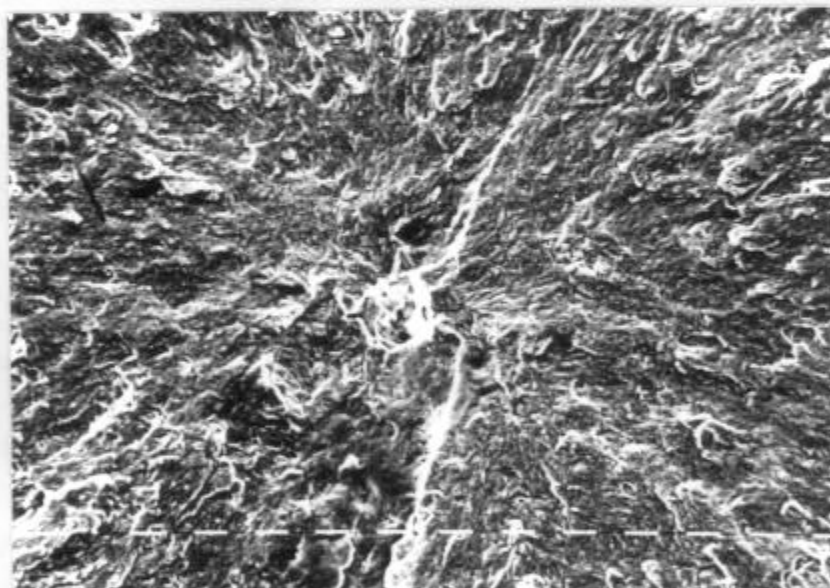
Detalles de la superficie de fractura y apariencia de la capa nitrurada en probetas del material T & R nitrurado se muestran en la Figura III.9(a-c). La semiamplitud máxima de la tensión cíclica aplicada en este caso es 666 MPa.

Un área oscura cercanamente circular muestra la zona de fractura estable que, a diferencia del material T & R maquinado, no alcanza la superficie de la probeta (Figura III.9(a)). Esta área observada a ojo desnudo se muestra semiespejada. El origen de la fisura es casi el centro de dicha área y esta ubicado aproximadamente a 0.6 mm debajo de la superficie de la probeta.

La Figura III.9(b) muestra una ampliación cercana al origen de fisura, el análisis EDAX de esta área no indicó presencia alguna de partícula no metálica. En el extremo diametralmente opuesto al inicio de fisura se encuentra el área de rotura final que se muestra en la Figura III.9(c), también aquí puede observarse en detalle el espesor de la capa nitrurada.



(a)



(b)

Figura III.9 (a) - (b): Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico.
 $(\sigma_{\text{ad}} = 666 \text{ MPa})$
 (a) Vista por SEM del punto de iniciación de la fisura. 100X
 (b) Ampliación del punto de iniciación de la fisura en la cara opuesta de (a). 400X

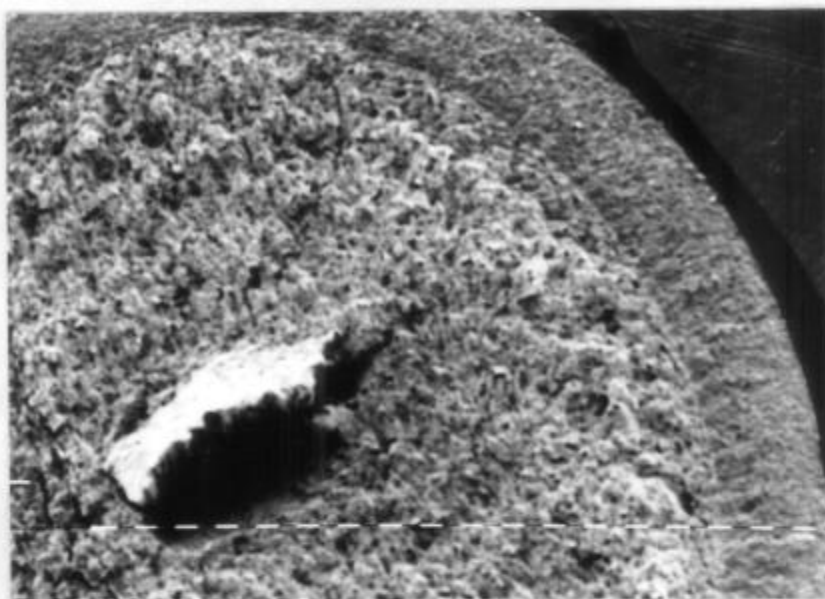


Figura III.9 (c): Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico.
 $(\sigma_{\text{máx}} = 666 \text{ MPa})$
 Vista por SEM de la zona de fractura dúctil final y de la
 fractura de la capa de difusión. 25X

La Figura III.10(a-b) muestra el área de fractura, en el material T & R nitrurado, para los niveles 608 Mpa (a) y 735 MPa (b). La distancia del origen de la fisura a la superficie de la probeta es del mismo orden del observado al nivel 666 MPa. Al nivel mayor de tensión máxima aplicada se observaba una fisura radial y en profundidad dentro del área de fractura que indica la presencia de una fisura cuyo plano es perpendicular a la fisura principal, este tipo de fisura secundaria se manifiesta levemente a menores niveles de tensión aplicada.

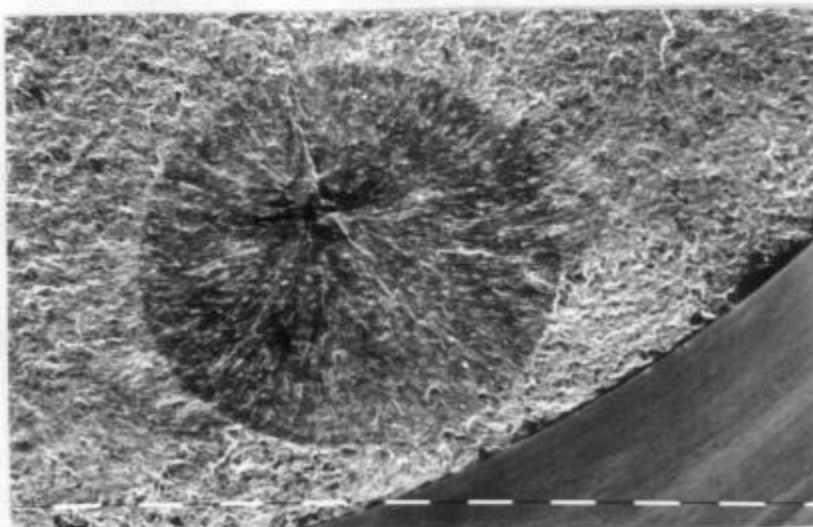


Figura III.10 (a): Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico.
 Vista por SEM de la zona de inicio de la fractura para
 $\sigma_{\text{máx}} = 608 \text{ MPa}$. 50X

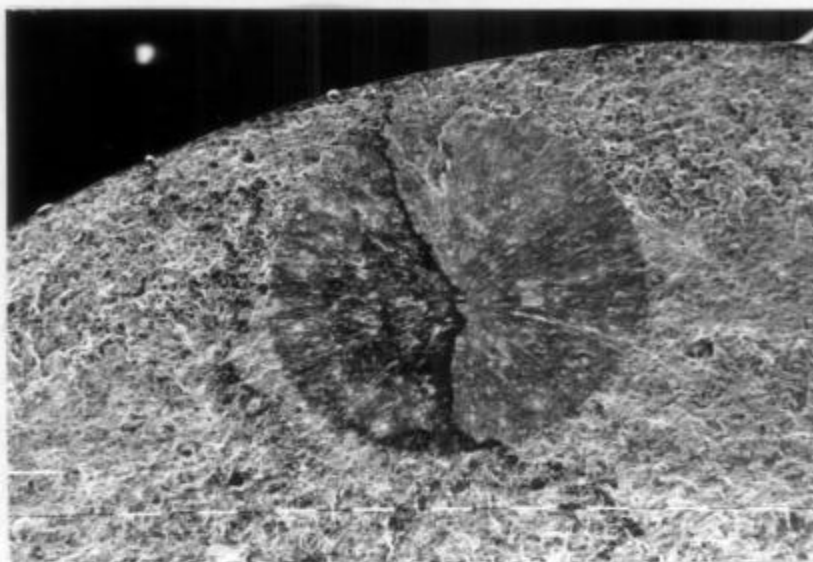


Figura III.10 (b): Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico.
Vista por SEM de la zona de inicio de la fractura para $\sigma_{\text{máx}} = 735 \text{ MPa}$. 50X

La Figura III.11 corresponde a otra probeta ensayada al nivel 666 MPa de semi amplitud máxima en la tensión cíclica aplicada. Se muestra una ampliación cercana al origen de fisura, el análisis EDAX de esta área indicó la presencia de una partícula no metálica cuyo principal componente fue aluminio (Al).

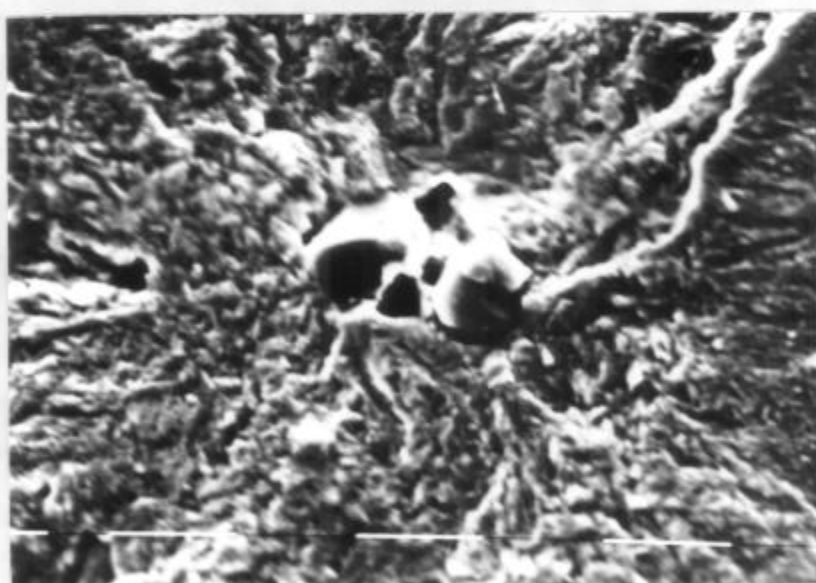
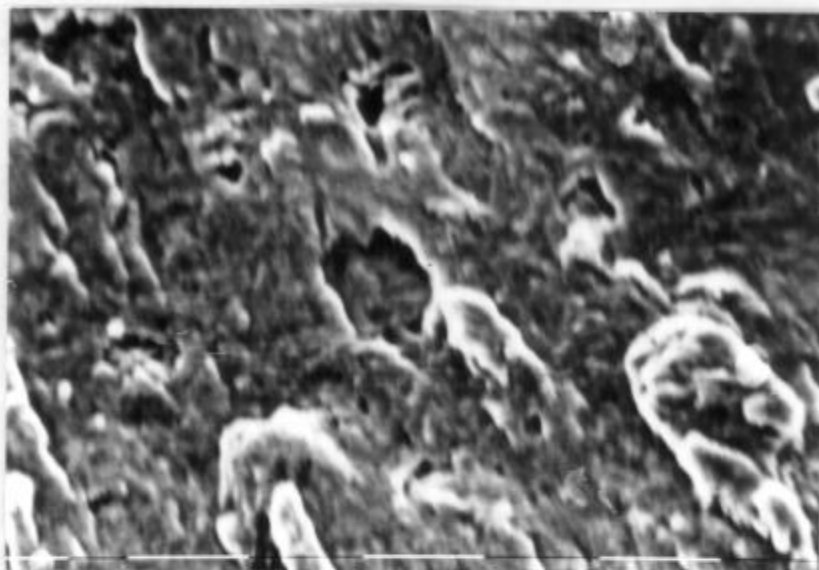
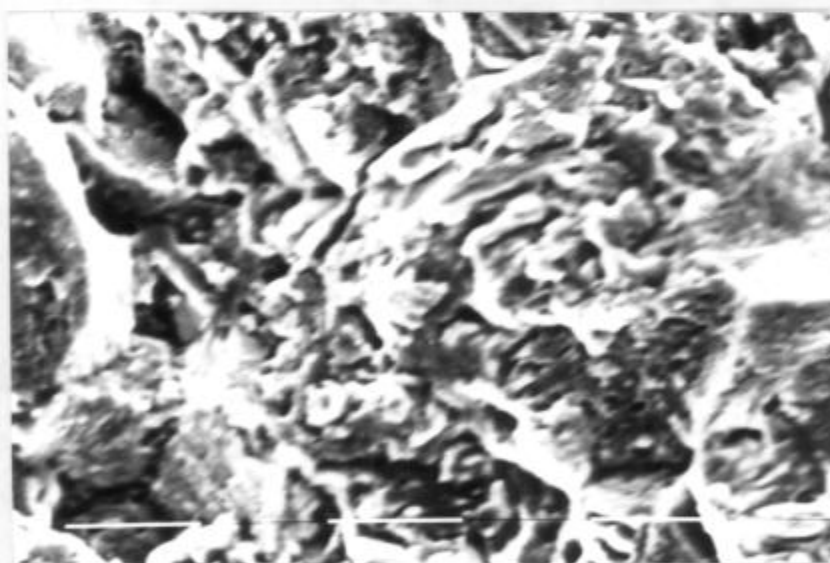


Figura III.11: Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico.
Ampliación de la zona de inicio de la fractura, $\sigma_{\text{máx}} = 666 \text{ MPa}$ mostrando una inclusión. 1600X

La Figura III.12(a-d) muestra detalles microscópicos de la superficie de fractura en cuatro zonas macroscópicamente diferentes: área espejada (a), capa de difusión (b), interfase capa de difusión-núcleo (c) y área de ruptura final (d).

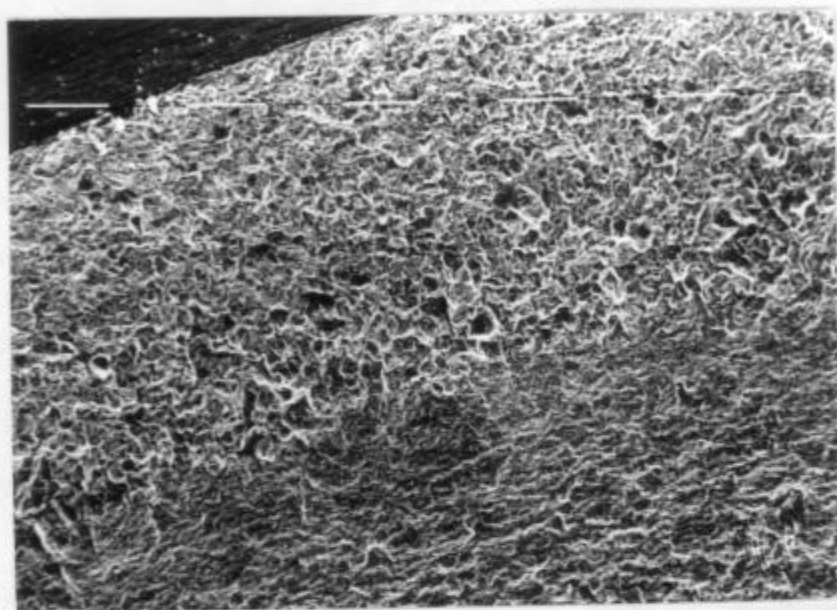


(a)

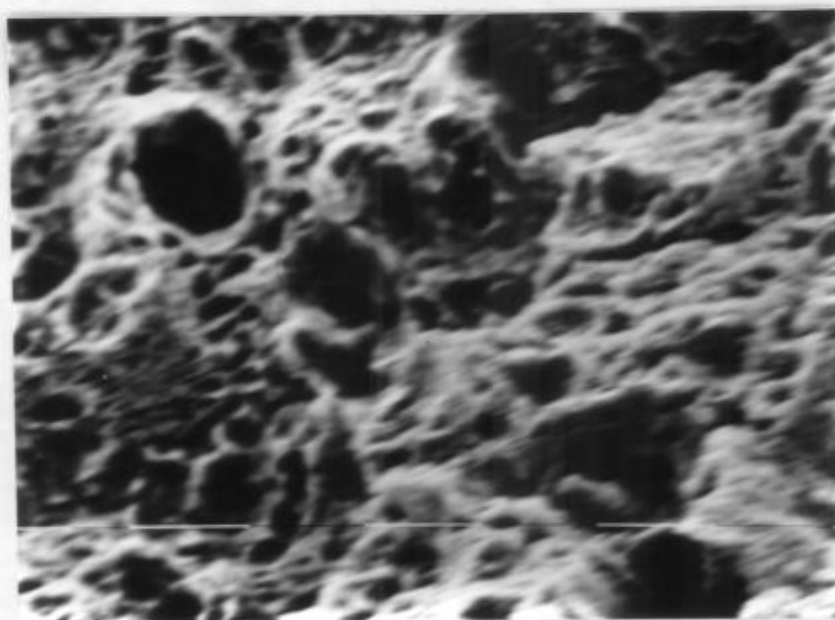


(b)

Figura III.12 (a) - (b): Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico. Detalles microscópicos de la superficie de fractura en zonas macroscópicamente diferentes: (a) área espejada y (b) capa de difusión. 1600X



(c)



(d)

Figura III.12 (c) - (d): Fractografía de probeta T & R + nitrurado iónico. Detalles microscópicos de la superficie de fractura en zonas macroscópicamente diferentes: (c) interfase capa de difusión-núcleo 100X y (d) área de ruptura final 1600X.

III.4 Relajación de Tensiones residuales por fatiga

III.4.1 Material T & R + maquinado

Para estudiar la evolución de σ_L superficial con el número de ciclos se procedió de la siguiente manera. La probeta era instalada en la máquina de fatiga y se le aplicaba un número predeterminado de ciclos, luego se desmontaba y se procedía a la medición de TR. Para número de ciclos pequeños (menor de 1000) los ciclos eran aplicados manualmente, mientras que los mayores eran predeterminados con un reloj electromecánico que cortaba la alimentación del motor de la máquina de fatiga.

La tensión σ_L fue seguida en tres puntos (centro y centro ± 2 cm) de una misma generatriz de la zona calibrada de la probeta. La Figura III.13 muestra el promedio de estos valores para tres tensiones máximas aplicadas correspondientes a la tensión de diseño, límite de fatiga de laboratorio y 20% por arriba del límite de fatiga. Puede observarse una fuerte relajación inicial y una tendencia a la saturación para valores cercanos a la vida en fatiga, los valores de saturación son fuertemente dependientes del nivel de tensión máxima aplicada. Aún para la tensión de diseño puede observarse cierto grado de relajación inicial.

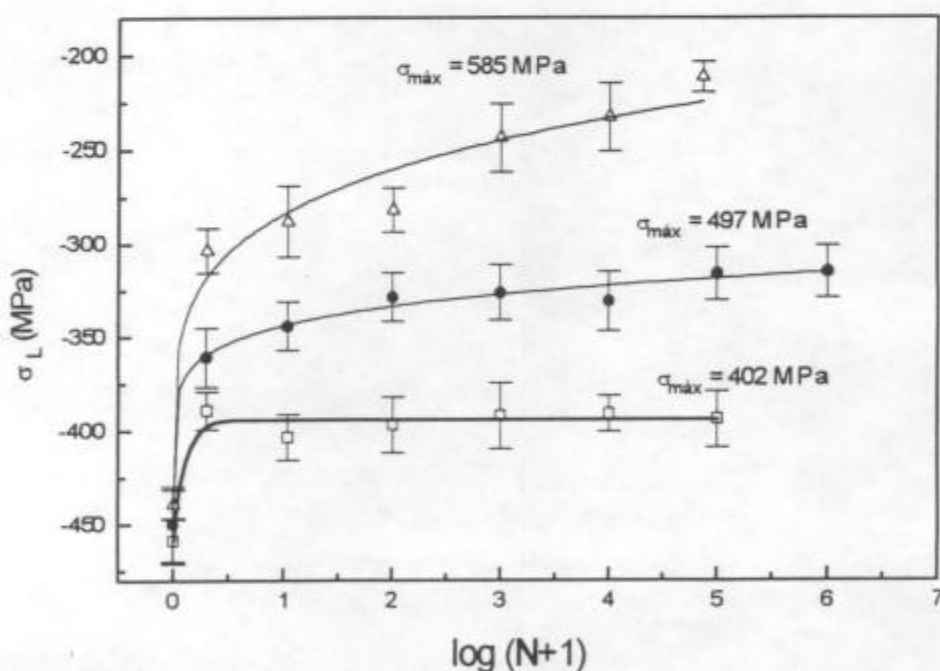


Figura III.13: Evolución de σ_L con el número de ciclos en fatiga para el material T & R maquinado

La probeta cuyo seguimiento de σ_L fue realizado a una tensión aplicada máxima 20% arriba del límite de fatiga se utilizó para estudiar la evolución del perfil de TR en profundidad, los resultados se muestran en Figura III.14 donde se adiciona el perfil inicial de Figura III.2. El ancho de pico integral (I.B) correspondiente no muestra evolución dentro del error experimental (Figura III.15).

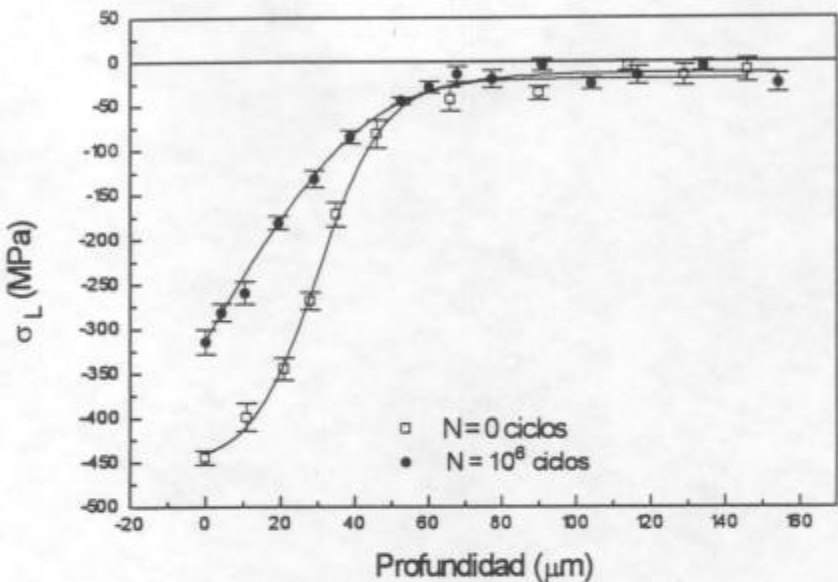


Figura III.14: Evolución del perfil en profundidad de σ_L con el número de ciclos en fatiga para el material T & R maquinado

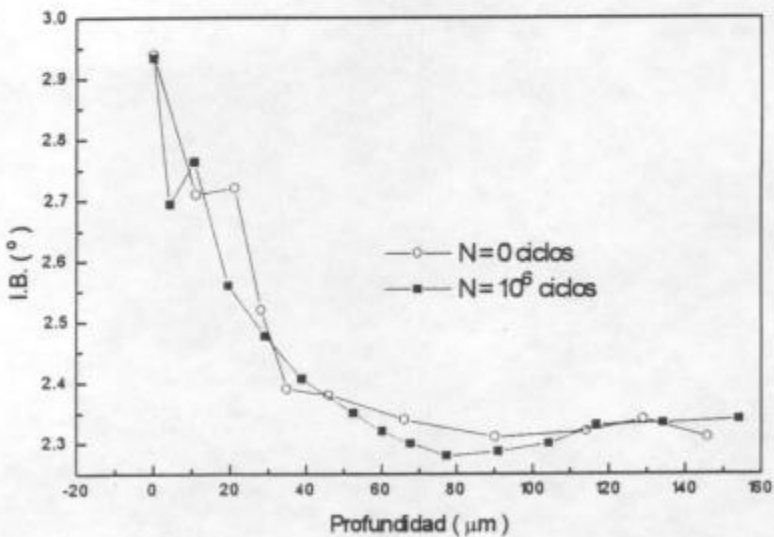


Figura III.15: Ancho de pico integral correspondiente a las mediciones de Figura III.14.

III.4.2 Material T & R + nitrurado iónico

El procedimiento para estudiar la relajación de σ_L con el número de ciclos fue similar al utilizado con el material T&R maquinado.

La Figura III.16 muestra dicha evolución para el nivel de tensión máxima correspondiente al 21% por arriba del límite de fatiga. No puede observarse una tendencia definida en dicha evolución, las oscilaciones de los datos son, probablemente, consecuencia de errores metodológicos provenientes del procedimiento utilizado.

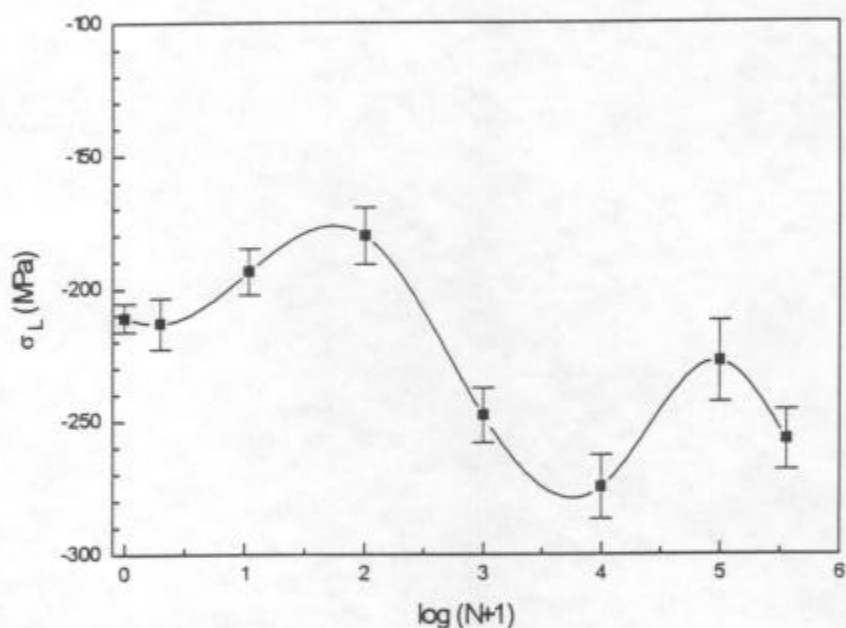


Figura III.16: Evolución de σ_L con el número de ciclos en fatiga para el material T & R nitrurado.

CAPITULO IV

DISCUSION

IV.1 Tensiones residuales iniciales

El perfil de tensiones residuales en profundidad medido en las probetas maquinadas es fácilmente explicable teniendo solo en cuenta la deformación plástica que sufren las capas superficiales en el proceso. En la Figura III.2 se ve que las mayores tensiones residuales compresivas están en la superficie, ya que es la capa superficial, en contacto con la herramienta, la que tuvo una deformación plástica mayor. Esto se ve corroborado por las mediciones del ancho del pico de difracción (Figura III.3) que refleja la intensidad del trabajado mecánico en las capas a distinta profundidad.

En las probetas nitruradas el problema es más complejo y requiere un análisis más detallado, que excede los límites de este trabajo. En la bibliografía no se encontraron trabajos sobre modelación de las tensiones residuales en profundidad para el nitrurado por plasma y muy poca para el nitrurado por gas [69], [77]. Se plantean por lo tanto, solo en líneas generales, los procesos vinculados con la generación de tensiones residuales en el nitrurado por plasma.

Durante el proceso, cuando el acero esta a la temperatura de nitrurado, se forman:

a) la capa compuesta, por combinación de los átomos de N con los

átomos de la matriz de Fe α , con una variación del volumen provocada por la distinta estructura cristalina. En este trabajo se observaron las fases γ' y ϵ (II.1.2), que de acuerdo a lo reportado en la referencia [71] se distribuyen como dos subcapas, siendo la fase ϵ la más externa. En el perfil semicuantitativo de concentración de N (Figura II.9) se observa un pequeño escalón alrededor de $3\mu\text{m}$ de profundidad atribuible a la diferencia de composición de las dos fases. Del análisis de los difractogramas se estima que el espesor de la subcapa ϵ es del orden del 20% del espesor total de la capa compuesta.

b) la capa de difusión donde, a la temperatura de nitrurado, el N esta disuelto intersticialmente en la matriz de Fe α y, posiblemente, formando una dispersión de nitruros pequeños de los elementos aleantes del acero [71], [78].

En esta etapa, mientras la pieza esta a la temperatura de nitrurado, si los desajustes de volumen entre la capa compuesta y el resto del material fuesen acomodados elásticamente aparecerían deformaciones elásticas grandes en la capa compuesta. En la referencia [69] se calcula la deformación elástica (paralela a la interfase) de la capa compuesta, suponiéndola sólo formada por fase γ' , obteniéndose un valor de -46×10^{-3} . Por otro lado, en el mismo trabajo, se realizan mediciones de la variación de espesor de toda la muestra nitrurada y del espesor de la capa compuesta por separado, obteniéndose que la variación de volumen porcentual de Fe $\alpha \rightarrow \gamma'$ coincide con la variación porcentual de espesor de la capa de Fe que se transformo en γ' . Esto está indicando que hay una acomodación plástica del desajuste volumétrico en la capa compuesta y por lo tanto esta capa no generaría tensiones en el resto del material.

En la capa de difusión, la presencia de los átomos de N introduce una variación de volumen proporcional a la concentración de N. Este desajuste genera tensiones compresivas en la capa de difusión y tensiones en tracción en el núcleo del material.

Luego del proceso de nitruración la pieza es llevada a temperatura ambiente mediante un enfriamiento lento. Los factores que afectan la forma del perfil de TR resultante son:

- * Diferente contracción térmica de la capa compuesta respecto del resto del material. El coeficiente de dilatación térmica de la capa compuesta es menor que el del acero. En la referencia [79] se da el valor del coeficiente de dilatación térmica de la fase γ' , $\alpha_{\gamma'} = 7.62 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ y el valor para el acero especial es $\alpha_{\text{acero}} \approx 13 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ en el rango de temperatura de interés [80]. Este desajuste genera tensiones compresivas en la capa compuesta y en tracción en el resto del material.

- * Formación de nitruros de Fe y de los elementos aleantes. El desajuste en volumen entre los precipitados y la matriz genera tensiones compresivas en la zona de precipitación.

- * Deformación plástica localizada en zonas cercanas a los precipitados. El campo de tensiones creado por la formación de precipitados puede hacer que en zonas localizadas se supere la tensión de fluencia del material, relajando entonces las tensiones elásticas.

Analizando los perfiles en profundidad de las TR

(Figura III.4), las microdeformaciones (IB) (Figura III.5) y la microdureza (Figura II.7 (b)) pueden definirse dos zonas en la capa de difusión, partiendo desde el material de base hacia la superficie:

- Zona I (entre 700μ y 250μ de profundidad): en esta zona crecen las TR compresivas, las microdeformaciones y la dureza. Esto puede interpretarse como un aumento progresivo en la concentración de N intersticial y en la precipitación de nitruros. Esto parece corroborado por el perfil de concentración de N (Figura II.9).

- Zona II (entre 250μ y la capa compuesta): esta zona se caracteriza por una leve disminución en el nivel de TR compresivas, un aumento de las microdeformaciones y un aumento constante de la dureza. Si se tiene en cuenta que las TR y el IB son medidos solo en la matriz ferrítica mientras que la medición de dureza involucra a la totalidad del material (matriz + precipitados), puede asociarse a esta zona una relajación de tensiones provocada por deformación plástica de la matriz en zonas cercanas a precipitados de mayor tamaño. La existencia de heterogeneidad en la deformación plástica de la matriz provoca el ensanchamiento en el pico de difracción. La dureza crece por aumento en el volumen de nitruros. Esto parece estar en contradicción con el perfil de concentración de N, que en esta zona presenta una disminución en lugar de un aumento. Sin embargo, esto puede atribuirse a una estadística pobre al realizar las mediciones en la microsonda: se midió a intervalos regulares sobre una sola línea. Cuando la distribución de N es más homogénea en el material (N intersticial o formando precipitados pequeños) la medición en un volumen pequeño ($\approx 1\mu\text{m}^3$)

es representativa de la concentración en el material mientras que si el N se redistribuye formando precipitados de mayor tamaño baja la probabilidad de detección. Sería necesario por lo tanto realizar mediciones adicionales de concentración de N para confirmar o rechazar esta interpretación. Finalmente también debe prestarse atención a la redistribución del carbono en esta zona.

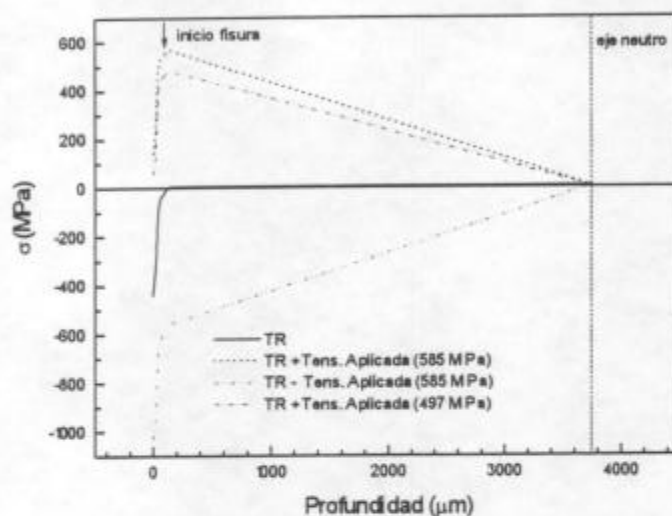
IV.2 Tensiones residuales y comportamiento en fatiga

Bajo condiciones de fatiga en flexión rotativa la tensión aplicada es distribuida linealmente desde la superficie de la probeta hacia el eje neutro donde es nula. La presencia de una distribución de tensiones residuales da origen a una distribución de tensiones resultantes que dista de una relación lineal. El conocimiento de la distribución de tensiones resultantes puede ser indicativo del comportamiento esperado en fatiga.

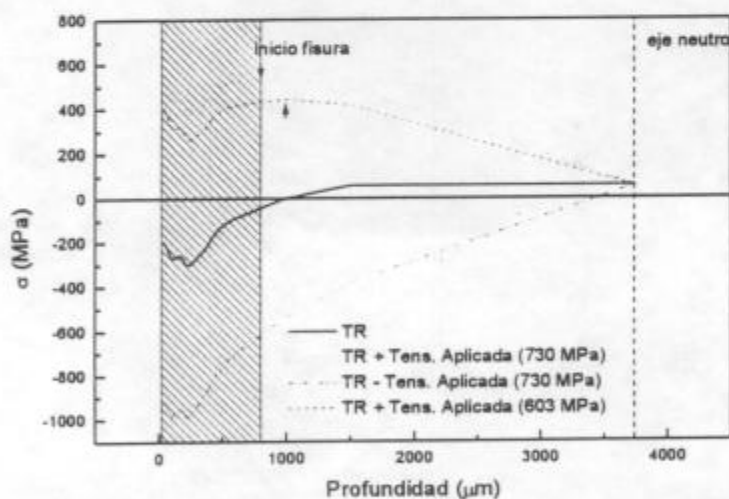
Las Figuras IV.1 (a) y (b) muestran la distribución axial de tensiones resultantes en las probetas de los materiales T&R maquinado y nitrurado, respectivamente. Los cálculos fueron realizados con las distribuciones de tensiones residuales presentadas en Figuras III.2 (T&R maquinado) y III.4 (T&R nitrurado), los niveles de tensión aplicada correspondientes al límite de fatiga en Figura III.7 y, también, para los niveles 20% arriba del límite de fatiga.

En el material T&R maquinado las tensiones resultantes en tracción, para ambos niveles de tensión aplicada, muestran un pico alrededor de 138 μm debajo de la superficie. Este resultado

indica una probabilidad mayor de inicio sub-superficial de la fractura como pudo observarse por SEM (Figura III.8), la distancia a la superficie del punto de inicio de la fisura observado y estimado son coincidentes dentro del error experimental.



(a)



(b)

Figura IV.1: Distribución de tensiones resultantes durante el ensayo de fatiga en los materiales T&R maquinado (a) y T&R nitrurado (b).

Por otro lado es interesante observar la distribución de tensiones resultantes en compresión, hasta una profundidad de aproximadamente 25 μm la tensión resultante supera el límite de fluencia $\sigma_{0.2}$ obtenido en tracción uniaxial (Tabla II.2) indicando que dicha capa puede relajar su tensión residual por efectos de la deformación plástica durante la fatiga.

Cuando se realiza un análisis similar en el material T&R nitrurado se observa que la distribución de tensiones resultantes en tracción tiene un pico sub-superficial ancho cuya altura es similar al valor en la superficie. Sin embargo debe considerarse que la tensión de fluencia promedio en la región de la capa de difusión (zona rayada en Figura IV.1(b) y curva de tracción de Figura III.6) es mucho mayor que en el núcleo no nitrurado y en las cercanías de la superficie mucho mayor que el promedio, por lo tanto, la probabilidad de inicio de fisura en la superficie es bajo. La zona de tracción máxima sub-superficial se extiende aproximadamente entre los 500 y 1500 μm de profundidad dando lugar a que el inicio de la fisura resulte aleatorio dentro de ese intervalo. Los valores observados por SEM para el punto de inicio de fisura son indicados por flechas en Figura IV.1. La distribución de tensiones resultantes en compresión tiene una meseta de valor máximo desde la superficie y hasta una profundidad de aproximadamente 250 μm . En el caso ilustrado, tensión aplicada 20% arriba del límite de fatiga, el valor de la meseta es de alrededor de 1000 MPa y es mucho menor que el valor del límite de fluencia $\sigma_{0.2}$ promedio de la capa de difusión obtenido de la Figura III.6 indicando que la capa de difusión no puede relajar su tensión residual por efectos de la deformación plástica durante la fatiga.

IV.3 Análisis de la evolución de tensiones residuales por fatiga

Como puede observarse en Figura III.13 las tensiones residuales superficiales del material T&R maquinado son sustancialmente reducidas en el primer ciclo. Teniendo en cuenta la discusión acerca de las tensiones resultantes obtenidas de la tensión aplicada y la distribución inicial de tensiones residuales, se espera que la reducción de estas últimas después del primer ciclo sea consecuencia de la plastificación del material en las capas superficiales.

La Figura IV.2 muestra en un esquema uniaxial el camino seguido por la tensión y la deformación de la capa superficial durante el primer ciclo de fatiga.

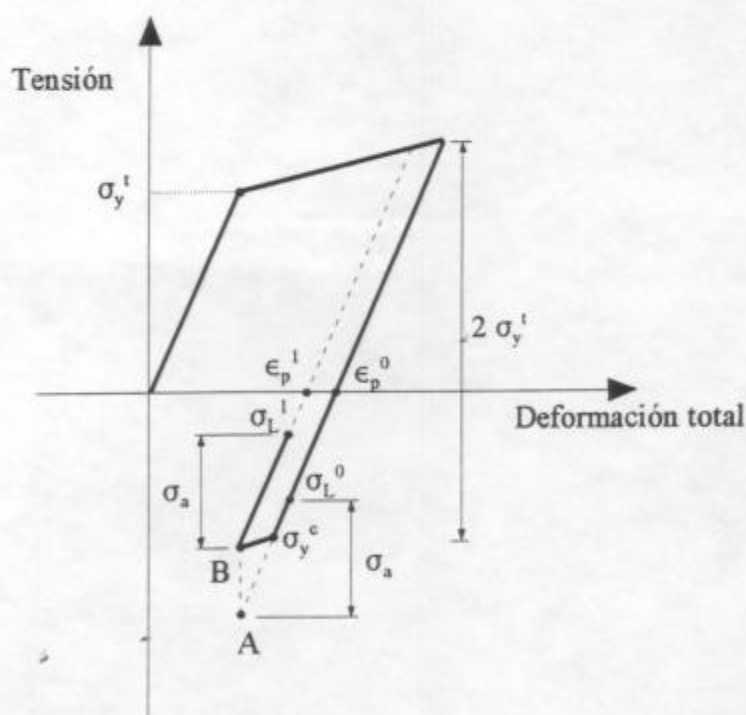


Figura IV.2: Modelo de relajación de tensiones residuales durante el primer ciclo de fatiga.

La deformación total y la tensión residual axial de la capa, después del maquinado, son representados por el punto σ_L^0 mientras que la deformación plástica es indicada por el punto ϵ_p^0 . Bajo la tensión aplicada de amplitud σ_a , el punto σ_L^0 debería progresar elásticamente hasta el punto A pero en el camino la tensión resultante excede el límite de fluencia en compresión de la capa maquinada (punto σ_Y^0) y continúa su camino hacia el punto B. Cuando la tensión aplicada es retirada resulta una tensión residual y una deformación total representada por el punto σ_L^1 , la deformación plástica actual de la capa es representada por el punto ϵ_p^1 . La reducción de la tensión residual desde σ_L^0 a σ_L^1 es consecuencia de la deformación plástica entre ϵ_p^0 y ϵ_p^1 . Debe considerarse que esta representación uniaxial no es totalmente válida ya que el campo de tensiones residuales es al menos biaxial, sin embargo puede ser representativa de las características del proceso.

En la Figura IV.3 se muestra un esquema similar pero en la representación tensión y deformación plástica para los resultados de la capa superficial del presente trabajo. La deformación plástica inicial que se adjudica a dicha capa proviene del siguiente análisis: en las cercanías del eje del cilindro no debe existir deformación plástica durante el maquinado, por lo tanto, la deformación total debe considerarse igual a la deformación elástica originada en el campo de tensiones residuales en dicha zona, pero dicho campo es cercanamente nulo (ver Figura IV.1(a)), luego resulta que la deformación total puede considerarse nula. Con esto último y la hipótesis de constancia de la deformación total en todas las capas del cilindro arribamos al cálculo de la deformación plástica de la capa superficial con la fórmula

$$\epsilon_p^0 = -\frac{\sigma_L^0}{E}$$

donde E es el módulo de Young del material.

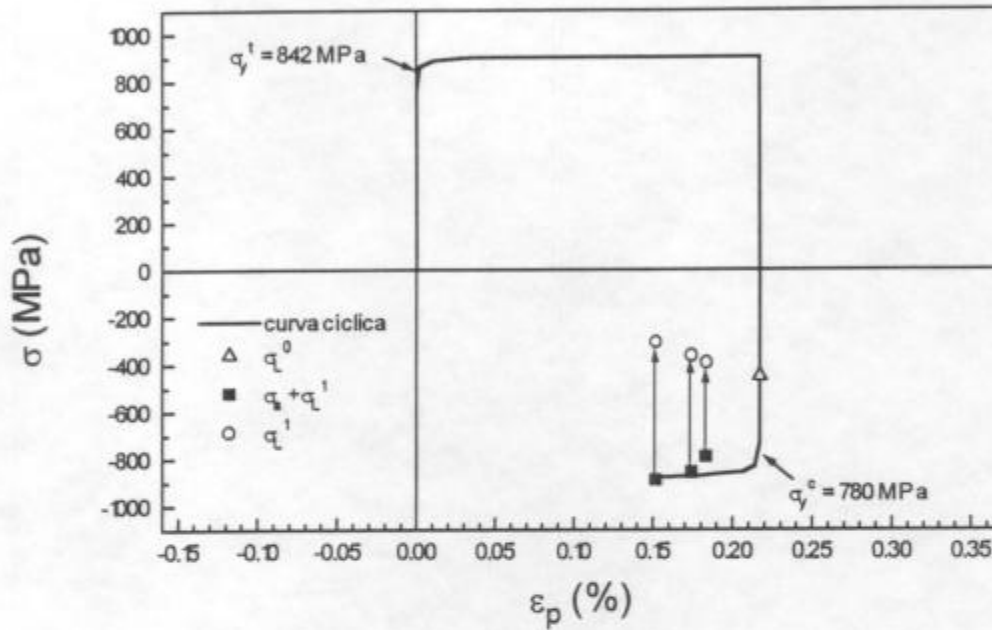


Figura IV.3: Predicciones del modelo de relajación de tensiones residuales y curva cíclica para el material T&R maquinado.

Ahora, las deformaciones plásticas ϵ_p^1 correspondientes al estado plástico de la capa después del primer ciclo puede estimarse de la siguiente manera:

$$\epsilon_p^0 - \epsilon_p^1 = -\frac{\sigma_L^0 - \sigma_L^1}{E}$$

donde se acepta que el endurecimiento del material es bajo comparado con el módulo E.

La Figura IV.3 muestra los resultados obtenidos con los datos de tensiones residuales de Figura III.13 y el módulo E de Tabla II.2, el triángulo corresponde al estado inicial de la capa y los

círculos abiertos al estado final después del primer ciclo para cada nivel de tensión aplicada. Como puede observarse en Figura IV.2 la tensión correspondiente a la curva cíclica puede obtenerse sumando la amplitud de la tensión aplicada en cada caso, este resultado se muestra con cuadrados llenos en la Figura IV.3.

Finalmente en la Figura IV.3 se muestra la curva cíclica que puede predecirse a partir de la curva de tracción de Figura II.5 y un criterio de fluencia cinemático. Puede observarse un buen acuerdo, por lo menos para los niveles altos de tensión aplicada, entre esta curva cíclica y los datos derivados del modelo de relajación antes propuesto.

El modelo de relajación propuesto predice que la tensión residual debería mantenerse constante para cualquier número de ciclos posteriores al primero. La Figura IV.4 muestra la evolución con el número de ciclos de la tensión neta en compresión para cada amplitud de tensión aplicada investigada.

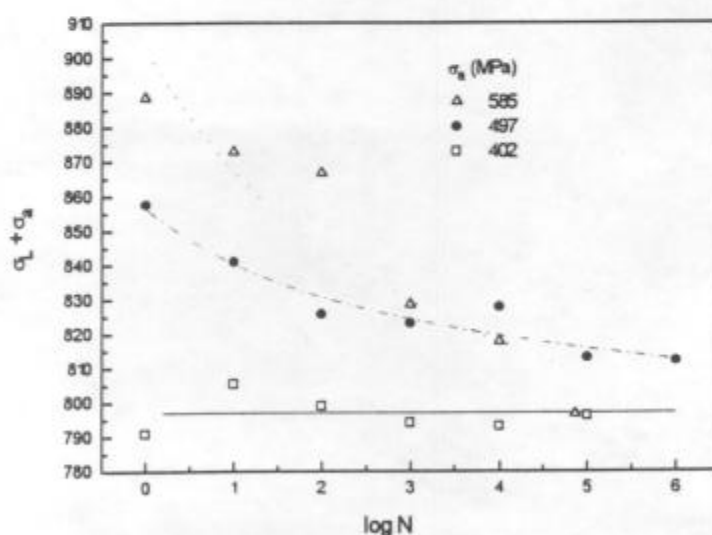


Figura IV.4: Evolución de la tensión resultante sobre la capa superficial del material T&R maquinado durante la fatiga.

Puede observarse que solamente el nivel de tensión aplicada 19% por debajo del límite de fatiga se comporta como predice el modelo. Los otros niveles evolucionan hacia un valor estable cercano a aquel del nivel de tensión aplicada antes mencionado. Este efecto es conocido como ablandamiento cíclico y suele observarse frecuentemente en fatiga de materiales previamente trabajados en frío, su interpretación se basa en la no estabilidad de la microestructura de dislocaciones originada por trabajado en frío respecto de la estabilidad obtenida por ciclado. La micro estructura de dislocaciones obtenidas por ciclado tiene una energía libre mucho más baja que la microestructura de dislocaciones originada por trabajado en frío para una misma densidad de dislocaciones, ello implica que esta última evolucionará hacia la primera si se aplica una tensión cíclica.

CONCLUSIONES

- * En el acero especial estudiado el proceso de torneado y pulido introduce un estado de TR superficiales isótropas compresivas del orden de -450 MPa, siendo de alrededor de 60 μ m de profundidad la capa afectada.
- * El nitrurado por plasma en condiciones comerciales standard origina, en el mismo acero, TR isótropas compresivas del orden de -200 MPa en la superficie, extendiéndose las mismas hasta una profundidad de alrededor de 700 μ m. Se requieren estudios adicionales para modelizar el perfil de TR determinado experimentalmente.
- * En piezas con endurecimiento superficial provocado por deformación plástica (maquinado), sometidas a fatiga cíclica, la disminución más significativa del nivel de TR compresivas se produce en los primeros ciclos de carga. Se encuentra una posterior relajación solo cuando los niveles de tensión aplicada son cercanos o superiores al límite de fatiga. La distribución en profundidad de las TR axiales no permanece estable durante el ciclado para una tensión aplicada 20% superior al límite de fatiga. Un seguimiento del valor de las TR superficiales por una técnica no destructiva, como es la difracción de rayos X, permitiría detectar eventuales sobrecargas en el funcionamiento.
- * El tratamiento de nitruración por plasma en condiciones

standard comerciales aumenta el límite de fatiga en aproximadamente un 22 % respecto del estado maquinado. Este comportamiento se explica a partir de ecuaciones mecánicas simplificadas que describen la influencia de la profundidad de la capa nitrurada.

- * En el material nitrurado no se observa relajación de las TR para tensiones aplicadas hasta un 20% sobre el límite de fatiga, esta propiedad permitiría incluir el perfil de TR iniciales en los cálculos de diseño para componentes o piezas de maquinas sometidos a fatiga.

BIBLIOGRAFIA

- [1] J. A. Collins. "Failure of Materials in Mechanical Design", Jonhn Wiley & Son, New York (1981).
- [2] Campbell Laird. "Fatigue and Microestructure", A.S.M. Metal Park, Ohio, p. 149 (1979).
- [3] H. Mughrabi. Mater. Sci. Eng., Vol 33, p. 107 (1978).
- [4] P. Neuman. "Constitutive Equation in Plasticity", The MIT Press Massachusetts, p. 440 (1975).
- [5] J. C. Grosskreutz and M. Mughrabi. "Constitutive Equation in Plasticity", The MIT Press Massachusetts, p.250 (1975).
- [6] C.Laird, Mat. Sci. Eng, Vol 22, p. 231 (1976).
- [7] P. de la Cruz. "Fatigue of Coated and Laser Hardened Steel", Tesis de Doctorado, Institute of Technology, Dept.of Mech. Eng., Linköping, Sweden (1990).
- [8] E.A. Estarke Jr. and G. Lütjering. "Fatigue and Microestructure", A.S.M. Metal Park, Ohio, p. 205 (1979) .
- [9] A. Hunshe and P.Neuman. INT. ASTM Symp. on Fundamental Questions and Critical Experiments on Fatigue, Dallas-Fort Worth, Texas, USA (1984).
- [10] Morris E. Fine and Joseph S. Santner. Scripta Met, Vol 9, p. 1239 (1975).
- [11] G. Lütjering and S. Weissman. Acta Met., Vol 18, p. 785 (1970).
- [12] V. Gerold and B. Meier. "Deformation Mechanisms and Crack Initiation in Fatigue", Fatigue 87, EMAS Engineering Materials Advisory Services Ltd, Virginia, Vol III (1987).
- [13] P. J. E. Forsyth. Int. Conf. on Fatigue, Institution of Mechanical Engineers and ASME, p. 535, (1956).

- [14] D. Kuhlman-Wilsdorf and C. Laird. Mat. Sci. and Eng., Vol 27, p. 137 (1977).
- [15] P. J. E. Forsyth and C. A. Stubbington. J. Inst. Met. Vol 83, p. 173 (1954-5); Vol 83, p. 395 (1954-5); Vol 85, p. 339 (1956-7); Vol 86, p. 90 (1957-8).
- [16] N. E. Frost, K. J. Marsh and L. P. Pook. "Metal Fatigue", Clarendon Press, Oxford, p. 6 (1974).
- [17] C. Laird and D. J. Duquette. "Mechanism of Fatigue Crack Nucleation in Corrosion Fatigue", NACE-2, Houston, Texas, p. 88 (1972).
- [18] Y. H. Kim, T. Mura and M. E. Fine. Progress Report to American Iron and Steel Institute, Proj. No. 67-368, Feb. 1-Aug. 1 (1978).
- [19] P. G. Forrest. "Fatiga de los Metales". Ediciones Urmo, Bilbao (1972).
- [20] C. E. Fletner and P. Beardmore. ASTM-STP 467, p. 77 (1970).
- [21] G. Y. Kung, Ph. D. Thesis, Northwestern University, Evanston Illinois (1968)
- [22] W. Graig. "An Electron Microscope Study of Development of Fatigue Failures". Proc. Amer. Soc. Test. Mat., Vol 52, p. 877 (1952).
- [23] N. Thompson and N. J. Wadsworth. Adv., Phys., Vol 7, p. 72 (1958).
- [24] H. Tada, P. Paris and G. Irwin. "The Stress Analysis of Cracks Handbook". Del Research Corp. Heller Town, Pa (1973).
- [25] D. P. Rooke and D. J. Cartwright. "Stress Intensity Factor", HMSO, London (1976).
- [26] W. H. Kim and C. Laird. Acta Met., Vol 26, p. 777 (1978).
- [27] W. H. Kim and C. Laird. Acta Met., Vol 26, p. 789 (1978).
- [28] N. E. Frost, K. J. Marsh, and L. P. Pook. "Metal Fatigue" Clarendon Press, Oxford, p. 228 (1974).

- [29] F. A. Mc Clintock. "Fatigue Crack Propagation", ASTM-STP 415, p. 170 (1966).
- [30] H. W. Liu. Trans. Am. Soc. Mech. Engrs, Vol 85, p. 116 (1963).
- [31] Dieter G. E. " Mechanical Metallurgy". MacGraw-Hill Inc., New York, Third Edition (1986).
- [32] M. L. Castex, J. L. Lebrun, G. Maeder, J. M. Sprauel. "Determination des Contraintes Residuelles par Diffraction des Rayons X". Public. Scien. Et Techniques, ENSAM (1981).
- [33] E. A. Neppiras. Metal Fatigue at High Frequency. Proc. Phys. Soc. Vol 70B, p. 393 (1957).
- [34] A. R. Wade and P. Grootenhuis. Very High-Speed Fatigue Testing. Inst. Mech. Engrs. Int. Conference on Fatigue, p. 361 (1956).
- [35] C. H. Wells. "Fatigue and Microstructure", ed. by ASM Metal Park, Ohio, p. 307 (1979).
- [36] L. F. Coffin Jr. Metall. Trans, Vol 2, p. 3105 (1971).
- [37] O. J. Horger. Fatigue Characteristics of Large Section in Fatigue. ASM, Metal Park, Ohio (1953).
- [38] C. E. Phillips and R. E. Heywood. Proc. Inst. Mech. Engrs (London), Vol 165, p. 113 (1951).
- [39] J. O. Almen and P. H. Black, "Residual Stress and Fatigue in Metals". Mc Graw-Hill Book Company, New York (1963).
- [40] R. A. R. Hammond and C. Willians. Metall. Rev., Vol 5, p. 165 (1960).
- [41] A. J. Mc Evil and R.W. Staehle, eds., "Corrosion Fatigue", Nat. Assoc. Corrosion Eng.,Houston (1972).
- [42] U. R. Evans and M. T. Simmad. Proc. R. Soc. London, Vol 188A, p.372 (1947).
- [43] R. E. Peterson. "Stress-Concentration Design Factor". John

- Wiley & Sons., New York (1974).
- [44] H. Neuber, "Theory of Notch Stresses", J. W. Edwards, Publisher, Incorporate, Ann Arbor, Mich. (1946).
 - [45] G. E. Dieter, R. F. Mehl and G. T. Horne. Trans. Am. Soc. Met., Vol 47, p. 423 (1955).
 - [46] G. Sines and G. Ohgi. J. Eng. Mater. Tech., Trans. ASME, Vol 103, p.82 (1981).
 - [47] G. Mateos. "Tolerancia Ajuste y calibres", Ed. Urmo, Barcelona (1964).
 - [48] M. Rossi. "Utililajes Mecánicos y Fabricación en Serie". Ed. Dossat, Madrid (1968).
 - [49] Dudley. "Manual de Engranajes". Ed. McGraw Hill (1961).
 - [50] I. Núñez. "Rugosidad. Resumen Conceptual". Oficina Técnica, Palazzolo S.A. (1992).
 - [51] M. Tricard. "Residual effects of finishing methods." ASM Handbook, Vol 5 "Surface Engineering", p. 144 (1994).
 - [52] E. Schreiber and H. Schlicht. Residual Stresses in Science and Technology. Eds. E. Macherauch and V. Hauk, Verlag, Vol 2, p. 853 (1987).
 - [53] Yu. Lakthin. Metallovedenie i Termich. Obrabotka, Metallurgizdat, Moscow (1964).
 - [54] Y. Pourprix. Sci. Tech., Vol 37, p. 49 (1976).
 - [55] A. Vol, Stroenie i Svoistva Dvoinykh Metallicheskih Sistem. Fizmatgiz, Moscow (1962).
 - [56] A. V. Belotskii, Metallov. Term. Obr. Metal., Vol 12, p. 24 (1975).
 - [57] L. Barrallier and J. Barralis. Proceedings of ICRS 4, Society for Mechanical Mechanics Inc, p. 498 (1994).
 - [58] T. Bell and N. L. Loh. J. Heat Treating, Vol 2, Nro 3, p. 232 (1982).
 - [59] S. Serensen. Povyshenie Ustalost. Prochn. Detalei Mashin,

Mashgiz, Moscow (1962).

- [60] L. Picouet. "Fatigue des assemblages soudés". Tesis de Doctorado, Ensam (1985).
- [61] M.F. Cippiere. "Etude et caracterisation de l'endommagement induit par fatigue-contact sur des cylindres d'appui de laminoir a chaud ". Tesis de Doctorado, ENSAM (1991).
- [62] B. Eigenmann, V. Schulze and O. Vöhringer. Proceedings of ICRS 4, Society for Mechanical Mechanics Inc, p. 598 (1994).
- [63] G. Fang, K. W. Xu and D. Q. Zhang. Proceedings of ICRS 2, Elsevier Applied Science LTD, p. 759 (1988).
- [64] M. Desvignes, B. Gentil and L. Castex. Proceedings of ICRS 2, Elsevier Applied Science LTD, p. 791 (1988).
- [65] J. Barralis and L. Castex. Residual Stresses in Science and Technology. Eds. E. Macherauch and V. Hauk, Verlag, Vol 2, p. 679 (1987).
- [66] "Metal Handbook", ASM, Metal Park, Ohio, Vol 1, 8th ed. p. 61 (1975).
- [67] P. Rochegude and J. Foct. Annales de Chimie, Paris, Vol 8, p. 533 (1983).
- [68] K. H. Jack. Acta Cryst., Vol 5, p. 404 (1952).
- [69] M. A. J. Somers and E. J. Mittemeijer. Metall. Trans A, Vol 21A, p. 189 (1990).
- [70] S. Mridha and D. H. Jack. Metal Science, Vol 16, p. 398 (1982).
- [71] P. F. Colijn, E. J. Mittemeijer and H. C. F. Rozendaal. Z. Metallkde, Vol 74, p. 620 (1983).
- [72] Manual de Instrucciones Carl Schenck Maschinenfabrik GmbH, Darmstadt, Deuchkland (1964).
- [73] S. Timoschenko. "Resistencia de Materiales", Espasa-Calpe S.A., Madrid, 9th edición (1961).

- [74] R.W. Landgraf, and R.H. Richman. ASTM STP 569, p. 130 (1975).
- [75] M. G. Moore and W. P. Evans. SAE Transactions, Vol 66, p. 341 (1958).
- [76] M. A. Zampronio. Tesis Doctoral en Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Universidade Federal do Rio de Janeiro (1995).
- [77] H. Oettel and G. Schreiber. "Calculation of Macro Stresses in Nitrided Steels". Proceedings of ICRS 4, Society for Mechanical Mechanics Inc, p. 1285 (1994).
- [78] H. C. F. Rozendaal, E. J. Mittemeijer, P. F. Colijn and P. J. Van Der Schaaf. Metall. Trans A, Vol 14A, p. 395 (1983).
- [79] M. A. J. Somers, N. M. Van Der Pers, D. Schalkoord and E. J. Mittemeijer. Metall. Trans A, Vol 20A, p. 1533 (1989).
- [80] "Metal Handbook", ASM, Metal Park, Ohio, Vol 1, 9th ed. p. 147 (1981).