**UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID
ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS DE
CAMINOS, CANALES Y PUERTOS**

**TENSIONES RESIDUALES EN ALAMBRES
DE ACERO TREFILADOS**

TESIS DOCTORAL
José Miguel Atienza Riera
Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

Director de Tesis
Manuel Elices Calafat
Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos
Catedrático de Universidad

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S.I. de Caminos, Universidad Politécnica de Madrid

Madrid, 2001

ÍNDICE.

Capítulo 1: INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES.....	1
1.1.- IMPORTANCIA DEL PROBLEMA, ANTECEDENTES Y OBJETIVOS DE LA TESIS.....	3
1.1.1.- PRESENTACIÓN DEL PROBLEMA: LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO DE ALAMBRES DE ACERO.....	3
1.1.2.- ANTECEDENTES Y CONTEXTO DEL TRABAJO.....	5
1.1.3.- OBJETIVOS DE LA TESIS.....	13
1.2.- EL TREFILADO DE ALAMBRES.....	16
1.2.1.- INTRODUCCIÓN. UN BREVE REPASO HISTÓRICO.....	16
1.2.2.- SECUENCIA DEL PROCESO DE TREFILADO DE ALAMBRES.....	20
1.2.3.- PARÁMETROS QUE CONTROLAN EL PROCESO.....	26
1.2.4.- EL MATERIAL: ACERO EUTECTOIDE.....	31
1.2.4.1.- COMPOSICIÓN Y FORMACIÓN DE LA PERLITA.....	31
1.2.4.2.- CAMBIOS PRODUCIDOS POR EL TREFILADO.....	33
1.3.- MEDIDA EXPERIMENTAL DE TENSIONES RESIDUALES POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	40
1.3.1.- ORIGEN E IMPORTANCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES....	40
1.3.2.- FUNDAMENTOS DE LA MEDIDA DE DEFORMACIONES POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	43
1.3.3.- DETERMINACIÓN DE LAS TENSIONES. LEY DEL SENO CUADRADO.....	44
1.3.4.- GONIÓMETROS.....	49
1.3.5.- TIPOS DE TENSIONES. CONSTANTES ELÁSTICAS DE DIFRACCIÓN.....	50
1.3.6.- DIFICULTADES EN LA MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES CON DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	54
 Capítulo 2: TRABAJO EXPERIMENTAL.....	 57
2.1.- JUSTIFICACIÓN DEL MATERIAL ELEGIDO.....	59
2.2.- DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE FABRICACIÓN DEL MATERIAL.....	60
2.3.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	62

2.3.1.- ENSAYOS DE TRACCIÓN A TEMPERATURA AMBIENTE.....	62
2.3.2.- ENSAYOS DE TRACCIÓN A 190 °C.....	63
2.3.3.- ENSAYOS DE DUREZA.....	65
2.4.- MEDIDA DE TEXTURAS.....	67
2.5.- MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES EN LA SUPERFICIE DE LOS ALAMBRES TREFILADOS POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	69
2.5.1.- DESCRIPCIÓN DEL EQUIPO EXPERIMENTAL.....	69
2.5.2.- PROCEDIMIENTO EMPLEADO EN LAS MEDIDAS.....	73
2.5.3.- MEDIDAS REALIZADAS.....	77
2.5.3.1.- TENSIONES GENERADAS POR EL TREFILADO.....	77
2.5.3.2.- INFLUENCIA DEL CORTE.....	80
2.5.3.3.- COMPARACIÓN ENTRE DOS GONIÓMETROS.....	82
2.6.- TRATAMIENTOS POSTERIORES.....	83
2.6.1.- TRATAMIENTOS MECÁNICOS.....	83
2.6.2.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	85
2.7.- RESUMEN.....	88
 Capítulo 3: MODELO NUMÉRICO PARA EL CÁLCULO DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL.....	 89
3.1.- INTRODUCCIÓN.....	91
3.2.- MODELO PROPUESTO PARA EL CÁLCULO DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO DE ALAMBRES.....	96
3.2.1.- DESCRIPCIÓN DEL MODELO.....	96
3.2.2.- CÓDIGO DE ELEMENTOS FINITOS ABAQUS: FORMULACIÓN LAGRANGIANA.....	98
3.2.3.- MODELO TERMOMECAÁNICO.....	99
3.2.4.- MODELIZACIÓN DE LA MATRIZ.....	104
3.2.5.- MODELIZACIÓN DEL CONTACTO ENTRE LA HERRAMIENTA Y EL ALAMBRE.....	105
3.2.6.- SIMETRÍAS DEL PROBLEMA: MODELO AXISIMÉTRICO.....	106
3.2.7.- MALLADO. TIPO DE ELEMENTOS.....	107
3.2.8.- RESUMEN DEL MODELO.....	113
3.3.- VALIDACIÓN EXPERIMENTAL DEL MODELO DE ELEMENTOS FINITOS.....	114
3.3.1.- COMPROBACIÓN DE LA FUERZA DE TIRADO.....	115

3.3.2.- COMPROBACIÓN DEL CAMPO DE TEMPERATURAS.....	123
3.3.3.- COMPROBACIÓN DE LAS PROPIEDADES DEL ALAMBRE TREFILADO.....	125
3.3.4.- COMPROBACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES.....	131

Capítulo 4: LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO. INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DEL PROCESO.....	137
4.1.- INTRODUCCIÓN.....	139
4.2.- INFLUENCIA DEL DISEÑO DE LA MATRIZ EN EL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES DE UN ALAMBRE TREFILADO.....	140
4.2.1.- GEOMETRÍA DE LA HILERA.....	140
4.2.2.- INFLUENCIA DEL ÁNGULO DE REDUCCIÓN.....	142
4.2.3.- INFLUENCIA DE LA ZONA DE SALIDA.....	144
4.2.4.- INFLUENCIA DEL RADIO DE TRANSICIÓN.....	147
4.2.5.- INFLUENCIA DEL FACTOR DE REDUCCIÓN.....	148
4.2.6.- CONCLUSIONES.....	152
4.3.- INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y EL COEFICIENTE DE ROZAMIENTO.....	154
4.3.1.- RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN NUMÉRICA.....	156
4.3.2.- TEMPERATURAS ALCANZADAS DURANTE EL PROCESO.....	158
4.3.3.- INFLUENCIA EN LAS TENSIONES RESIDUALES.....	162
4.4.- INFLUENCIA DE LA TRACCIÓN TRASERA O "BACK PULL".....	164
4.5.- INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE TREFILADO.....	167
4.5.1.- IMPORTANCIA DE LA VELOCIDAD DE TREFILADO.....	167
4.5.2.- ENSAYOS A BAJA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.....	168
4.5.3.- ENSAYOS A ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.....	169
4.5.4.- RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN NUMÉRICA.....	175
4.5.5.- CONCLUSIONES.....	179
4.6.- INFLUENCIA DE LA ANISOTROPÍA.....	181
4.6.1.- NIVELES DE ANISOTROPÍA EN LA PERLITA TREFILADA.....	181
4.6.2.- MODELIZACIÓN DE LA ANISOTROPÍA CON ELEMENTOS FINITOS.....	183
4.6.3.- MODELIZACIÓN DE LA ANISOTROPÍA DE ALAMBRES TREFILADOS.....	185

4.6.4.- INFLUENCIA DE LA ANISOTROPÍA EN LAS TENSIONES RESIDUALES.....	189
4.6.5.- CONCLUSIONES.....	192
Capítulo 5: MODIFICACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES.....	193
5.1.- PASO POR UNA ÚLTIMA MATRIZ DE REDUCCIÓN MÍNIMA.....	195
5.2.- ENDEREZADO POR FLEXIONES ROTATIVAS.....	198
5.2.1.- SIMULACIÓN DEL PROCESO DE ENDEREZADO SOBRE UN ALAMBRE SIN TENSIONES RESIDUALES PREVIAS.....	200
5.2.2.- SIMULACIÓN DEL PROCESO DE ENDEREZADO SOBRE UN ALAMBRE CON TENSIONES RESIDUALES.....	205
5.3.- TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS.....	208
5.3.1.- TRATAMIENTOS MECÁNICOS.....	208
5.3.2.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	209
5.3.3.- TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS: ESTABILIZADO.....	210
5.3.4.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES CIRCUNFERENCIALES Y RADIALES. COMBINACIÓN DE TRATAMIENTOS.....	215
5.4.- CONCLUSIONES.....	218
Capítulo 6: INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LAS PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.....	221
6.1.- PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS PARA PRETENSAR....	223
6.2.- INFLUENCIA DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN DE UN ALAMBRE TREFILADO.....	225
6.2.1.- TRABAJO EXPERIMENTAL.....	225
6.2.2.- EVOLUCIÓN DE LA TENSÓN EN LA SECCIÓN TRANSVERSAL DEL ALAMBRE TREFILADO DURANTE UN ENSAYO DE TRACCIÓN....	226
6.2.3.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA CURVA TENSÓN-DEFORMACIÓN Y EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ALAMBRE TREFILADO.....	229
6.2.4.- INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS POSTERIORES EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN DEL ALAMBRE TREFILADO.....	232
6.2.5.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA RELACIÓN $\sigma_{0.2\%}/\sigma_{\max}$. ESPECIFICACIONES SEGÚN LAS NORMAS.....	234

6.2.6.- CONCLUSIONES.....	236
6.3.- INFLUENCIA DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES EN LA RELAJACIÓN DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.....	237
6.3.1.- INTRODUCCIÓN.....	237
6.3.2.- ANTECEDENTES.....	238
6.3.3.- ENSAYOS DE RELAJACIÓN.....	240
6.3.4.- DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS.....	245
6.3.5.- CONCLUSIONES.....	247
Capítulo 7: CONCLUSIONES DE LA TESIS Y TRABAJO FUTURO.....	249
7.1.- CONCLUSIONES.....	251
7.1.1.- GENERACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES E INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DEL PROCESO DE TREFILADO.....	251
7.1.2.- MODIFICACIÓN DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES MEDIANTE TRATAMIENTOS POSTERIORES AL TREFILADO.....	253
7.1.3.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LAS PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.....	254
7.2.- TRABAJO FUTURO.....	256
Capítulo 8: BIBLIOGRAFÍA.....	257

RESUMEN DE LA TESIS.

El alambre de acero eutectoide trefilado es un material de gran interés industrial. Se emplea masivamente en las obras de hormigón pretensado, en los cables de la minería y de la industria pesquera y en la industria del automóvil como hilos muy finos para refuerzo de neumáticos.

El proceso de trefilado con el que se obtienen estos alambres es una de las más antiguas operaciones de conformado de metales. Consiste esencialmente en reducir las dimensiones de una barra haciéndola pasar a través de una matriz por estirado en frío.

Uno de los problemas, aún no resuelto satisfactoriamente, en la fabricación de este material, es la eliminación de las tensiones residuales producidas durante el trefilado. En el proceso, los alambres sufren una gran deformación plástica que origina su aparición, pudiendo llegar a tener una gran influencia en el comportamiento mecánico de los alambres y en su durabilidad. La presencia de tensiones residuales de tracción en la superficie puede favorecer la formación de fisuras que pueden acortar la vida del alambre por fatiga cuando se encuentra sometido a cargas variables o bien producir roturas frágiles por corrosión bajo tensión.

Los fabricantes conocen los efectos dañinos de las tensiones residuales y tratan de paliar su influencia mediante tratamientos termomecánicos después del trefilado. Hoy en día, estas técnicas siguen siendo más un arte que una ciencia, debido a la escasez de datos fiables. Lo poco que se sabe es celosamente guardado por cada fabricante.

Por consiguiente, es necesario conocer la distribución de las tensiones residuales originadas por el trefilado y la posibilidad de modificarlas para evitar los efectos perniciosos que de ellas se derivan. Si esto fuera posible, se evitarían accidentes y considerables pérdidas y se obtendría un producto más competitivo.

La medida experimental de las tensiones residuales continúa siendo un trabajo muy complicado. Incluso las técnicas más valoradas en la actualidad (métodos de difracción de rayos X y de neutrones) cuentan con importantes limitaciones: dificultades en la interpretación de las medidas, escaso poder de penetración en el caso de los rayos X, poca disponibilidad de las fuentes de neutrones,...

Frente a ellas, la simulación con el método de los elementos finitos surge como una herramienta básica para el estudio de los procesos de conformado de metales, permitiendo obtener información sobre el flujo del metal durante el trefilado y sobre las tensiones, deformaciones y temperaturas en el material antes, después y durante el conformado, siempre y cuando el modelo sea fiable.

En esta tesis se han combinado las técnicas experimentales y numéricas para estudiar las tensiones residuales generadas en los alambres de acero durante el proceso de trefilado, tratando de explicar los tres aspectos básicos del problema: la generación de las tensiones durante el proceso, la modificación de las mismas en los tratamientos posteriores y la influencia que tienen esas tensiones residuales en las propiedades finales de los alambres.

En primer lugar, se ha explicado cómo se genera un perfil de tensiones residuales en el alambre trefilado con tracciones en la superficie y compresiones en el centro debido fundamentalmente a la deformación inhomogénea producida en el conformado. Se ha estudiado la influencia de los distintos parámetros del trefilado en el perfil final de tensiones residuales, mostrando que con una elección adecuada de los mismos se puede reducir de forma importante dicho perfil.

A continuación se ha explicado cómo los tratamientos posteriores al trefilado modifican el perfil de tensiones residuales. Se han estudiado los principales tratamientos empleados en la industria: el paso por una última matriz de reducción mínima, el enderezado por flexiones rotativas y el estabilizado.

Finalmente, se ha puesto de manifiesto la influencia de las tensiones residuales en las propiedades finales del alambre de acero. Se ha mostrado cómo la existencia de un perfil de tensiones residuales puede reducir el límite elástico y aumentar la relajación de los alambres trefilados.

ABSTRACT.

Drawn steel is a highly interesting material from the industrial point of view. It is widely used in pre-stressed concrete construction works, in mining and fishing industry cables and as fine wires for tyre reinforcement in cars.

The wire-drawing process is one of the oldest metal forming processes. It consists of reducing the section of a bar by pulling through a die.

One of the problems that arises in the manufacturing of this material is to remove the residual stresses produced by drawing. In this process the wire suffers high plastic strain and this generates a residual stress state. These residual stresses can influence the mechanical behaviour of the wires and their durability. The presence of tensile residual stresses at the surface may enhance crack growth, thus shortening the fatigue life when variable loads are applied. Brittle failure by stress corrosion cracking might also happen.

Wire manufacturers know the harmful effects of residual stresses, and try to reduce their influence with thermo-mechanical treatments after drawing. However, most of these empirical treatments are considered confidential information by the manufacturers.

So, it seems to be useful to know the distribution of residual stresses generated by cold-drawing and the possibility to modify them to prevent their negative effects. Would that be possible, some catastrophic failures could be prevented.

The experimental measurement of residual stresses is still a difficult task. Even the most promising techniques used today (X-ray and neutron diffraction) have important limitations: difficult interpretation of the measured data, low capacity of penetration of the X-rays, and limitations on the availability of neutrons sources are some examples.

Finite element method appears to be an alternative tool to study metal forming processes, giving information about metal flow. If a reliable model is used, this method can give a lot of information about the material stresses, strains and temperatures before, during, and after drawing.

In this thesis, experimental work and numerical techniques have been combined to study the residual stresses in drawn steel wires. The approach tries to explain the three basic aspects of the problem: the generation of the stresses during drawing, its modification with later treatments, and the influence on the mechanical behaviour of drawn wires.

First, the generation of the residual stress state is explained in terms of the inhomogeneous deformation during metal forming. So tensile stresses are developed on the surface and compressive stresses on the core. The influence of different drawing parameters on the final distribution of residual stresses has also been studied, showing that they can be minimize with a correct choice of process parameters.

Later, it is explained how the post-drawing treatments modify the residual stress state. The most usual treatments employed on wire industry have been studied: last die with a small final reduction, the straightening by rotary flexions and the stabilizing.

Finally, the influence of residual stresses on the final mechanical properties of steel wires has been investigated. It is showed how the residual stress state can reduce the elastic limit and raise the stress relaxation of drawn wires.

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

1.1.- IMPORTANCIA DEL PROBLEMA, ANTECEDENTES Y OBJETIVOS DE LA TESIS.

1.1.1.- PRESENTACIÓN DEL PROBLEMA: LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO DE ALAMBRES DE ACERO.

El alambre de acero trefilado es un material de gran interés industrial. Se emplea masivamente en las obras de hormigón pretensado, en los cables de la minería y de la industria pesquera y en la industria del automóvil como hilos muy finos para el refuerzo de neumáticos.

El proceso de trefilado con el que se obtienen estos alambres es una de las más antiguas operaciones de conformado de metales. Consiste, esencialmente, en reducir las dimensiones de una barra haciéndola pasar a través de una matriz cónica por estirado en frío.

En el siglo pasado, el aumento de las exigencias en cuanto a productividad y calidad de los productos propició un avance muy importante en el conocimiento y mejora del proceso de trefilado. No obstante, uno de los problemas aún no resuelto satisfactoriamente es la eliminación de las tensiones residuales producidas durante el conformado. En el proceso, los alambres sufren una gran deformación plástica que no es completamente homogénea en toda la sección, lo que origina la aparición de un perfil de tensiones residuales en el producto final.

Estas tensiones pueden tener una gran influencia en el comportamiento mecánico de los alambres y en su durabilidad. Se ha comprobado que la presencia de tensiones residuales de tracción en la superficie favorece la formación de fisuras que pueden acortar la vida del alambre por fatiga, cuando se encuentra sometido a cargas variables, o bien producir roturas frágiles por corrosión bajo tensión o en presencia de medios agresivos. Algunos fallos ocurridos en componentes mecánicos y en estructuras se han justificado por causa de las tensiones residuales.

No obstante, la dificultad en la medida de las tensiones residuales ha hecho que la relación entre las propiedades mecánicas del alambre trefilado y su nivel de tensiones residuales se haya establecido hasta ahora únicamente de forma cualitativa.

Los fabricantes conocen los efectos dañinos de las tensiones residuales y tratan de paliar su influencia mediante tratamientos termomecánicos después del trefilado. Hoy en día, estas técnicas siguen siendo más un arte que una ciencia debido a la escasez de estudios y datos fiables. Además, lo poco que se sabe es celosamente guardado por cada fabricante.

Por consiguiente, es necesario conocer la distribución de las tensiones residuales originadas por el trefilado y la posibilidad de modificarlas, para evitar los efectos perniciosos que de ellas se derivan. Si esto fuera posible, se evitarían accidentes y considerables pérdidas y se obtendría un producto más competitivo y de mayor calidad.

1.1.2.- ANTECEDENTES Y CONTEXTO DEL TRABAJO.

El presente trabajo se inscribe en un contexto que podría dividirse en tres grandes campos que confluyen en el tema de las tensiones residuales de los alambres trefilados:

- El proceso de trefilado.
- Medida y cálculo de las tensiones residuales.
- Influencia de las tensiones residuales en las propiedades de los materiales.

- LA "CIENCIA" DEL TREFILADO.

Durante el siglo pasado, paralelamente al desarrollo de nuevos productos, al aumento de las velocidades de los procesos y a los mayores requerimientos de calidad, el trefilado ha ido pasando progresivamente de ser un arte, marcado por el secreto industrial, a empezar a convertirse en una auténtica "ciencia" [A.B. Dove 1983, R.M. Shemenski 1999a].

Hoy en día se celebran periódicamente conferencias monográficas sobre este proceso y es frecuente encontrar artículos dedicados al trefilado en cualquier conferencia internacional consagrada al estudio del comportamiento plástico de los materiales o a los procesos de conformado de metales. Por otra parte, existen diversas publicaciones periódicas dedicadas exclusivamente a la industria de los alambres (Wire Journal International, Wire Industry).

Los estudios realizados han permitido la mejora y el control de diferentes parámetros del proceso. En particular, han sido numerosos los esfuerzos destinados al conocimiento del flujo del material en su paso por la matriz [B. Avitzur 1989, E. Doege et al 2000a], así como los dedicados a evitar la rotura de los alambres durante la fabricación [A. Nakagiri et al 2000b, E. Doege et al 2000b] y a optimizar la geometría de las hileras [Critescu 1980, H.B. Campos y P.R. Cetlin, 1998, S. Vijayakar et al 1995, H. Godfrey et al 2000]. Parámetros como la fuerza de trefilado [P.O. Enghag 1997], la lubricación [R. Wright 1997] y la temperatura [N. Neimarlija 1988] han centrado la atención de los investigadores.

No obstante, la ciencia del trefilado todavía se encuentra lejos de conocer y controlar la influencia de todas las variables del proceso. Un ejemplo lo constituye el hecho de que sigan existiendo varios criterios de rotura del alambre, que tienen un éxito limitado en la predicción de la iniciación de la fractura en el proceso de conformado [G.M. Meseha y M. Garshasb 1997, D.C. Ko y B.M. Kim 1998, E. Doege et al 2000b, N.V. Reddy et al 2000]. Una de las causas es que la mayoría de los estudios y teorías desarrolladas hasta ahora han tenido una base empírica o semiempírica. A ello se une la continua evolución de la industria, en su búsqueda de nuevos productos, nuevas tecnologías y mayores velocidades de fabricación.

Por lo que respecta a las tensiones residuales, no han sido un tema prioritario en las investigaciones. Sólo algunos autores se han dedicado a comprobar la influencia de la geometría de la matriz en el perfil de tensiones residuales resultante en los alambres [K. Sawamiphakdi et al 1990, P. Renz et al 1996, N.W. Bonner et al 1996, J. Gerhardt y A.E. Tekkaya 1997, A. Nakagiri et al 2000a]. Estos trabajos han puesto de manifiesto, utilizando simulaciones numéricas, que el alambre, tras el proceso de trefilado, tiene un perfil de tensiones residuales con tracciones en la superficie y compresiones en el centro. Los valores de las tracciones superficiales calculados para los alambres de acero empleados en el pretensado pueden llegar a ser muy altos (500-600 MPa) (fig. I-1).

Fig. I-1. Ejemplos de perfiles de tensiones residuales calculados para un alambre trefilado [P. Renz et al 1996]. Se trata de un perfil axisimétrico con compresiones en el centro del alambre ($r/r_1=0$) y tracciones en la superficie ($r/r_1=1$). El estudio fue realizado para alambres de acero como los empleados en el hormigón pretensado. Se pueden apreciar los altos valores de las tracciones superficiales.

Las comprobaciones de estos modelos han sido realizadas con métodos cualitativos o bien se han limitado a comprobar medidas indirectas, como la fuerza de trefilado. Además, no se ha estudiado cómo las tensiones residuales se ven afectadas por las distintas variables del proceso y los tratamientos posteriores al trefilado.

El trefilado es un proceso muy evolucionado, fruto de muchos años de experimentación pero es ahora, a la luz de la Ciencia de los Materiales, cuando empezamos a comprender todo lo que sucede durante el conformado. Parece, pues, que desde el punto de vista de la "ciencia del trefilado" sería muy interesante predecir las tensiones residuales generadas durante el proceso y cuál es el efecto de las distintas variables y tratamientos, de cara a comprender la influencia de los diferentes parámetros y optimizar los procesos de fabricación.

- MEDIDA Y CÁLCULO DE LAS TENSIONES RESIDUALES.

Las tensiones residuales aparecen en casi todos los materiales y se suman al estado de tensiones producido por las fuerzas externas. Aunque todavía no son del todo conocidos sus efectos, en las últimas décadas numerosos estudios han puesto de manifiesto su influencia en el comportamiento de los materiales. Por eso, no es extraño que en los últimos años haya existido un interés continuado en el desarrollo de métodos para la medida y el cálculo de tensiones residuales.

La búsqueda de métodos para la medida de tensiones residuales comenzó al principio del siglo XX. Primero aparecieron los métodos mecánicos en los que se eliminaba parte del material y se derivaban las tensiones a partir de los cambios en las dimensiones experimentados por la muestra. Estos métodos adquirieron gran importancia y se desarrollaron diversas variantes [J. Mathar 1934, J. Flavenot y A. Niku-Lari 1976, J. Peters et al 1978]. En la actualidad, en la industria del alambre fino para neumáticos, todavía se utilizan asiduamente para obtener una idea cualitativa del estado de tensiones residuales. Más tarde aparecerían otras técnicas basadas en métodos acústicos [E. Schneider y K. Goebbles 1983] (que mide la velocidad de las ondas acústicas a través de la muestra), magnéticos [B. Sundström y K. Törrönen 1979] (basado en la detección del ruido de Barkhausen) o las más recientes, basadas en la espectroscopía Raman [S. Sharma et al 1985] o en la realización de microdurezas [S. Carlsson y P.L. Larsson 2001].

No obstante, en la actualidad son las técnicas de difracción de rayos X y neutrones [A. Krawitz et al 1982, I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987] los métodos fundamentales para la medida de las tensiones residuales en los materiales cristalinos. Entre sus ventajas destaca el hecho de que son métodos no destructivos y tienen una alta resolución, permitiendo conocer las tensiones de las distintas fases en un material polifásico.

En este campo, han sido numerosos los estudios y las mejoras introducidas, basta dar un pequeño repaso a los últimos congresos internacionales sobre tensiones residuales. Desde el punto de vista de los alambres de acero trefilados se han realizado diversos trabajos [P.F. Willemse et al 1982, J.M. Campos y M. Elices 1987, R.A. Winholtz y J.B. Cohen 1992, M. Belassel et al 1994, N.W. Bonner et al 1997, M. Kornmeier et al 1997, M. Belassel y J.L. Lebrun 1997] entre los que destaca la aportación de Van Acker [K. Van Acker 1996], que midió el perfil de tensiones residuales en la zona superficial de alambres perlíticos finos (fig. I-2), con diámetros del orden de 1mm, combinando la difracción de rayos X con la de neutrones.

Fig. I-2. Tensiones residuales longitudinales en la zona superficial de alambres perlíticos finos, obtenidas combinando difracción de rayos X y neutrones [K. Van Acker 1996]. Se aprecian las diferencias existentes entre las tensiones de las distintas fases y especialmente las altas tensiones que se alcanzan en la fase cementita (Fe_3C)

Sin embargo, la medida de tensiones residuales con difracción de rayos X y neutrones todavía no se ha convertido en un trabajo sencillo, capaz de ser realizado de forma sistemática y rutinaria. El estudio de Van Acker [K. Van Acker 1996, K. Van Acker et al 1996], el más completo de los realizados hasta ahora, deja claras las dificultades de la medida de tensiones residuales en un material como el acero perlítico trefilado (bifásico y con una textura marcada) a la vez que muestra las limitaciones de las técnicas difractométricas (medidas únicamente superficiales y dificultad de obtener datos sobre la cementita en el caso de los rayos X y escasa disponibilidad de las fuentes de neutrones).

En este contexto, el método de los elementos finitos surge como una poderosa herramienta de cálculo para simular los procesos industriales [J.L. Chenot 1997]. Ya han pasado más de 25 años de continuo desarrollo desde los primeros trabajos en la modelización de los procesos de conformado de metales, se han celebrado varias conferencias internacionales y se han desarrollado programas y códigos comerciales para la industria y la investigación (tabla I-1). Así pues, el MEF aparece como un posible camino para el cálculo de las tensiones residuales [S. Sjöström 1985].

Tabla I-1. Varios códigos comerciales de elementos finitos [A.E. Tekkaya 2000].

Software	Origen y compañía	Tipo del código
ABAQUS-Standard	HKS, EEUU	Estático implícito
MARC	MSC, EEUU	
NIKE3D	LSTC, EEUU	
AUTOFORM	Autoform, Suiza	
ABAQUS-Explicit	HKS, EEUU	Dinámico explícito
DYNA-3D	LSTC, EEUU	
PAM-STAMP	ESI, Francia	
OPTRIS	Dynamic Software, Francia	
AUTOFORM-one-step	Autoform, Suiza	Métodos inversos
ISO-PUNCH	Sollac, Francia	
SIMEX2	SimTech, Francia	

Los primeros intentos de proporcionar soluciones numéricas a los problemas de conformado de metales se remontan a los años 1960s. Las primeras soluciones numéricas se obtuvieron por métodos de diferencias finitas [D.M. Woo 1968]. Pero el gran salto adelante en este campo llegó con la aplicación del método de los elementos finitos. Los estudios pioneros fueron llevados a cabo por Gotoh e Ishise [M. Gotoh y F. Ishise 1978], Wang y Budiansky [N.M. Wang y B. Budiansky 1978] y Wifi [A.S. Wifi 1976] y en general estaban centrados en el conformado de placas. Las primeras aplicaciones en 3 dimensiones aparecieron en la década de los ochenta [S.C. Tang et al 1982][C.H. Toh y S. Kobayashi 1983] mientras que habría que esperar a los años noventa para los primeros modelos termomecánicos fiables del conformado de metales [H.L. Xing y A. Makinouchi 1997].

En el contexto de la aplicación del método de los elementos finitos a los procesos de conformado de metales, el trefilado siempre ha ido con un cierto retraso frente a otros procesos como los de laminación o extrusión. No han sido muchos los estudios dedicados a este tema [G.R. Symmons et al 1993, R.M. Shemenski 1999b]. Quizá una de las causas haya sido que el trefilado es una de las más antiguas operaciones de conformado de metales y existe una amplia experiencia basada en el método de prueba y error. Por tanto, resultaba difícil desplazar a las teorías desarrolladas, con base empírica o semiempírica, que obtenían éxitos parciales en la explicación del problema.

No obstante, la drástica reducción de los periodos de desarrollo de productos unida a la necesidad de optimizar los procesos y responder rápidamente a cualquier modificación, hacen inevitable un cambio en los procedimientos de diseño y producción. Los métodos de prueba y error están siendo progresivamente abandonados por los modernos métodos de simulación numérica. Frente al inconveniente de la falta de comprobación experimental, los elementos finitos cuentan con indudables ventajas sobre las técnicas de medida de tensiones residuales:

- Muchas de las técnicas de medida son destructivas o requieren importantes inversiones en equipos.
- Incluso las técnicas de medida más valoradas en la actualidad (difracción de rayos X y de neutrones) cuentan con importantes limitaciones, como las que hemos mencionado anteriormente, y además siguen resultando difíciles de correlacionar con los parámetros reales.

- Con las técnicas de medida sólo se puede conseguir información de lo que ocurre antes y después del proceso. El MEF nos permite simular todo el proceso y estudiar lo que está ocurriendo durante la deformación.

- Las técnicas numéricas se vuelven imprescindibles a la hora de conocer la influencia de los diferentes parámetros del proceso y estudiar su sensibilidad en busca de su optimización.

Parece, pues, que sería muy interesante combinar las técnicas numéricas y las experimentales para conocer y predecir el perfil de tensiones residuales de los alambres trefilados.

- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LAS PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.

En la década de los setenta y ochenta, Elices y su grupo [M. Elices et al 1983, M. Elices 1988] fueron los primeros en poner de manifiesto la influencia de las tensiones residuales sobre las propiedades de los alambres de acero trefilados utilizados para el hormigón pretensado (acero de estructura perlítica formado por finas láminas de ferrita y cementita). Sus trabajos mostraron la influencia de los tratamientos posteriores al trefilado en la relajación de los alambres [M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1977, V. Sánchez-Gálvez 1979], en el comportamiento a fatiga [J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez 1989, 1997], a corrosión bajo tensión [M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1976, 1978, 1982, J. Toribio 1998a, 1998b] o en situaciones de fragilización por hidrógeno [P. Estellés 1976, J.M. Campos y M. Elices 1986, J. Toribio y M. Elices 1991, J. Toribio y E. Ovejero 1999].

Los ensayos de corrosión bajo tensión o fatiga sobre los alambres de pretensado mostraban una gran dispersión de resultados (fig. I-3), lo que hizo pensar en la influencia decisiva del estado de tensiones superficiales. Estos trabajos pusieron de manifiesto cómo la presencia de tensiones residuales de tracción en la superficie de los alambres favorece la formación de fisuras que pueden acortar la vida del elemento [J. Llorca 1986, A.M. Lancha y M. Elices 1988a]. Pero, además, también pueden ser la causa de inexactitudes en sus dimensiones después de ser cortados [P. Estellés 1985, 1993, Z. Kampus 1999].

Fig. I-3. Resultados experimentales de vida en fatiga para alambres de acero pretensado recogidos en la tesis de J. Llorca [J. Llorca 1986]. Se aprecia una gran dispersión en los resultados.

No obstante, no disponían de un conocimiento completo del perfil real de tensiones. Sólo tenían información de las tensiones en la ferrita (medidas con difracción de rayos X) y, o bien asumían que estas tensiones eran equiparables a las tensiones totales del material o bien utilizaban complejos modelos micromecánicos para relacionar el estado de tensiones en la ferrita con el de la perlita [J.M. Campos et al 1995].

La importancia del problema propició que siguiera siendo estudiado para otros tipos de alambres trefilados [T. Shinoda et al 1979, G.T. Gray et al 1985, M.A. Daeubler et al 1990, W.P. Koster 1991, S. Beretta y S. Matteazi 1996, Y. Saito 1997, Z. Zha et al 1999] y que aún hoy en día sigan apareciendo estudios dedicados a destacar la influencia de las tensiones residuales en las propiedades de los alambres [F. Knap y J.W. Pilarczyk 1995, G.H. Farrahi et al 1995, K. Katagiri et al 1997, K. Katagiri et al 1999, S. Beretta y M. Boniardi 1999].

En general, lo que les falta a todos estos estudios es un conocimiento exacto del perfil de tensiones residuales para poder relacionarlo numéricamente con las propiedades del material. Por tanto, parece necesario predecir el estado de tensiones resultante en el alambre tras el treñado para poder controlar sus propiedades.

1.1.3- OBJETIVOS DE LA TESIS.

Como se ha explicado en el apartado anterior, el marco dentro del cual se inscribe esta tesis está caracterizado por tres aspectos fundamentales:

1 - La continua evolución de la industria del trefilado ha propiciado el desarrollo de una auténtica "ciencia" del trefilado. Los esfuerzos realizados en este sentido han permitido la mejora y el control de diferentes parámetros del proceso. No obstante, las tensiones residuales no han sido un tema prioritario en estos estudios y sólo se ha prestado atención a la influencia de la geometría de la matriz en el perfil final de tensiones.

2 - Los métodos más utilizados hoy en día para la medida de tensiones residuales (difracción de rayos X y de neutrones) siguen presentando serias limitaciones (medidas sólo superficiales con los rayos X convencionales y falta de disponibilidad de las fuentes de neutrones y de rayos X de alta potencia o sincrotrones) y todavía no constituyen métodos de aplicación sencilla y sistemática. Surge, en cualquier caso, la conveniencia de la utilización de los elementos finitos como herramienta para predecir, controlar y optimizar los procesos industriales.

3 - Numerosos trabajos han puesto de manifiesto la influencia de las tensiones residuales en las propiedades mecánicas de los alambres trefilados. Han mostrado cómo los tratamientos posteriores al trefilado, al cambiar el perfil de tensiones residuales, modifican el comportamiento del material. No obstante, su conocimiento sobre el perfil real de tensiones estaba referido únicamente a la fase ferrita. Surge, pues, la necesidad de predecir cómo el trefilado y los tratamientos posteriores afectan a las tensiones residuales, para así completar el conocimiento de su influencia sobre las propiedades del material.

En este contexto, esta tesis constituye una continuación natural del trabajo, emprendido hace más de veinte años en el Departamento de Ciencia de Materiales, sobre el conocimiento, control y mejora de las propiedades de los alambres de acero trefilados, utilizados para el hormigón pretensado. Los principales objetivos de este estudio son:

- 1 - Crear un modelo de elementos finitos que reproduzca el proceso de trefilado, calcule el perfil de tensiones residuales resultante en el alambre y permita estudiar la influencia de los diferentes parámetros del proceso y tratamientos posteriores en el perfil final de tensiones residuales.
- 2 - Validar el modelo numérico con medidas experimentales de tensiones residuales por difracción de rayos X sobre un material homogéneo (en este caso se ha seleccionado un alambre ferrítico) que ha sufrido un proceso de deformación real con parámetros perfectamente controlados (trefilado en una pasada manteniendo rectas las barras en todo momento).
- 3 - Correlacionar el perfil de tensiones residuales medido y calculado con las propiedades mecánicas de los alambres exigidas por las distintas Normas (ensayos de tracción y relajación).

El estudio se ha estructurado de la siguiente forma:

- En el capítulo 1, además de presentar el problema y el contexto del trabajo, se da un repaso a las características principales del proceso de trefilado, haciendo hincapié en los parámetros que tendrán influencia en el perfil final de tensiones residuales. A continuación, se resumen los principios básicos de la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X.
- En el capítulo 2 se presenta el trabajo experimental realizado en esta tesis, especialmente las medidas de tensiones residuales con difracción de rayos X, realizadas sobre un material ferrítico que ha sufrido un proceso de trefilado controlado.
- En el capítulo 3 se describe el modelo numérico del trefilado que ha sido desarrollado en este trabajo así como su validación experimental. Para validar el modelo se ha comprobado que reproduce adecuadamente el proceso de trefilado, que predice correctamente las propiedades del alambre una vez trefilado y que permite calcular el perfil de tensiones residuales resultante.

- En el capítulo 4, utilizando el modelo numérico descrito en el capítulo anterior, se estudia la influencia de diferentes parámetros del proceso de trefilado en el perfil de tensiones residuales resultante en el alambre.
- El capítulo 5 se centra en la modificación del perfil de tensiones residuales, dando un repaso a los tratamientos utilizados en la industria para controlar el perfil de tensiones residuales y comprobando cómo éstos cambian dicho perfil.
- En el capítulo 6, se estudia la influencia de las tensiones residuales sobre las propiedades mecánicas exigidas por la Norma a los alambres trefilados, combinando los resultados del modelo numérico con las medidas experimentales.
- Finalmente, en el capítulo 7 se presentan las conclusiones de la tesis, así como las líneas de trabajo futuro.

1.2.- EL TREFILADO DE ALAMBRES.

1.2.1.- INTRODUCCIÓN. UN BREVE REPASO HISTÓRICO.

El trefilado de alambres es un proceso industrial que consiste esencialmente en reducir las dimensiones de una barra de partida (alambrón) al hacerla pasar a través de unas matrices cónicas por estirado en frío (fig. I-4).

Fig. I-4. Trefilado de alambres.

El trefilado, como ocurre en general con los procesos de conformado en frío, permite conseguir excelentes acabados superficiales y dimensiones perfectamente controladas para ser utilizadas en productos largos que deben tener secciones transversales constantes.

Posiblemente, la característica más importante del proceso es la mejora de la resistencia a tracción y el límite elástico del material como resultado del trabajo en frío durante el trefilado. Esto permite al acero perlítico trefilado, utilizado para el hormigón pretensado, llegar a tener resistencias del orden de 2.000 MPa, conservando una buena ductilidad.

En cuanto a las aplicaciones de los alambres trefilados, además de para alambres de pretensado o para la fabricación de ruedas y muelles, también se utilizan en la industria aeronáutica o en los grandes puentes atirantados y, cada vez más, las empresas dedican tiempo y dinero al desarrollo de fibras de pequeño diámetro para su utilización en materiales compuestos. En la actualidad, en Japón se fabrican fibras de acero de 15 micras de diámetro que pueden llegar a resistencias de 4.000 MPa [K. Yoshida 2000].

El trefilado se realiza a temperatura ambiente y se trata de un proceso multipaso a través de varias hileras colocadas en serie. Es además una técnica de conformado que se ejecuta a unas velocidades de paso del alambre por la hilera bastante altas. En la industria del alambre de pretensar (diámetros del orden de 5 mm) las velocidades finales están en torno a 5 m/s y en la industria del alambre fino (diámetros inferiores a 1 mm) las velocidades finales pueden llegar a 50-100 m/s.

La geometría de la hilera es la que determina las dimensiones finales del producto, tanto la forma de la sección transversal como el tanto por ciento de reducción en área. La deformación producida está generada por la combinación de tracciones y compresiones creadas por la fuerza de tirado a la salida de la hilera (llamada "fuerza de trefilado"), por la forma de la matriz y por el "back pull", una especie de tracción trasera, generada por el rozamiento del material que se encuentra enrollado en un tambor (suele alcanzar un porcentaje mínimo de la fuerza de trefilado) [A.D. Hajare 1991].

El trefilado es una de las más antiguas técnicas de conformado de metales. Aunque lo que podríamos llamar "ciencia del trefilado" [A.B. Dove 1983] sólo tiene unos 100 años de vida, los alambres de una u otra forma estaban ya presentes 2000 años antes de Cristo.

Hoy en día, en algunos museos se exhiben herramientas y dibujos del siglo XV que nos permiten imaginarnos cómo era realizado el trefilado en otras épocas (fig. I-5). La fuerza de trefilado fue ejercida por hombres, caballos y molinos de agua hasta llegar a los motores eléctricos.

No obstante, hasta una época muy reciente y, en muchos aspectos, todavía hoy en día, las técnicas y los conocimientos eran considerados como un secreto industrial, que cada compañía mantenía bien guardado. Así pues, sólo unos pocos artículos y libros se han escrito describiendo las técnicas empleadas en los procesos reales.

Fig. I-5. Artesano trefilando en el siglo XV [M. Elices 1988].

El gran salto adelante se produjo cuando, en 1865, Bessemer y otros desarrollaron un proceso para fabricar el acero de una forma mucho más económica. Tras ello, llegó un siglo de crecimiento vertiginoso de la industria del acero, que se convirtió en un material más barato y accesible. Las máquinas de trefilado continuo multipaso aparecieron en los últimos años del siglo XIX y las matrices de widia (carburo de wolframio) fueron introducidas en los años 1920s. Estos inventos trajeron consigo un aumento decisivo de la productividad (fig. I-6).

El siguiente gran avance en el mundo del trefilado vendría referido a la producción de alambroón, es decir, el alambre grueso antes de ser sometido al proceso de reducción propiamente dicho. El tratamiento de patentado, que consiste en el paso por un baño de plomo fundido después del austenizado para conseguir una fina estructura de perlita, era demasiado caro y lento. Por eso, la aparición del proceso Stelmor constituyó un auténtico paso adelante, sustituyendo al patentado por un enfriamiento continuo.

Fig. I-6. Evolución de la industria del acero [R.M. Shemenski 1999a].

Entonces, el problema surgió porque la velocidad del proceso de deformación estaba controlada por la temperatura. Se había observado que cuando el alambre era trefilado en una máquina multipasada sin refrigeración entre las distintas matrices, el alambre final tenía mucha menor ductilidad que si se hubiera realizado el proceso en reducciones separadas. La razón es que, sin las refrigeraciones intermedias, las temperaturas alcanzadas en los alambres podían superar fácilmente los 350 grados. La explicación más razonable para la pérdida de propiedades era el envejecimiento dinámico de los alambres, del cual hablaremos más tarde.

El siguiente gran paso adelante lo constituyó el desarrollo de nuevos lubricantes y sistemas de refrigeración, controlando de esta forma la temperatura del proceso, la calidad superficial de los productos y evitando los problemas de envejecimiento. Baste decir que se lograron reducir las temperaturas máximas a 180 grados usando combinaciones correctas de geometrías de matriz, lubricación y refrigeración.

En los próximos apartados describiremos el proceso de trefilado, resaltando sobre todo aquellas características que pueden influir en el perfil de tensiones residuales. En primer lugar, explicaremos la secuencia de conformado del metal, a continuación daremos un repaso a los parámetros que influyen en el proceso y finalmente veremos qué le sucede al material.

1.2.2.- SECUENCIA DEL PROCESO DE TREFILADO DE ALAMBRES.

- Operaciones previas y preparación del trefilado.

Para la realización del trefilado se parte de un alambrón, que en el caso del alambre de pretensar tiene entre 10 y 15 mm de diámetro. Este material ha sido conformado por laminación continua de palanquilla a alta temperatura. Una vez obtenido el alambrón, es necesario dar una serie de pasos previos al trefilado:

- **Patentado:** Se trata de un tratamiento térmico utilizado para eliminar las tensiones residuales inducidas en la laminación y para obtener una estructura uniforme de perlita (láminas de ferrita y cementita) con colonias lo más finas posible. El patentado es un tratamiento específico de la industria de los alambres. Consiste en austenizar el material, a una temperatura cercana a 900°C, evitando la descarburación y la oxidación excesiva, enfriando luego a la velocidad suficiente como para obtener una fina estructura perlítica. Normalmente se enfría en un baño de plomo fundido (400-500°C). De esta forma se consigue atravesar la nariz perlítica de las curvas de enfriamiento (fig. I-7) por su zona más estrecha, obteniéndose una estructura de láminas finas de ferrita y cementita. Se acaba con un enfriado en agua para facilitar su manipulación posterior.

Este tratamiento aumenta considerablemente la aptitud del material para el trefilado a la vez que permite obtener un alambre de muy buenas propiedades mecánicas. Hoy en día, el patentado está siendo sustituido por otro tratamiento más barato llamado Stelmor, que consiste, esencialmente, en un enfriamiento controlado desde el tren de laminación, con el mismo objetivo de conseguir una fina estructura perlítica.

- **Preparación superficial:** Para prevenir el daño en la superficie de la pieza o en la matriz durante el trefilado, se realiza una preparación superficial del alambrón. En primer lugar se debe limpiar la pieza de contaminantes y a continuación se la recubre normalmente con fosfatos ("soap"). Además de esta prelubricación, existe una lubricación posterior, durante el proceso.

- **Punteado:** Consiste en preparar una pequeña longitud de un extremo del alambroón hasta dejarlo con unas dimensiones menores que la matriz. Este extremo preparado, llamado punta ("point") está ya listo para pasar por la hilera. Existen muchas formas para realizar esta operación (laminación, ataque con ácidos,...). Incluso existe la posibilidad de eliminarla empujando simplemente el extremo del material a través de la hilera. De todas formas, en este caso, se necesitarían fuerzas de empuje más grandes que las de tirado.

Fig. 1-7. Ejemplos de tratamientos de patentado [N. Ibaraki et al 2000].

- Proceso de trefilado.

En el proceso propiamente dicho, con el alambroón limpio y recubierto, se hace pasar la punta ya preparada a través de la hilera y se une a un tambor cilíndrico que al girar lo irá enrollando. En las máquinas secas, la matriz es colocada en un adaptador dentro de una caja. Esta caja contiene grasa y otros lubricantes a través de los cuales debe pasar el alambre antes de llegar a la matriz.

Normalmente el trefilado es un proceso multipaso, en el que se obliga al material a pasar a través de varias matrices colocadas en serie. En la figura I-8 y I-9 aparecen máquinas trefiladoras multipasada, en las que se pueden apreciar los cabrestantes de tracción con eje vertical entre las distintas matrices. En la figura I-10 se puede observar un detalle de la caja que contiene la matriz.

Fig. I-8. Esquema de una máquina de trefilado multipaso.

Fig. I-9. Máquina de trefilado multipasada.

Los cabrestantes tiran del material a velocidad constante, regulada mediante un microprocesador. Además sirven para enrollar el alambre con la misión de enfriarlo, desde la temperatura que alcanza en el trefilado hasta la temperatura necesaria para entrar en la siguiente hilera. El enfriamiento se realiza refrigerando con agua el interior de los cabrestantes (conducción) y con chorro de aire (convección forzada). El alambre es mantenido allí temporalmente hasta que tira de él la siguiente hilera.

Fig. I-10. Esquema de la caja que contiene la matriz.

Finalmente, se suele hacer pasar al material a través de una enderezadora por flexiones rotativas (fig. I-11), lo que produce una homogenización de las tensiones residuales internas y superficiales del material.

Fig. I-11. Máquina enderezadora por flexiones rotativas.

- Tratamientos posteriores.

Una muestra de la importancia de las tensiones residuales generadas en el proceso es el hecho de que, tras el trefilado, se suelen realizar varios tratamientos termomecánicos cuya finalidad primordial es relajar y redistribuir las tensiones residuales internas y superficiales del acero [J.M. Campos 1994, J. Gerhardt y A.E. Tekkaya 1997]. Estos tratamientos son normalmente recocidos contra tensiones, a temperaturas menores que la de recristalización del material, con objeto de no perder las propiedades ganadas en el proceso de deformación plástica sufrido.

En la industria del alambre para el pretensado se emplean unos tratamientos llamados estabilizado y envejecido. Los valores exactos de los parámetros de los mismos suelen ser secretos bien guardados por las empresas. No obstante, pueden estimarse de manera aproximada:

- **Estabilizado:** consiste en calentar el alambre a una temperatura cercana a 400°C manteniendo aplicada una carga de tracción aproximadamente igual a un medio de la de rotura. El mantenimiento a esta temperatura es corto y el enfriamiento lento. Este tratamiento termomecánico tiene como objetivo disminuir las pérdidas por relajación en el material pero, además, origina una pequeña deformación plástica produciendo una redistribución y homogenización de las tensiones residuales.

- **Envejecido:** difiere del estabilizado en que no se le aplica tensión al alambre durante el tratamiento. La temperatura puede ser un poco superior a la del caso anterior. Al igual que el estabilizado, este tratamiento produce una relajación de las tensiones residuales.

1.2.3.- PARÁMETROS QUE CONTROLAN EL PROCESO.

- Fuerza de tirado, factor de reducción y número de pasadas.

Se llama fuerza de tirado o de trefilado a la fuerza con que se tira del alambre para hacerlo pasar a través de la hilera. Es un parámetro básico del trefilado que tiene una estrecha relación con el porcentaje de reducción de sección del material. Cuanto mayor es la reducción por paso, más fuerza es necesaria. Existe un límite máximo del porcentaje de reducción por paso que depende de las características de la máquina, de las propiedades del material y de la calidad de la lubricación. En la práctica, la reducción de área por paso de trefilado rara vez supera el 30-35%. El porcentaje habitual en la industria americana es el 20% [ASM 1988].

Así pues, son necesarias muchas pasadas para lograr una reducción en diámetro del 60-70% , que es normal en el trefilado de alambres para pretensar. El material suele tener que pasar entre 5 a 7 hileras durante el proceso [J.M. Campos 1994], alcanzando deformaciones verdaderas del orden de 1,5. En la industria de los alambres finos para neumáticos, se obliga al material a pasar por más de veinte matrices, alcanzando deformaciones verdaderas de 3,5 a 4.

Es importante, por tanto, decidir la secuencia de pasadas y los porcentajes de reducción de sección de cada una de ellas. A veces, la última pasada es especial, con un factor de reducción muy pequeño, con el único objetivo de suavizar e incluso invertir el perfil de tensiones residuales [J. Gerhardt y A.E. Tekkaya 1997].

- Geometría de la matriz de trefilado.

Numerosos estudios han puesto de manifiesto que la geometría de la matriz tiene una importante fundamental en el proceso de trefilado [H. Peter 1982, T. Maxwell 1991, A.D. Hajare 1996, H. Godfrey et al 2000, B. Golis 2001]. Quizá el parámetro de mayor importancia de la geometría de la matriz sea el "ángulo de reducción" [P. Renz et al 1996, K. Sawamiphakdi et al 1990], es decir, el ángulo de la zona donde se produce la deformación del material. Los valores normales del mismo oscilan entre 3 y 10° (semiángulo de reducción) (fig. I-12).

Además de este parámetro, hay que destacar la existencia de una "longitud de salida" en la que no se produce reducción de la sección del material. Se supone que su presencia le permite acomodarse mejor a sus nuevas dimensiones [P. Renz et al 1996], favoreciendo el enderezado del alambre, su exactitud dimensional y su calidad superficial. Su longitud oscila alrededor de la mitad del diámetro de salida. Entre ambos, suele existir un acuerdo circular, de radio difícil de controlar. En la figura I-12 aparece representada la sección de una matriz real de trefilado donde se pueden apreciar los parámetros anteriormente mencionados.

Fig. I-12. Parámetros fundamentales de la geometría de una matriz de trefilado.

- Material de la matriz.

La selección del material de las herramientas para el trabajo en frío depende de muchos factores: tamaño, composición, forma, tolerancias y esfuerzos,... La vida útil de estos elementos es otro factor determinante (normalmente se mide por la longitud o masa de metal trefilado que pasa a través de ella antes de perder las tolerancias). Las matrices utilizadas para el trefilado están sujetas a severos esfuerzos de abrasión. Los materiales más frecuentemente usados son carburos de wolframio (widias) y diamantes, como se puede apreciar en la figura I-13 [ASM 1988].

Metal to be drawn	Wire size		Recommended die material	
	mm	in.	Round wire	Special shapes
Carbon and alloy steels	<1.57	<0.062	Diamond, natural or synthetic	CPM 10V, M2, or cemented tungsten carbide
	>1.57	>0.062	Cemented tungsten carbide	
Stainless steels; titanium, tungsten, molybdenum and nickel alloys	<1.57	<0.062	Diamond, natural or synthetic	CPM 10V, M2, or cemented tungsten carbide
	>1.57	>0.062	Cemented tungsten carbide	
Copper	<2.06	<0.081	Diamond, natural or synthetic	CPM 10V, D2, or cemented tungsten carbide
	>2.06	>0.081	Cemented tungsten carbide	
Copper alloys and aluminum alloys ...	<2.5	<0.100	Diamond, natural or synthetic	CPM 10V, D2, or cemented tungsten carbide
	>2.5	>0.100	Cemented tungsten carbide	
Magnesium alloys	<2.06	<0.081	Diamond, natural or synthetic	...
	>2.06	>0.081	Cemented tungsten carbide	

Fig. I-13. Materiales recomendados para matrices de trefilado en función de sus dimensiones [ASM 1988].

En la figura I-14 se presenta la sección longitudinal de una matriz de trefilado, donde se aprecia la zona ocupada por la widia.

Fig. I-14. Sección longitudinal de una matriz de trefilado.

- Coeficiente de rozamiento y lubricación.

Una lubricación adecuada es esencial en el proceso. Normalmente se elige el lubricante para dar el menor coeficiente de rozamiento posible y el mínimo recubrimiento. Es importante también que el calor generado sea extraído, especialmente cuando el trefilado se realiza a gran velocidad. En caso contrario, el lubricante puede fallar y el alambre puede perder propiedades.

En el trefilado, el lubricante se elige por sus propiedades tribológicas. El alambre es enfriado mientras que pasa por la máquina de trefilar: existe una refrigeración externa del alambre y una refrigeración con agua de la caja que contiene la matriz. El lubricante está almacenado en la caja y se pega a la superficie del alambre cuando éste pasa a través de ella.

- Calor generado durante el proceso.

La forma de tratar el calor generado es de gran importancia para el trefilado [M. Pietrzyk y L. Sadok 1989, H. Kishida et al 1985]. Las operaciones a las que se somete el material durante el proceso pueden traer consigo un incremento de varios cientos de grados, especialmente en la zona de contacto del alambre con la matriz.

La deformación plástica y el rozamiento generan una importante cantidad de calor y solo una parte del mismo es eliminado por la refrigeración. En el caso del rozamiento, el aumento de temperatura está concentrado en el contacto entre el alambre y la matriz y puede conducir a disminuir la lubricación. Además podría provocar una pobre calidad superficial del alambre y cambios metalúrgicos cerca de la superficie (posible formación de martensita, lo que sería muy perjudicial para el acero).

- Velocidad de trefilado.

El trefilado es una técnica de conformado que trabaja a una gran velocidad, del orden de varios metros por segundo. Dentro de una máquina multipasada, la velocidad de paso del alambre por la hilera irá aumentando al ir reduciéndose la sección del material (para mantener constante el caudal). Hoy en día todo el proceso está guiado por los cabrestantes intermedios, que a su vez están controlados por microprocesadores.

En la industria de los alambres de pequeño diámetro (inferior a 1 mm), se llegan a alcanzar velocidades, en las últimas pasadas, de 30 e incluso hasta 100 m/s, lo que provoca que las velocidades de deformación del alambre superen los 1000 s^{-1} .

La microestructura de partida de estos aceros está constituida por perlita, formada por finas láminas de cementita y ferrita. En el caso del alambrón (tras el patentado) estas colonias de perlita no tienen una orientación preferente [G. Lanford 1977, S. Denis et al 1987a, 1987b].

Durante la formación de la perlita, de un grano austenítico salen diversos nódulos de perlita y dentro de cada uno de ellos la orientación de las láminas es la misma [D.F. Lupton y D.H. Warrington 1972, Z. Zhao et al 1997]. El tamaño de grano austenítico interviene de forma decisiva en el tamaño de estos nódulos pero no parece afectar al espaciado interlaminar [A.R. Marder y B.L. Bramfitt 1976].

La temperatura de austenización determina el tamaño de grano austenítico y el tamaño de los nódulos de la perlita (fig. I-16). Sin embargo, el espaciado interlaminar está controlado básicamente por la temperatura de la transformación perlítica (fig. I-17).

Fig. I-16. Efecto de la temperatura de austenización en el tamaño de grano austenítico [A.R. Marder y B.L. Bramfitt 1976].

Fig. I-17. Efecto de la temperatura de transformación perlítica en el espaciado interlaminar [A.R. Marder y B.L. Bramfitt 1976].

1.2.4.2.- CAMBIOS PRODUCIDOS POR EL TREFILADO.

Durante el proceso de trefilado se producen cambios importantes en el material, tanto en su microestructura como en sus propiedades mecánicas macroestructurales.

- Cambios microestructurales.

Todavía no se conoce bien cómo se deforma el acero perlítico durante el proceso de trefilado. Las láminas de cementita están sujetas a grandes tensiones y algunos autores están convencidos de que la cementita se fragmenta debido a ello [D.A. Porter et al 1978] mientras que otros piensan que se deforma plásticamente [G. Lanford 1977].

Para que la perlita pueda llegar a tener ese endurecimiento durante el trefilado, parece que la cementita laminar debe ser dúctil [J. Gil Sevillano 1975, A. Inoue et al 1977], no obstante, hay un efecto del espesor de las láminas en su deformabilidad. Se ha observado que las láminas gruesas son más frágiles que las finas. En la literatura no hay evidencia del comportamiento plástico de las láminas de cementita más gruesas que $0.1\ \mu\text{m}$ ni del comportamiento frágil en láminas más finas que $0.01\ \mu\text{m}$ (fig. I-18) [G. Lanford 1977].

Además, casi todas las evidencias del comportamiento plástico vienen de materiales previamente trefilados mientras que las del comportamiento frágil vienen de ensayos de tracción y compresión. Parece claro que hay una influencia decisiva de la componente hidrostática en la deformabilidad de la cementita.

Fig. II-18. Evidencias encontradas en la literatura sobre el comportamiento dúctil o frágil de la cementita [G. Lanford 1977].

El hecho es que al final del conformado se han producido una serie de cambios en la microestructura del material [W.J. Nam y Ch.M. Bae 1995, J. Toribio y E. Ovejero 1997]:

1- Las láminas de ferrita y cementita se encuentran ahora fuertemente orientadas en la dirección longitudinal del alambre [H.G. Read et al 1997]. En las micrografías de las figuras I-19 y I-20 aparecen un corte transversal y otro longitudinal (en la dirección del trefilado), donde se aprecia cómo las láminas están fuertemente orientadas según esta última dirección.

Figs. I-19 y I-20. Corte transversal y longitudinal (según el eje) de un alambre trefilado (Gil Sevillano).
Se puede apreciar la orientación de las láminas según la dirección del trefilado.

2- El espaciado interlaminar, parámetro muy importante como veremos a continuación al hablar de las propiedades mecánicas [M.B. Chul et al 1996, M. Dollar et al 1988], se ha reducido, es decir, las láminas, además de estar orientadas, se han estrechado [T.L. Buono et al 1997, B.M. González et al 2000]. En las figuras I-21 y I-22 se aprecia la diferencia entre el alambión y el alambre ya trefilado.

Figs. I-21 y I-22. Micrografías de la sección transversal del alambión y del alambre ya trefilado (SEM 8000 aumentos). Se puede apreciar el estrechamiento de las láminas en el material trefilado.

3- Finalmente, se ha desarrollado en la ferrita una textura cíclica $\langle 110 \rangle$ muy acusada. En la cementita la textura es menos marcada.

Fig. I-23. Diagrama polar del alambre de partida (Gil Sevillano). No se aprecia una textura clara.

Fig. I-24. Diagrama polar del alambre trefilado (Gil Sevillano).

Se aprecia una textura cíclica $\langle 110 \rangle$ muy marcada.

En las figuras I-23 y I-24 se presentan las figuras polares del alambroón de partida, donde no se aprecia textura clara, y el alambre trefilado a partir de él, en la que aparece una marcada textura cíclica $\langle 110 \rangle$.

La textura de fibra tiene como característica que los cristales se orientan con una dirección cristalográfica común según el eje, pero quedan rotados aleatoriamente alrededor de esta dirección [J. Gil Sevillano et al 1980, P. Watté et al 1994, W. Van Raemdonk et al 1994, P. Van Houtte et al 1994]. En nuestro caso es la dirección cristalográfica $\langle 110 \rangle$ la que se orienta paralelamente a la dirección de trefilado [J. Gil Sevillano et al 1978].

- Cambios en las propiedades mecánicas.

Los alambres de acero perlítico trefilados han sido estudiados durante años por su endurecimiento por deformación y por las altas resistencias que alcanzan, manteniendo ductilidad y tenacidad suficientes, lo que les permite tener múltiples aplicaciones ingenieriles.

Como se puede comprobar en la figura I-25 [ASM 1988], la resistencia del alambre aumenta con la deformación impuesta por el trefilado, aumentando sobre todo el límite elástico [K. Tanaka y S. Matsuoka, 1973, E.M. Taleff et al 1996].

Fig. I-25. Efecto del trefilado sobre las propiedades mecánicas del acero [ASM 1988].

En este comportamiento juega un papel decisivo el espaciado interlaminar. Un número considerable de trabajos demuestran que dicho espaciado interlaminar controla el límite elástico en microestructuras perlíticas [J.D. Embury y R.M. Fisher 1966, J.M. Hyzak y I.M. Bernstein 1976, G. Lanford 1977, M. Dollar et al 1988, K. Nakase y I.M. Bernstein 1988, I. Ochiui et al 1993]. Disminuyendo el espaciado aumenta el límite elástico.

Los tratamientos termomecánicos posteriores no introducen cambios importantes en la microestructura del acero, aunque sí pueden variar la forma definitiva de la curva tensión-deformación.

El resultado final es que tras el proceso de trefilado se han aumentado de forma importante las propiedades mecánicas del material (especialmente su límite elástico). En la figura I-26 se pueden comparar las leyes tensión-deformación de los alambres trefilados para los distintos tratamientos descritos en el apartado 1.2.2.

Fig. I-26. Leyes tensión-deformación para los distintos tipos de tratamientos de los alambres trefilados [J.M. Campos 1994].

1.3.- MEDIDA EXPERIMENTAL DE TENSIONES RESIDUALES POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

La técnica de medida de tensiones por difracción de rayos X se ha convertido en el método de medida de tensiones residuales más importante y prometedor. Como parte del trabajo experimental realizado en esta tesis, se han llevado a cabo medidas de tensiones residuales por difracción de rayos X sobre alambres trefilados para validar el modelo numérico. El objetivo de este apartado es describir los principios básicos de esta técnica para facilitar la comprensión de los ensayos realizados, que se recogen en el siguiente capítulo. Esta descripción no pretende ser exhaustiva. En la literatura existen varios libros que dan una idea bastante completa de las técnicas de difracción de rayos X [B. Cullity 1967] y de la determinación de tensiones residuales por difracción de rayos X [I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987].

1.3.1.- ORIGEN E IMPORTANCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES.

Las tensiones residuales se pueden definir como un estado de tensiones internas autoequilibradas que existe en cuerpos libres de fuerzas exteriores o restricciones actuando en su contorno [I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987]. Estas tensiones surgen como producto de la respuesta elástica del material a una distribución no homogénea de deformaciones plásticas, como, por ejemplo, grandes deformaciones de origen mecánico, transformaciones de fase,...

Las tensiones residuales pueden aparecer en casi cualquier paso del procesado de un material o durante su puesta en servicio. Su importancia dependerá de su cuantía y su distribución. He aquí algunos ejemplos:

- En el enfriamiento rápido de un metal, sin cambio de fase, desde la temperatura de tratamiento térmico, la superficie y el interior se contraen a diferentes velocidades, lo cual, unido al hecho de que a altas temperaturas el límite elástico es más bajo, puede provocar deformaciones plásticas, ya que el interior no permite contraer todo lo que necesitan las regiones de la superficie. Al llegar a la temperatura ambiente, la superficie se ha extendido en relación al interior, por lo que el material acabará con un estado de compresión superficial (fig. I-27).

Fig. I-27. Tensiones residuales generadas por un enfriamiento rápido sin cambio de fase.

- En el temple de los aceros, además de un enfriamiento rápido se produce la transformación de fase de austenita a martensita, transformación que lleva consigo un fuerte incremento de volumen. La temperatura de transformación se alcanza antes en la superficie, mientras que el interior permanece en estado austenítico (menos resistente) y se deforma plásticamente para acomodarse a este cambio. Posteriormente, se producirá la transformación de fase en el interior, produciendo una expansión que será resistida por la martensita de las capas exteriores. En definitiva, se van a producir tensiones residuales de tracción en la superficie (fig. I-28).

Fig. I-28. Tensiones residuales generadas por un enfriamiento rápido con cambio de fase.

- Las tensiones residuales también se pueden producir en el conformado de los metales, ya que la aparición de deformaciones plásticas inhomogéneas puede llevar a tensiones diferentes en la superficie y en el interior. Esto es lo que ocurre en el trefilado. La tensión aplicada para trefilar es suficiente para deformar el material plásticamente. Si la deformación fuera uniforme en toda la sección no habría tensiones residuales. Es la deformación plástica inhomogénea la principal causante. La recuperación elástica posterior, tenderá a acortar la superficie con respecto al interior, o al revés, resultando por tanto un estado de tensiones residuales.

Con estos ejemplos se han querido mostrar los tres fenómenos fundamentales que pueden provocar tensiones residuales: gradientes de temperatura, transformaciones de fase con cambios bruscos de volumen y deformaciones plásticas inhomogéneas. La importancia relativa de cada uno de ellos dependerá del proceso que estemos estudiando. Es evidente que en el temple de un acero son el gradiente de temperaturas y la transformación de fase los grandes responsables de la aparición de tensiones internas. En el proceso de trefilado parece más bien que es la parte mecánica (las grandes deformaciones a las que se somete el material) el motor del proceso.

Por lo que respecta a la importancia de las tensiones residuales, todavía no son del todo conocidos sus efectos en los materiales. En cualquier caso, muchos ingenieros han tenido que enfrentarse a las consecuencias de su presencia: roturas de tuberías debidas a corrosión bajo tensión, inexactitudes dimensionales, fractura de alambres,... Las tensiones residuales aparecen en casi todos los materiales y se suman al estado de tensiones producido por las fuerzas externas. En general, se suele pensar que su presencia es dañina y deben ser eliminadas. No obstante, a veces son deseadas e incluso deliberadamente introducidas en los materiales. Una tensión de compresión en la superficie puede ser beneficiosa para el comportamiento a fatiga, al retrasar la velocidad de propagación de las fisuras superficiales. Por ejemplo, introducir tensiones superficiales de compresión es el objetivo principal del tratamiento de granallado superficial [G.H. Farrahi et al 1995].

Por tanto, es importante tener en cuenta para el diseño el estado de tensiones residuales del material. Desgraciadamente, existe una tendencia a ignorar su presencia. Además, el conocimiento de las tensiones residuales producidas por las diferentes etapas de fabricación del alambre, permitirá aportar información suficiente para afinar y mejorar las condiciones de producción y aumentar la calidad de los productos.

1.3.2.- FUNDAMENTOS DE LA MEDIDA DE DEFORMACIONES POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

La medida de deformaciones por difracción de rayos X está basada en la ley de Bragg [I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987]:

$$2 d_{hkl} \sin \theta = n \lambda \quad (I.1)$$

donde d_{hkl} es la distancia interplanar de la familia de planos (hkl), θ es la mitad del ángulo que forman el rayo incidente y el difractado, λ es la longitud de onda del haz incidente y n puede ser cualquier número entero positivo no nulo llamado orden de la difracción (fig. I-29).

La razón fundamental que justifica la utilización de las técnicas difractométricas para la medida de tensiones es que las distancias interatómicas en los materiales metálicos son comparables a la longitud de onda de los rayos X y, a consecuencia de ello, los cristales metálicos difractan los rayos X, produciéndose una interferencia constructiva cuando el ángulo de incidencia θ satisface la ley de Bragg.

Las técnicas de medida basadas en la difracción de rayos X suelen fijar alguno de los parámetros que intervienen en la ley de Bragg y aplican la relación que resulta entre los restantes para calcular el valor desconocido.

Por lo que respecta a la medida de tensiones, el parámetro prefijado habitualmente es la longitud de onda. De este modo se obtiene una relación biunívoca entre la distancia interplanar d_{hkl} de la familia de planos (hkl) y el ángulo 2θ correspondiente al pico de intensidad de los rayos difractados.

La deformación de un sólido cristalino afecta a la distancia interplanar d_{hkl} y la variación de esta distancia origina un desplazamiento del pico de difracción (fig. I-29). En el caso de pequeñas deformaciones, las magnitudes de ambas variaciones son mucho menores que sus respectivos valores iniciales y pueden relacionarse a través de ley de Bragg, tomando logaritmos y diferenciando:

$$\varepsilon_{nhkl} = \Delta d_{hkl} / d_{hkl} = -(\theta' - \theta) \cotg \theta \quad (I.2)$$

1.3.3.- DETERMINACIÓN DE LAS TENSIONES. LEY DEL SENO CUADRADO.

En el apartado anterior hemos descrito cómo a partir de la detección del pico de difracción se puede obtener un valor de deformación en una dirección cualquiera $\bar{n}$ perpendicular a la familia de planos (hkl) que difractan. A continuación explicaremos cómo se hallan las tensiones a partir de dichos valores.

El estado tensional existente en un punto de la superficie de la muestra queda caracterizado por el tensor de tensiones $\underline{\sigma}$ que presenta las particularidades derivadas del estado plano de tensiones, el cual tiene lugar en ausencia de cargas aplicadas sobre dicha superficie.

La capacidad de penetración de los rayos X en aceros es muy pequeña (del orden de decenas de micras), por lo que la hipótesis de tensión plana apenas se aleja de la realidad, salvo que el material presente gradientes elevados de tensiones.

Sea un punto (P) de medida en la superficie de un sólido cristalino y un sistema de referencia ortogonal de manera que uno de sus ejes coincida con la normal ($\bar{N}$) a la superficie de la muestra y los otros dos ejes sean sendas direcciones perpendiculares cualquiera (fig. I-30). Al ser P un punto de la superficie del sólido, se cumplirá:

$$\underline{\sigma} \bar{N} = \bar{0} \quad (I.3)$$

Fig. I-30. Sistema de referencia en un punto de la superficie del sólido. Buscamos conocer la tensión normal según la dirección $\bar{m}$. Para ello definimos una dirección $\bar{k}$ en el plano definido por $\bar{N}$ y $\bar{m}$.

Así pues, la medida de la deformación por rayos X está basada en hallar el desplazamiento de la dirección de difracción constructiva, es decir, detectar el ángulo $2\theta'$ para la red deformada y compararlo con el valor 2θ correspondiente a la red sin deformar. Si estas deformaciones son medidas en varias direcciones se puede obtener el tensor de deformaciones del material y a partir de este tensor se puede llegar a calcular el estado de tensiones con ayuda de las constantes elásticas.

Fig. I-29. Fundamento de la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X.

No obstante, a pesar de la aparente simplicidad de su fundamento teórico, la aplicación de este método de medida de deformación en sólidos cristalinos presenta numerosas dificultades de orden práctico que describiremos en el apartado 1.3.6.

Buscamos medir la componente normal de la tensión en la dirección de medida $\bar{m}$ de la superficie de la muestra, que llamaremos σ_m :

$$\sigma_m = (\underline{\sigma} \bar{m}) \bar{m} \quad (I.4)$$

Imaginemos un vector $\bar{k}$ en el plano definido por $\bar{N}$ y $\bar{m}$. Llamaremos ψ al ángulo definido por $\bar{N}$ y $\bar{k}$. En esa dirección $\bar{k}$, el vector tensión vendrá dado por:

$$\underline{\sigma} \bar{k} = \underline{\sigma} (\bar{N} \cos \psi + \bar{m} \sin \psi) = \underline{\sigma} \bar{N} \cos \psi + \underline{\sigma} \bar{m} \sin \psi = \bar{0} \cos \psi + \underline{\sigma} \bar{m} \sin \psi = \underline{\sigma} \bar{m} \sin \psi \quad (I.5)$$

Teniendo en cuenta las ecuaciones (I.1) y (I.5), la tensión normal que actúa en la dirección $\bar{k}$ será:

$$\sigma_k = (\underline{\sigma} \bar{k}) \bar{k} = \underline{\sigma} \bar{m} \sin \psi (\bar{N} \cos \psi + \bar{m} \sin \psi) = \sigma_m \sin^2 \psi \quad (I.6)$$

donde σ_m es la tensión normal existente en la dirección m , que es, precisamente, la que se quiere medir. Por su parte, la tensión normal σ_k hay que relacionarla con la deformación longitudinal ε_k que es la deformación susceptible de ser medida por difracción de rayos X. Para ello se utiliza la ley de Hooke:

$$\underline{\varepsilon} = [(1+\nu) \underline{\sigma} - \nu \text{tr}(\underline{\sigma}) \underline{I}] / E \quad (I.7)$$

siendo $\underline{\varepsilon}$ el tensor de deformaciones, $\underline{I}$ el tensor unidad y $\text{tr}(\underline{\sigma})$ la traza del tensor de tensiones.

Combinando las dos últimas ecuaciones podemos llegar a expresar la deformación longitudinal en la dirección k de la siguiente forma:

$$\begin{aligned} \varepsilon_k = (\underline{\varepsilon} \bar{k}) \bar{k} &= \frac{1}{E} [(1+\nu)(\underline{\sigma} \bar{k}) \bar{k} - \nu \text{tr}(\underline{\sigma}) \underline{I} \bar{k} \bar{k}] = \frac{1}{E} [(1+\nu) \sigma_k - \nu(\sigma_m + \sigma_l + \sigma_n)] = \\ &= \frac{1}{E} [(1+\nu) \sigma_m \sin^2 \psi - \nu(\sigma_m + \sigma_l)] \end{aligned} \quad (I.8)$$

De esta forma hemos llegado a la expresión de la Ley del Seno Cuadrado, que es la fórmula fundamental en la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X. Cuando se representa la deformación normal para distintas direcciones k frente al seno cuadrado de ψ , la función anterior es lineal y la pendiente nos daría el valor que buscamos, σ_m (fig. I-31).

$$\varepsilon_n = -\Delta\theta \cotg\theta = \frac{1}{E} [(1+\nu) \sigma_m \sin^2\psi - \nu(\sigma_m + \sigma_l)] \quad (I.9)$$

Aunque teóricamente bastarían dos medidas difractométricas para ajustar una recta, para aumentar la precisión del procedimiento deben realizarse medidas para numerosos valores del seno cuadrado y comprobar que los puntos experimentales se disponen a lo largo de una línea recta. Van Acker [K. Van Acker 1996] mostró cómo para la exactitud del método era muy importante que el intervalo estudiado del seno cuadrado fuera lo más grande posible.

Para hallar la tensión por el método explicado anteriormente, es necesario conocer la desviación del ángulo de difracción con respecto a la posición teórica $2\theta_0$ de tensión nula. Uno de los primeros problemas que nos encontramos es la falta de precisión en la determinación de dicha posición $2\theta_0$. Un pequeño error en este valor podría dar lugar a desviaciones muy grandes de las tensiones. Para evitar este problema, en este trabajo se ha utilizado el método propuesto por Campos [J.M. Campos 1994] en el que se relacionan los distintos valores medidos $2\theta_n$ con uno cualquiera de ellos $2\theta_{n_1}$ que servirá de referencia.

En nuestro caso, se ha elegido una dirección de referencia n_1 que forma alrededor de 45° respecto a la normal a la superficie. Tal elección se justifica por ser una dirección de máximo esfuerzo tangencial, que no introduce por sí mismo variación en la distancia interplanar [J.M. Campos 1994]. En la práctica se ha elegido como referencia la posición del pico de difracción obtenido en una medida previa de caracterización para una dirección n_1 tal que $\psi_1 = 42^\circ$. La ecuación final, obtenida al referir a dicha posición n_1 todas las medidas, queda de la siguiente forma:

$$\theta_n - \theta_{n_1} = \frac{1}{E} [-(1+\nu) \tg \theta_{n_1} \sigma_m \sin^2\psi + (1+\nu) \tg \theta_{n_1} \sigma_m \sin^2\psi_1] = p_1 \sin^2\psi + p_2 \quad (I.10)$$

siendo $p_1 = -(1+\nu) \tg \theta_{n_1} \sigma_m / E$

Fig. I-31. Ley del Seno Cuadrado.

A partir de la pendiente de la curva mostrada en la figura I-31 se puede obtener la componente normal de tensión en una dirección cualquiera de la superficie de la muestra en el punto de medida. Este proceso puede repetirse para otras direcciones en dicha superficie, con lo que se obtendría el tensor de tensiones completo en el punto de medida.

1.3.4.- GONIÓMETROS.

Los aparatos destinados a la medida de tensiones por difracción de rayos X se denominan normalmente goniómetros. Aunque no es el propósito de este trabajo explicar la forma de operar de estos aparatos, a continuación mostramos sus partes fundamentales, así como la nomenclatura comúnmente aceptada para los ángulos y las distintas formas de trabajar de los dispositivos.

Fig. I-32. Representación esquemática de los componentes de un goniómetro.

En la figura I-32 aparecen, de forma esquemática las partes fundamentales que constituyen un difractómetro de rayos X, como los utilizados para la medida de tensiones. Estos goniómetros constan de un emisor y un detector de rayos X junto con un mecanismo que les permite rotar alrededor de la muestra. El sistema que ejecuta los movimientos está controlado por un microprocesador que se encarga de realizar distintas medidas variando el ángulo ψ .

Por lo que respecta a la nomenclatura, se llama vector de difracción $\bar{q}$ al bisector del rayo incidente y el difractado (fig. I-33). Se dice que el goniómetro está trabajando en modo Ω cuando hay un ángulo ψ entre la normal a la superficie de la muestra $\bar{n}$ y el vector de difracción $\bar{q}$, pero $\bar{n}$ está en el plano definido por los rayos incidente y difractado. Cuando el plano definido por $\bar{n}$ y $\bar{q}$ es perpendicular al plano de los rayos incidente y difractado, se dice que el goniómetro está siendo usado en modo ψ .

Fig. I-33. Definición de los ángulos ϕ , ψ , χ en el goniómetro.

1.3.5.- TIPOS DE TENSIONES. CONSTANTES ELÁSTICAS DE DIFRACCIÓN.

Uno de los aspectos críticos en el uso de las técnicas de medida de tensiones residuales con difracción de rayos X es que hay que tener siempre en cuenta qué clase de tensiones se están midiendo. Una posible clasificación de las tensiones residuales presentes en un material, quizá la más extendida hoy día [K. Van Acker 1996], está basada en el volumen en el que estas tensiones son prácticamente constantes (fig. I-34):

- Llamaremos macrotensiones o tensiones de primera clase a aquellas que se mantienen prácticamente constantes sobre un volumen suficientemente grande del material. Con esto nos estamos refiriendo a un volumen del material que contenga cantidades suficientes de todas las fases presentes y de las diferentes orientaciones de grano. El tamaño característico de esta escala es del orden de varias décimas de milímetro [J.M. Campos 1994]. La condición de autoequilibrio de las tensiones residuales se traduce en que las fuerzas internas ligadas a las macrotensiones deben estar en equilibrio en cada sección y los momentos ligados a estas fuerzas respecto a cualquier eje deben ser nulos.

- Llamaremos microtensiones o tensiones de segunda clase a las desviaciones de las macro tensiones existentes a nivel de fase o de grano. El tamaño característico de esta escala es del orden de varias decenas de micras [J.M. Campos 1994]. Van Acker [K. Van Acker 1996] además las clasifica en dos grupos: microtensiones que dependen linealmente de las macro tensiones ("tensiones de interacción elástica") y microtensiones que no dependen de las macro tensiones ("tensiones de interacción residual"). Las primeras son debidas fundamentalmente a la diferencia en las constantes elásticas entre los granos o entre las fases y por tanto dependerán de las macro tensiones. Las segundas son consecuencia del comportamiento plástico (diferencias en la tensión de fluencia, densidad de dislocaciones inhomogénea, diferencias en los coeficientes de dilatación térmica,...).

- Finalmente, llamaremos tensiones de tercera clase ("microtensiones residuales inhomogéneas") a las fluctuaciones de tensiones existentes dentro del grano: por ejemplo, el parámetro de red puede estar distorsionado en la inmediaciones de una dislocación, la presencia de pequeños precipitados puede crear deformaciones locales en el grano,... El tamaño característico de esta escala es del orden de centenas de nm (muchas distancias interatómicas) [J.M. Campos 1994].

Esta es una clasificación muy importante, sobre todo de cara a interpretar la información que obtenemos de los distintos métodos de medida. Cuando se mide por difracción, sólo una parte del material está difractando. Esa parte está determinada por el tamaño del rayo y por la penetración de los rayos en el material, es el llamado "volumen de medida".

Pero incluso dentro de este volumen, no todo el material está contribuyendo a la difracción. Sólo aquellos granos que tienen un plano de difracción perpendicular al vector de difracción $\vec{q}$ difractarán. Así pues, lo que medimos con difracción de rayos X es una deformación media de los granos que difractan en el volumen que ilumina el haz.

Más aún, si estamos estudiando un material bifásico, como es el caso de la perlita, recibiremos datos de las dos fases por separado y, en el mejor de los casos, tendremos información de la deformación media de los granos que difractan de cada fase.

Fig. I-34. Representación esquemática de los tipos de tensiones presentes en un material cristalino bifásico según los distintos niveles o escalas. La tensión de fase σ^α , que es la medida por difracción de rayos X, será la suma de la macrotensión σ^I y las microtensiones de fase $\sigma^{II}(\alpha)$

Sin embargo, normalmente, en lo que estamos interesados es en la media de la tensión en todos los granos, no sólo en los que difractan. La conexión entre ese valor medio de la deformación en los granos que difractan y la tensión que estamos buscando se hará mediante las Constantes Elásticas de Difracción [K. Van Acker 1996]. Por esta razón, las Constantes Elásticas de Difracción son diferentes de las constantes mecánicas medias del material, ya que dependerán del plano (hkl) elegido y de la posición de la muestra.

En este estudio, nuestro objetivo final será conocer las macro tensiones, que podrían ser definidas como las tensiones residuales manifestadas a escala macroscópica. En el fondo estamos hablando de un promedio de las tensiones locales en un cierto volumen.

Lo que conseguiremos medir con difracción de rayos X en un material monofásico será directamente la macro tensión superficial. Sin embargo, en un material bifásico (fases α y β , por ejemplo) obtendremos por separado las tensiones totales de cada fase (σ^α y σ^β), que están constituidas por la suma de las tensiones de primera (σ^I) y segunda clase (σ^{II}):

$$\sigma^\alpha = \sigma^I + \sigma^{II}(\alpha) \quad (I.11)$$

$$\sigma^\beta = \sigma^I + \sigma^{II}(\beta) \quad (I.12)$$

Si llamamos f^α y f^β a las fracciones volumétricas de cada fase, la condición de autoequilibrio de las tensiones residuales obliga a que exista también un equilibrio entre las micro tensiones de todas las fases [K. Van Acker 1996, K. Van Acker et al 1996]:

$$f^\alpha \sigma^{II}(\alpha) + f^\beta \sigma^{II}(\beta) = 0 \quad (I.13)$$

Entonces, para poder llegar al valor de la macro tensión o tensión de primera clase (σ^I) habrá que sumar las tensiones de fase multiplicadas por la fracción volumétrica de cada fase:

$$\sigma^I = f^\alpha \sigma^\alpha + f^\beta \sigma^\beta \quad (I.14)$$

1.3.6.- DIFICULTADES EN LA MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES CON DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

Hasta aquí se han expuesto los principios de la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X. A pesar de la aparente sencillez del método, en su aplicación a materiales reales siguen apareciendo una serie de dificultades que hacen que la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X no pueda realizarse todavía de una forma sistemática y rutinaria. A continuación enumeraremos las más importantes.

- Una primera complicación de orden práctico viene dada por la necesidad de una gran precisión en la localización de los picos de difracción. Es fácil entender que para que las medidas sean suficientemente exactas, la determinación del ángulo de difracción 2θ debe ser muy precisa, ya que las variaciones reales van a ser mínimas (como mucho del orden de décimas de grado). Esto trae consigo que, una vez medidas las intensidades, haya que hacer una serie de correcciones que se engloban dentro del llamado "factor LPA" (corrección de Lorentz, factor de Polarización y corrección por Absorción), para tener en cuenta aspectos como la dispersión y la absorción de los rayos X. Estas correcciones aparecen referidas en detalle en la literatura [I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987].

- Otra dificultad importante, esta vez inherente al material estudiado, es la presencia de textura cristalina, es decir, una orientación preferente de los cristales. Recordamos que, como se explicó en el apartado 1.2.4, los alambres trefilados presentan una marcada textura de fibra. Su influencia en las medidas con rayos X es evidente si consideramos que lo que nosotros medimos para una cierta posición del goniómetro (φ, ψ, χ) y un cierto plano de difracción (hkl) es la integral de las tensiones locales de todos los cristales que tienen su plano de difracción perpendicular a vector de difracción $\bar{q}$. La presencia de una textura en el material provoca que no todas las orientaciones estén igualmente representadas y sea necesario un factor para corregir esta desigualdad. Desde el punto de vista práctico, la presencia de textura cristalina en el material trae consigo una pérdida de linealidad en la ley del seno cuadrado (fig. I-35). La forma de tener en cuenta este factor es haciendo depender las Constantes Elásticas de Difracción de la posición del goniómetro (φ, ψ, χ) [W. Serruys 1989, P. Van Houtte y L. De Buyser 1993, K. Van Acker 1996, N.Y. Zolotarevski y N.Y. Krivonosova 1996].

Fig. I-35. Efecto de la textura en la Ley del Seno Cuadrado.

- Otra dificultad surge de la geometría cilíndrica de los alambres estudiados en esta tesis. Para una medida precisa de las tensiones en la dirección circunferencial es necesario utilizar unas correcciones para tener en cuenta la geometría cilíndrica de la muestra [I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987, H. Michaud et al 1997], ya que en el tratamiento realizado hasta ahora se han considerado las muestras como planas. No obstante, para alambres gruesos, como ocurre en los utilizados en este trabajo, es suficientemente aproximado considerarlos como muestras planas [K. Van Acker 1996].

- Pero sin duda, la dificultad fundamental que surge para medir las tensiones residuales en un alambre de acero perlítico por difracción de rayos X, es la falta de información respecto a las tensiones de fase en la cementita. La cementita tiene una compleja estructura ortorrómbica con una celda unitaria que contiene 12 átomos de Fe y 4 de C. El resultado es que los picos que se obtienen por difracción de rayos X tienen una intensidad muy débil y es prácticamente imposible distinguirlos del ruido de fondo. Por tanto, con los aparatos convencionales de difracción de rayos X lo único que conseguimos medir es la tensión de la fase ferrita.

La fase ferrita constituye aproximadamente un 88% del volumen del acero perlítico. Esto nos podría llevar a pensar que, conociendo la tensión de fase en la ferrita, estaríamos muy cerca de poder predecir la macrotensión a la que está sometido el material. No obstante, Van Acker [K. Van Acker et al 1996] mostró que las tensiones en la cementita, la fase dura, pueden ser muy superiores a las de la ferrita, superando incluso los 2000 MPa. Por tanto, no se puede despreciar la contribución de esta fase. Resulta necesario medir las tensiones en la cementita para poder conocer las macrotensiones a las que está sometido el material. El problema es que la baja intensidad de los picos de difracción de la cementita hace que sea preciso emplear radiación X de alta energía (sincrotrones) o bien fuentes de neutrones de alto flujo y aún así, los resultados siguen siendo bastante imprecisos. Esto ha provocado que todavía nadie haya sido capaz de aportar de una forma fiable un perfil completo de macrotensiones en un alambre perlítico [P.F. Willemse et al 1982, R.A. Winholtz y J.B. Cohen 1992, M. Belassel et al 1994, N.W. Bonner et al 1997, M. Kornmeier et al 1997, M. Belassel y J.L. Lebrun 1997].

En este capítulo se han repasado los principios básicos de la medida de tensiones residuales con difracción de rayos X, así como las dificultades que surgen en la aplicación del método a los alambres de acero trefilado. En el siguiente capítulo se presentarán las medidas realizadas en esta tesis. Para un conocimiento más profundo de las técnicas se remite al lector a la bibliografía dedicada específicamente a este tema [B. Cullity 1967, I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987, L. Schwartz y J.B. Cohen 1987].

Capítulo 2

TRABAJO EXPERIMENTAL

TRABAJO EXPERIMENTAL

2.1.- JUSTIFICACIÓN DEL MATERIAL ELEGIDO.

El trabajo experimental realizado en esta tesis se ha llevado a cabo sobre un alambre ferrítico fabricado y trefilado en condiciones controladas (paso a través de una matriz de geometría conocida, manteniendo rectas las barras en todo momento). Los motivos que justifican la elección de dicho material son los siguientes:

- Las tensiones residuales son muy sensibles a cualquier tratamiento u operación posterior al trefilado. En el proceso industrial es normal que los alambres, una vez trefilados, sean enrollados en tambores para su almacenaje. El enderezado de dichos alambres suele realizarse con máquinas de flexiones rotativas. Como veremos en el capítulo 5, tanto el enrollado como el posterior enderezado de los alambres puede modificar el perfil de tensiones residuales. Por eso, para validar el modelo numérico y conocer cuáles eran las tensiones generadas por el trefilado era necesario utilizar un material que hubiera sido trefilado en unas condiciones controladas, conociendo la geometría de la matriz y manteniendo rectas las barras en todo momento.
- Como se ha explicado en el capítulo anterior, la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X en la perlita proporciona sólo las tensiones de fase en la ferrita, dado que los picos de la cementita no se distinguen del ruido de fondo. En muchos de los estudios realizados hasta ahora se ha venido suponiendo que la tensión de fase de la ferrita servía como primera aproximación de la macrotensión del material bifásico. Si bien la ferrita es la componente mayoritaria (88%), los resultados de Van Acker [K. Van Acker et al 1996] muestran que la cementita, al ser la componente más dura, alcanza tensiones muy altas (superiores a 2000 MPa), por lo que no se puede despreciar su aportación a la macrotensión. Por eso, para poder comprobar las predicciones del modelo numérico se ha elegido un material completamente ferrítico, de forma que se pudiera estar seguro de que las medidas representaban las macrotensiones.

- Para conseguir información sobre la cementita habría que recurrir a la difracción de neutrones de alto flujo o a un Síncrotron (fuente de rayos X muy potente) y, en cualquier caso, la obtención de un perfil de macrotensiones para un alambre perlítico sigue siendo un problema muy complicado y sometido a muchas incertidumbres. Además, la falta de disponibilidad de estas fuentes hace bastante difícil conseguir tiempo de medida en ellas.

En este apartado se resume el trabajo experimental realizado con dicho material, su proceso de fabricación, los ensayos encaminados a su caracterización y, especialmente, la medida de tensiones residuales en su superficie con difracción de rayos X. A lo largo de esta tesis se han realizado, además, otros trabajos experimentales sobre materiales ferríticos y perlíticos que han servido para validar la influencia de diferentes parámetros y que serán recogidos en los apartados destinados al estudio de dichos parámetros.

2.2.- DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE FABRICACIÓN DEL MATERIAL.

El material estudiado en este trabajo está constituido por barras rectas de 20 mm. de diámetro de un acero ferrítico (muy bajo contenido en carbono) que fue fabricado por la empresa Saerstahl (Alemania), a las que se dio una sola pasada de trefilado para reducir el diámetro hasta 18 mm (aproximadamente un 20% de reducción de sección) en la empresa Contours (EEUU).

Para que el estado de tensiones residuales no sufriera ningún tipo de modificación, las barras se mantuvieron rectas en todo momento y fueron cortadas y transportadas en longitudes de 3 m.

La composición química del acero es la recogida en la tabla II-1.

Tabla II-1. Composición química del acero estudiado.

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Al (%)
Ferrítico	0.04	0.10	0.20-0.45	0.035	0.035	0.02-0.06

Por lo que respecta a la geometría de la matriz, ésta fue medida en los laboratorios del Bekaert Technology Center, en Kortryk (Bélgica). Los parámetros fundamentales se recogen a continuación:

- Diámetro de salida: $d_1 = 17.91\text{mm}$.
- Longitud de salida ("bearing length"): $l_z = 6.36\text{ mm}$. ($6.36/17.91 \cdot 100 = 35.5\%$ de d_1).
- Ángulo de entrada: $2\alpha = 15.36^\circ$
- Rugosidad: 0.0232 (Muy buena).

Fig. II-1. Geometría de la matriz.

Debido al elevado diámetro de los alambres no fue posible medir la fuerza de trefilado durante el proceso.

2.3.- CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.

2.3.1.- ENSAYOS DE TRACCIÓN A TEMPERATURA AMBIENTE.

Las propiedades mecánicas constituían un dato de partida imprescindible para el estudio numérico. La caracterización mecánica de los aceros utilizados en esta tesis se ha realizado mediante ensayos de tracción simple, llevados a cabo en una máquina universal de ensayos mecánicos. En este caso se utilizó una máquina servohidráulica Instron de 500 kN de capacidad.

Los ensayos de tracción se realizaron en control de desplazamiento, de acuerdo a la Norma ASTM A370-92 de ensayos de tracción simple sobre alambres de acero.

Para cada acero se hicieron un mínimo de tres ensayos de tracción a temperatura ambiente (20°C), obteniéndose, en cada uno, un registro continuo de la carga aplicada F frente al desplazamiento relativo ΔL de las cuchillas del extensómetro.

La tensión ingenieril S y la deformación ingenieril e se obtuvieron dividiendo la carga F por la sección inicial A_0 de cada probeta y el alargamiento ΔL por la longitud inicial L_0 de la base de medida. La relación entre los valores ingenieriles (S y e) y los verdaderos (σ y ϵ) se obtiene directamente de las siguientes ecuaciones:

$$\sigma = S (1 + e) \quad (\text{II.1})$$

$$\epsilon = \ln (1 + e) \quad (\text{II.2})$$

En la figura II-2 aparecen representadas las curvas obtenidas, mientras que en la tabla II-2 se recogen los valores medios de las constantes mecánicas.

Tabla II-2. Propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tracción a temperatura ambiente de los aceros estudiados.

	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_m (MPa)	ϵ_m (%)
Ferrítico sin tref.	200	230	340	21.7
Ferrítico trefilado	205	475	500	1.6

Fig. II-2. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos de tracción a temperatura ambiente.

2.3.2.- ENSAYOS DE TRACCIÓN A 190°C.

La caracterización mecánica se completó con la realización de ensayos de tracción a 190°C de temperatura sobre el alambre sin trefilar. Se eligió esta temperatura porque durante el trefilado de alambres para la industria del pretensado, si el proceso está eficientemente lubricado y refrigerado, la temperatura máxima que se alcanza en la superficie del alambre ronda los 200°C. Además, dado que la temperatura máxima a la que funcionaba el extensómetro utilizado era de 200°C, se optó por ensayar a 190°C para mayor seguridad.

Fig. II-3. Dispositivo empleado en el ensayo de tracción a 190 °C.

En la figura II-3 se aprecia el dispositivo empleado para el ensayo, incluyendo el horno y el sistema de refrigeración. Los resultados de estos ensayos se recogen en la figura II-4, donde, además, se comparan con los realizados a temperatura ambiente, mostrando que prácticamente no hay diferencias en la tensión de plastificación del material entre 20 y 190 °C, si bien a 190 °C el alambre es menos dúctil.

Fig. II-4. Comparación de las curvas tensión-deformación de los ensayos realizados a 20 y 190 °C sobre el alambre sin trefilar.

2.3.3.- ENSAYOS DE DUREZA.

Para comprobar la homogeneidad de la deformación en la sección transversal del alambre trefilado se han realizado ensayos de dureza. Se midieron durezas en 5 puntos de un radio del alambre trefilado, repitiéndose las medidas en cuatro radios diferentes. Los resultados se recogen en la fig. II-5 y muestran cómo hay un cierto gradiente de durezas desde el centro a la superficie del alambre, siendo superior la dureza de la parte superficial.

Fig. II-5. Perfil de durezas en una sección transversal del alambre trefilado.

Además, para comprobar el endurecimiento en distintas direcciones, se realizaron ensayos de dureza en dirección longitudinal y transversal tanto en el alambrcn previo como en el alambre una vez trefilado. Se midieron durezas en 10 puntos para cada una de las direcciones.

Los resultados medios (tabla II-3) muestran que, si bien en el material previo las durezas son semejantes en las dos direcciones, en el material trefilado ya existe una cierta diferencia, con una dureza mayor en la direccin del trefilado, lo que da idea de que ya existe una cierta anisotropía en el material.

Tabla II-3. Medida de durezas en dirección longitudinal y transversal en el alambre antes y después del trefilado.

	Dir. Longitudinal (VH)	Dir. Transversal (VH)
Ferrítico sin tref.	124	126
Ferrítico trefilado	175	167

2.4.- MEDIDA DE TEXTURAS.

Las medidas de dureza mostraron que parecía existir una cierta anisotropía en el material. Por ello se decidió estudiar la textura del mismo, para comprobar si se estaba formando una textura de fibra (110) en la ferrita (ver apartado 1.2.4) y esto podía influir en las medidas difractométricas.

La descripción más completa de la textura de un material viene dada por la función de distribución de orientaciones (ODF). El valor de la ODF, $f(g)$, alrededor de una cierta orientación g , nos informa de la fracción volumétrica (dv/V) de los cristales que tienen una orientación en un intervalo dg alrededor de g :

$$f(g) dg = dv/V \quad (II.3)$$

Si la muestra no tiene textura, es decir, todas las orientaciones están uniformemente distribuidas, entonces $f(g)$ es 1 para todos los valores de g .

En la práctica, la textura se suele representar con las figuras polares y éstas se obtienen normalmente con difracción de rayos X, mediante un procedimiento diferente al de la medida de tensiones residuales [K. Van Acker 1996].

Para la obtención de las figuras polares y la ODF de los alambres estudiados en esta tesis se utilizó el goniómetro y el software empleados en la tesis de Van Acker [K. Van Acker 1996]. Los resultados de las medidas sobre el alambre trefilado se recogen en las figura II-6. Se puede apreciar cómo en el alambre ferrítico trefilado la textura todavía no es muy marcada (comparar con la figura II-7 en la que se presentan las figuras polares para un alambre que ha sufrido siete pasadas de trefilado).

Fig. II-6. Figuras polares obtenidas para el alambre trefilado.

Fig. II-7. Figuras polares de un alambre tras siete pasadas de trefilado (Gil Sevillano).

Se aprecia una textura cíclica $\langle 110 \rangle$ muy marcada.

2.5.- MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES EN LA SUPERFICIE DE LOS ALAMBRES TREFILADOS POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

2.5.1.- DESCRIPCIÓN DEL EQUIPO EXPERIMENTAL.

El equipo de difracción de rayos X utilizado en esta tesis está específicamente diseñado para la medida de tensiones. Se trata del modelo STRAINFLEX de la firma RIGAKU (fig. II-8), el cual consta de tres sistemas fundamentales [J.M. Campos 1994]:

- el sistema de radiación formado por un módulo de control de rayos X y un goniómetro de manipulación donde se generan, coliman, acotan, confinan, filtran y detectan los rayos X,
- el sistema que controla los movimientos necesarios para la medida, en cuyo microprocesador está cargado el software necesario para el postprocesado de la información adquirida,
- y finalmente, los sistemas auxiliares imprescindibles para el funcionamiento del equipo cuyas funciones son la refrigeración del anticátodo, la transformación y estabilización de la tensión eléctrica de alimentación y el soporte físico de todo el conjunto.

Fig. II-8. Aparato de medida de tensiones residuales por difracción de rayos X
(Departamento de Ciencia de Materiales).

Además de estos sistemas, recientemente se ha diseñado una mesa de coordenadas (fig. II-9) que permite una precisa colocación de las muestras y una rápida medición de las tensiones de los alambres, bien sea a lo largo de una generatriz, bien sea siguiendo una circunferencia en una sección transversal del alambre.

Fig. II-9. Mesa de coordenadas con dispositivo para la medida de tensiones en los alambres.

De los distintos sistemas que constituyen la máquina, el más interesante es el sistema de radiación, el cual describimos con más detalle a continuación. Dispone de dos componentes claramente diferenciados: un módulo de control de rayos X y un goniómetro (fig. II-10).

El módulo de control de radiación es una fuente de tensión que permite crear una diferencia de potencial constante de 30 kV entre el ánodo y el cátodo del tubo generador de rayos X, para asegurar la emisión de la radiación característica K_{α} y K_{β} . La intensidad de la corriente eléctrica suministrada al tubo generador puede modificarse desde un valor mínimo de 2 mA hasta 10 mA. En nuestro caso, se ha utilizado una intensidad de 8 mA [J.M. Campos 1994].

El goniómetro dispone de una serie de elementos que tienen como finalidad la generación, guiado y detección de los haces de rayos X incidente y difractado. La generación de los rayos X se logra mediante un tubo de reducido tamaño (fig. II-11) que alberga un anticátodo de un material determinado en función de la longitud de onda de los rayos X que se desee obtener.

Fig. II-10. Goniómetro: elementos de posicionamiento, generación y detección de la radiación.

El guiado de la radiación recién generada o incidente se realiza en el elemento colimador denominado fuente de Soller. Las fuentes de Soller están formadas por una elevada cantidad de placas paralelas muy finas y muy próximas unas de otras. Esta disposición permite concentrar la radiación que las atraviesa para formar un haz estrecho y paralelo, con un ángulo de máxima dispersión determinado, que en nuestro caso es de 1° .

Fig. II-11. Tubo de rayos X con anticátodo de Cromo.

Tras la colimación, el tamaño del haz incidente se acota mediante ventanas rectangulares que disminuyen la superficie a irradiar del material. El equipo RIGAKU dispone de ventanas de 2x8mm y 4x8mm. Finalmente, el haz incidente, colimado y acotado, se dirige hacia la superficie de la muestra.

En nuestro caso, como veremos a continuación, los rayos X están generados por un anticátodo de Cromo y la radiación total sobre la superficie de la muestra está formada por las radiaciones características $K_{\alpha 1}$, $K_{\alpha 2}$ y K_{β} . Para evitar la interferencia de la radiación K_{β} en la señal del pico difractado se interpone un filtro de Vanadio de 0.2 mm de espesor, capaz de absorber las radiaciones K_{β} , en su camino hacia el detector.

Finalmente se colima la radiación difractada en otra fuente de Soller para ser detectada mediante un contador de centelleo.

2.5.2.- PROCEDIMIENTO EMPLEADO EN LAS MEDIDAS.

En el trabajo realizado en esta tesis, para la medida de tensiones residuales en la fase ferrita se ha empleado la radiación característica $\text{Cr } K_{\alpha 1}$ que tiene una longitud de onda de 2.2909 nm. y produce interferencia constructiva a un ángulo $2\theta=156.08^\circ$ para la familia de los planos (211) del hierro- α .

La elección de esta radiación característica y este plano de difracción, tiene su explicación en la necesidad de buscar que el ángulo 2θ de difracción sea lo más alto posible, para que la intensidad del haz difractado sea máxima [B. Cullity 1967]. Para la ferrita existen cuatro radiaciones características que producen difracción dentro del intervalo 2θ de $140-170^\circ$ (el alcanzado por el aparato): la radiación $K_{\alpha 1}$ del Molibdeno sobre los planos (651), la radiación $K_{\alpha 1}$ del Cobalto sobre los planos (310), la radiación $K_{\alpha 1}$ del Hierro sobre los planos (220) y la radiación $K_{\alpha 1}$ del Cromo sobre los planos (211). De ellas, los ángulos de difracción más altos son los del Cobalto y el Cromo. La radiación del Cobalto tiene el inconveniente de que su penetración es el doble que en el caso del Cromo, lo que puede llevar a una pérdida de linealidad en la ley del seno cuadrado por la existencia de una componente triaxial. Esta es la razón por la que la radiación del Cromo es la utilizada normalmente en todos los estudios sobre la ferrita.

Como se ha comentado anteriormente, se ha utilizado un filtro de Vanadio para eliminar la radiación K_{β} . Además, con objeto de reducir la zona irradiada, se ha colocado en algunas de las medidas una máscara circular de PVC de 5mm de diámetro alrededor del punto de medida. La profundidad máxima alcanzada por la radiación de Cromo en el acero es del orden de 16 micras .

El aparato fue calibrado con muestras de polvo de hierro libre de tensiones [J.M. Campos 1994]. En cuanto al procedimiento operativo, a continuación se resumen los pasos que se han seguido para realizar las medidas:

- En primer lugar se realiza la medida de caracterización en el punto elegido del alambre. En este barrido previo se mantiene fijo el emisor de rayos X, mientras el detector se mueve buscando el pico de difracción. Las condiciones de este barrido se seleccionan automáticamente según el tipo de material elegido. El objeto de esta medida inicial es el de determinar los valores óptimos de las variables indicadas para las medidas posteriores.

- A continuación, comienza la medida propiamente dicha. En todos los casos se ha empleado el goniómetro en modo Ω (el eje de rotación del ángulo ψ coincide con el de 2θ) (fig. II-12), y en cada punto se han realizado medidas para 10 valores del ángulo ψ . Respecto al modo de medida, se ha utilizado el método de isoinclinación (fig. II-13), en el que el ángulo ψ , formado por las normales del alambre y de los planos que difractan, varía durante la localización de la posición del pico de difracción como consecuencia de mantener fija la posición del haz incidente de rayos X respecto a la normal del alambre en el punto de medida (ψ_0). El verdadero valor de ψ se determina una vez obtenida la posición del pico de difracción mediante la expresión:

$$\psi = \psi_0 + \eta = \psi_0 + (\pi - 2\theta_{\psi_0})/2 \quad (\text{II-4})$$

- En todas las medidas realizadas la relación entre la distancia interplanar d_{hkl} y el seno cuadrado de ψ se puede ajustar por medio de una recta. Se han medido la tensión normal en la dirección del eje del alambre, la tensión normal en la dirección circunferencial y la tensión cortante. Para calcularlas se realizan medidas en la dirección del eje del alambre ($\phi=0^\circ$) y en dos direcciones que forman respectivamente 45° y 90° con el eje del alambre ($\phi=45^\circ$ y 90°).

Fig. II-12. Montaje de medida en modo Ω . El eje de rotación del ángulo ψ coincide con el de 2θ .

- El microprocesador incorporado al equipo realiza el análisis estadístico del pico de difracción registrado, controla los movimientos precisos para las medidas y calcula las tensiones con las constantes introducidas. La obtención de la posición de los picos de difracción se realiza mediante el método FWHM ("full width at half-maximum intensity") [M. Kurita 1982]. Este método consiste en eliminar el ruido de fondo del pico detectado ajustando mediante mínimos cuadrados una recta por ambos extremos del mismo. El punto de máxima intensidad se identifica con el punto de tangencia de la curva experimental con una recta paralela a la anterior en su punto más alto. Se traza una recta paralela y equidistante de las anteriores que corta al pico de difracción en dos puntos. El punto medio del segmento definido por estos dos puntos determina la posición del centro de gravedad del pico de difracción (fig. II-14).

Fig. II-13. Método de medida de isoinclinación. Se mantiene fija la posición del haz incidente respecto a la normal del alambre en el punto de medida.

- Finalmente, el programa de cálculo ajusta por mínimos cuadrados una recta a los puntos experimentales (una vez corregidos sus valores en función del método de medida empleado, según lo explicado en el apartado 1.3.6), de acuerdo con la variación lineal de 2θ con el seno cuadrado de ψ que predice la teoría. A partir de la pendiente de la recta se determina la tensión tal y como se explicó en el capítulo anterior. Las constantes elásticas empleadas en la ley del seno cuadrado son las del monocristal referidas al plano (211) del hierro- α [J.M. Campos 1994].

Fig. II-14. Ejemplo de ajuste del pico de difracción por el método FWHM [J.M. Campos 1994]. Se elimina el ruido de fondo del pico y se ajusta una recta por los extremos del mismo (recta AB). El punto de máxima intensidad (C) se identifica con el punto de tangencia de la curva experimental con una recta paralela a AB. Entonces se traza una recta paralela y equidistante de las anteriores que corta al pico de difracción en dos puntos (D y E). El punto medio de DE determina la posición del centro de gravedad del pico de difracción (F).

2.5.3.- MEDIDAS REALIZADAS.

2.5.3.1.- TENSIONES GENERADAS POR EL TREFILADO.

Para estudiar las tensiones residuales producidas por una pasada de trefilado se midieron las tensiones en la superficie del alambre ferrítico trefilado de 18mm de diámetro. Para caracterizar el estado de tensiones en la superficie se cortaron tres probetas de 20 cm de longitud y se midieron las tensiones residuales en diferentes puntos de cada una de ellas:

- a lo largo de una generatriz cada 10 mm
- y a lo largo del perímetro de 3 secciones transversales midiendo cada 45°, es decir, tomando 8 puntos en cada sección transversal.

En total se estudiaron las tensiones en más de 100 puntos de la superficie del alambre. Para cada punto se midieron tensiones en la dirección de trefilado (tensión longitudinal σ_z), en la dirección tangencial (tensión circunferencial σ_θ) y en una dirección que formara 45° con las anteriores (para caracterizar la tensión cortante). De esta forma quedaba caracterizado el tensor de tensiones.

En la figura II-15 se presenta el ajuste de la curva $d\text{-sen}^2\psi$ de una de estas medidas. Se observa cómo los resultados experimentales pueden ajustarse bien por una recta, lo cual confirma que la textura todavía no es muy marcada. Para controlar y acotar el error producido por la falta de linealidad de la curva $d\text{-sen}^2\psi$ se siguió el método propuesto por Campos [J.M. Campos 1994] basado en la hipótesis de que los valores medidos se ajustan a una distribución "t" de Student. Entonces, el error producido por el ajuste de la recta responde a la expresión:

$$\Delta\sigma = K t(\alpha, n-2) \rho \quad (\text{II.5})$$

donde K es el coeficiente dimensional de la pendiente de la recta del seno cuadrado ($\theta\text{-sen}^2\psi$):

$$K = -E \cotg\theta_0 / (1+\nu) \quad (\text{II.6})$$

$t(\alpha, n-2)$ es el coeficiente de la distribución t de Student correspondiente a $(n-2)$ grados de libertad y un grado de confianza de $(1-\alpha)\%$, que en nuestro caso fue del 70%. El coeficiente n es el número de valores de ψ preseleccionados para cada medida. Van Acker [K. Van Acker 1996] mostró que para aumentar la precisión del método debían realizarse medidas para el mayor número de valores de ψ y en un intervalo lo más grande posible. Por eso, en este trabajo las medidas se realizaron para 10 valores de ψ entre 0° y 45° , con intervalos de 5° .

El factor ρ depende la bondad del ajuste de los puntos experimentales a la recta de regresión:

$$\rho = [(1-r^2) \Sigma(Y_i - \Sigma Y/n)^2]^{1/2} / [(n-2) \Sigma(X_i - \Sigma X/n)^2]^{1/2} \quad (\text{II.7})$$

siendo Y_i , X_i los valores observados de 2θ y $\sin^2\psi$ y r el coeficiente de correlación:

$$r = [1 - \Sigma[Y_i - (mX_i + b)]^2 / \Sigma(Y_i - \Sigma Y/n)^2]^{1/2} \quad (\text{II.8})$$

donde m y b son respectivamente la pendiente y la ordenada de la recta de regresión.

El valor de $\Delta\sigma$ se calculó según la fórmula (II-5) para cada una de las medidas, resultando inferior a 15 MPa en todas ellas.

Por otra parte, en la tabla II-4 se resumen los resultados de las medidas a lo largo de una generatriz en función de la distancia del punto de medida a uno de los extremos de la muestra. Y en la tabla II-5 aparecen las medidas a lo largo de una circunferencia transversal.

Tabla II-4. Ejemplo: Tensiones residuales superficiales a lo largo de una generatriz del alambre después de 1 pasada de trefilado en función de su distancia al borde de la probeta. La distancia está en mm y la tensión en MPa.

Dist	20	30	40	50	60	70	80	90	100	110	120	130	140	150	160	170	180
σ_t	196	220	229	226	244	226	232	208	223	142	200	214	223	244	226	214	220
σ_θ	182	154	160	178	170	178	184	166	176	66	117	119	180	166	176	166	192

Fig. II-15. Ejemplo del ajuste de la curva $d\text{-sen}^2\Psi$ para una de las medidas realizadas.

Tabla II-5. Ejemplo: Tensiones residuales superficiales a lo largo del perímetro de una sección transversal. Se ha elegido un radio como origen y se toman medidas cada 45°. En total 8 puntos más 1 de comprobación, repitiendo al final la medida en el punto inicial (0° - 360°).

Ángulo	0°	45°	90°	135°	180°	225°	270°	315°	360°
σ_z (MPa)	244	229	238	256	241	200	220	232	244
σ_θ (MPa)	190	174	160	178	164	95	172	182	188

El trefilado es un proceso axisimétrico y por tanto cabría esperar que las tensiones residuales fueran homogéneas en la superficie. La conclusión principal que se puede extraer de las medidas realizadas es que, efectivamente, el estado de tensiones en la superficie del alambre es prácticamente constante. No obstante, al tratarse de un proceso real, existen pequeñas variaciones y cualquier defecto en la superficie, falta de alineamiento, cambio de velocidad,..., puede modificar de forma importante el estado de tensiones (ver tabla II-4, medida a 110 mm y tabla II-5, medida a 225°), por lo que para obtener un valor medio es necesario realizar muchas medidas en varias generatrices.

Los valores medios de las tensiones en la superficie son:

- Tensión longitudinal: $\sigma_z = 230$ MPa (casi todas las medidas están entre 210 y 250 MPa)
- Tensión circunferencial: $\sigma_\theta = 180$ MPa (casi todas las medidas entre 140 y 200 MPa)
- Tensión cortante: $\tau_{\theta z} = -8$ MPa

2.5.3.2.- INFLUENCIA DEL CORTE.

Al cortar las muestras, las tensiones residuales resultan afectadas en la zona cercana al borde del alambre, ya que en la superficie de corte las tensiones longitudinales van a ser nulas. El problema, entonces, se encuentra en conocer a partir de qué distancia del borde podemos estar seguros de estar midiendo el estado real de tensiones residuales del alambre. Esto tiene bastante interés porque hay algunos goniómetros que, por la propia disposición del aparato, no admiten muestras muy grandes (sólo longitudes de pocos centímetros). Además, es importante de cara a cualquier ensayo (corrosión bajo tensión, fatiga,...) en el que se pretenda tener en cuenta el estado de tensiones residuales del alambre, porque es necesario asegurar que el estado real de tensiones no se ve afectado por la geometría de las probetas.

Para estimar la zona que había sido afectada por el corte, se realizó una medida a lo largo de toda una generatriz de una probeta de 20 cm de longitud (tabla II-6 y figura II-16), comprobándose que las tensiones longitudinales se habían visto afectadas en una distancia de alrededor de 15-20 mm desde el borde, es decir, aproximadamente un diámetro (18 mm).

Tabla II-6. Medida a lo largo de una generatriz. Comprobación de la zona afectada por el corte.

Dist(mm)	6	8	10	12	15	20	40	80	150	180	185	192	194	196
σ_z (MPa)	66	110	140	160	196	220	229	232	244	220	184	119	104	66
σ_θ (MPa)	142	156	145	186	162	189	143	201	174	186	182	145	121	112

Fig. II-16. Perfil de tensiones longitudinales a lo largo de una generatriz de una probeta de 20 cm de largo.

Se repitieron las mismas medidas para una probeta de 10 cm obtenida al cortar la parte central de la anterior y los resultados fueron semejantes (fig. II-17). Una consecuencia inmediata de estas medidas es que para conocer el estado real de tensiones residuales del alambre de 18 mm de diámetro se necesita medir en la zona central de probetas con un mínimo de 5-6 cm de longitud.

Fig. II-17. Perfil de tensiones longitudinales a lo largo de una generatriz de una probeta de 10 cm de largo.

2.5.3.3.- COMPARACIÓN ENTRE DOS GONIÓMETROS.

Para comprobar las medidas del goniómetro RIGAKU, durante una estancia en la Universidad Católica de Lovaina, se realizaron medidas con un aparato de difracción de rayos X SEIFERT MZIV, que fue el utilizado por Van Acker en su tesis [K. Van Acker et al 1996, K. Van Acker 1996], de similares características pero con un intervalo entre medidas más pequeño (es decir, los picos de difracción están definidos por más puntos).

Desafortunadamente, la estructura del goniómetro Seifert impedía la medida de muestras de más de 4 cm de longitud, por lo que las tensiones residuales iban a ser afectadas por el corte de las probetas.

Para comparar los resultados de ambos goniómetros se midieron las tensiones en las mismas probetas y en los mismos puntos (que se marcaron con máscaras de PVC semejantes a las descritas en el apartado 2.3.2.). Se eligieron dos probetas de 3 cm, una del material ferrítico trefilado y la otra de un material perlítico. En la tabla II-7 se presenta la comparación entre los resultados obtenidos por los dos aparatos, mostrando diferencias inferiores a 30-40 MPa en todos los casos, lo que lleva a concluir que las medidas del goniómetro RIGAKU son fiables. Las medidas en el material perlítico están referidas a la fase ferrita.

Tabla II-7. Comparación entre las medidas de dos goniómetros.

	Tensión longitudinal (MPa)		Tensión circunferencial (MPa)	
	RIGAKU	SEIFERT	RIGAKU	SEIFERT
Punto 1 (ferrítico)	45	45	60	75
Punto 2 (perlítico)	-95	-105	178	212

2.6.- TRATAMIENTOS POSTERIORES. MODIFICACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES.

Se han realizado varios tratamientos mecánicos y térmicos para cambiar el perfil de tensiones del alambre trefilado y luego comprobar la influencia de dicho cambio en las propiedades mecánicas del alambre.

La medida de tensiones residuales se ha realizado antes y después del tratamiento igual que en el apartado 2.3.3.1, es decir, a lo largo de una generatriz y también sobre las circunferencias de varias secciones transversales.

En este apartado describiremos los tratamientos y los valores de las medidas de tensiones residuales.

2.6.1.- TRATAMIENTOS MECÁNICOS.

Diversos estudios [J.M. Campos 1994] han mostrado cómo el tratamiento mecánico es un posible camino para modificar los perfiles de tensiones residuales. En esta tesis se han realizado tratamientos mecánicos sometiendo a una probeta de material ferrítico trefilado de 20 cm de largo a diferentes tensiones inferiores a su límite elástico. En la tabla II-8 se resumen los tratamientos efectuados. El valor σ_{media} se ha obtenido dividiendo la carga aplicada entre la sección del alambre.

Tabla II-8. Tratamientos mecánicos realizados sobre el alambre ferrítico trefilado.

Tratamiento	Carga (toneladas)	σ_{media} (MPa)	$\sigma_{media} / \sigma_{0.2\%}$
1	6,2	243	0,51
2	7,1	279	0,58
3	8,5	334	0,70
4	9,2	361	0,76
5	9,9	389	0,82

Una vez realizados los tratamientos se volvieron a medir las tensiones residuales en las superficie de los alambres, mostrando que seguía existiendo un perfil prácticamente uniforme a lo largo de la superficie (fig. II-18).

Fig. II-18. Medidas con difracción de rayos X sobre la superficie de una sección transversal antes y después de los tratamientos 3 y 5. Se ha elegido un radio como origen y se toman medidas cada 45°. En total 8 puntos más uno de comprobación, repitiendo al final la medida en el punto inicial (0° - 360°). Se aprecia cómo el estado de tensiones en la superficie sigue siendo uniforme y los tratamiento mecánicos han provocado un descenso apreciable de las tensiones residuales longitudinales.

En la tabla II-9 se comparan los valores medios de las tensiones medidas antes y después de los diferentes tratamientos.

Tabla II-9. Comparación de las tensiones residuales medidas después de cada tratamiento.

Tratamiento	sin tratar	1	2	3	4	5
$\sigma_{media} / \sigma_{0,2\%}$	0	0.51	0.58	0.70	0.76	0.80
$\sigma_{long} (MPa)$	235	230	236	205	170	151
$\sigma_{circ} (MPa)$	180	170	166	175	150	160

Los resultados muestran que, en este caso, cargando el material a tensiones superiores a 0,7 veces el límite elástico se pueden disminuir las tensiones superficiales longitudinales. La explicación de este fenómeno se encuentra en que, como veremos en los capítulos 3 y 5, al cargar en tracción el alambre plastifica en su superficie a tensiones inferiores a su límite elástico debido a que en esa zona parte con tensiones residuales de tracción. De todas formas, esto será más fácil de explicar utilizando el modelo numérico.

2.6.2.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Otro posible camino para la modificación del perfil de tensiones residuales son los tratamientos térmicos. A distintas probetas de material ferrítico trefilado, de las mismas dimensiones que las del apartado anterior, se les dieron los siguientes tratamientos térmicos:

- Tratamiento 1: permanencia de 5 horas a 200 °C seguido de un enfriamiento lento.
- Tratamiento 2: permanencia de 5 horas a 300 °C seguido de un enfriamiento lento.
- Tratamiento 3: permanencia de 5 horas a 350 °C seguido de un enfriamiento lento.
- Tratamiento 4: permanencia de 10 minutos a 400 °C seguido de un enfriamiento lento.
- Tratamiento 5: permanencia de 3 horas a 450 °C seguido de un enfriamiento lento.
- Tratamiento 6: permanencia de 2 horas a 500 °C seguido de un enfriamiento lento.

Se midieron las tensiones residuales superficiales antes y después de cada tratamiento. Las medidas mostraron que tras los tratamientos seguía existiendo un perfil de tensiones residuales uniforme en la superficie (fig. II-19). En la tabla II-10 se presenta la variación de las tensiones residuales superficiales con los distintos tratamientos.

Tabla II-10. Variación de las tensiones residuales en la superficie con los tratamientos térmicos.

Tratamiento	sin tratar	1	2	3	4	5	6
$\sigma_{\text{long}}(\text{MPa})$	235	238	230	195	175	130	65
$\sigma_{\text{circ}}(\text{MPa})$	180	175	168	140	110	90	25

Fig. II-19. Medidas de tensión longitudinal sobre la superficie de una sección transversal del alambre antes y después de los tratamientos térmicos 4 y 6. Se ha elegido un radio como origen y se toman medidas cada 45°. En total 8 puntos más uno de comprobación, repitiendo al final la medida en el punto inicial (0° - 360°). Se aprecia cómo el estado de tensiones en la superficie sigue siendo uniforme y los tratamiento térmicos han provocado un descenso de las tensiones residuales longitudinales.

Los resultados experimentales muestran que el tratamiento térmico es otro posible camino para la eliminación del perfil de tensiones residuales. Su gran ventaja es que, a diferencia del tratamiento mecánico, el tratamiento térmico disminuye tanto el perfil de tensiones longitudinales como transversales.

Su inconveniente se encuentra en la posible pérdida de propiedades mecánicas del material. Los resultados de este trabajo muestran que para que los tratamientos sean efectivos, deben ser realizados a temperaturas superiores a 350 °C y con una permanencia suficientemente larga. Esto puede provocar que el material pierda parte del endurecimiento logrado con el trabajo en frío (fig. II-20).

Fig. II-20. Comparación de las curvas tensión-deformación del alambre trefilado antes y después del tratamiento 6. Se aprecia una pérdida importante del endurecimiento ganado con el trabajo en frío del trefilado.

2.7.- RESUMEN.

En este apartado se ha presentado el trabajo experimental realizado en esta tesis sobre un alambre ferrítico trefilado en condiciones controladas, conociendo la geometría de la matriz y manteniendo rectas las barras en todo momento.

El objetivo principal ha sido caracterizar el estado superficial de tensiones residuales producido por el trefilado. Los resultados experimentales han permitido llegar a las siguientes conclusiones:

- El estado de tensiones residuales en la superficie del alambre se puede considerar uniforme, si bien cualquier pequeño defecto o desalineamiento puede modificarlo en algunos puntos. Por eso es necesario realizar muchas medidas a lo largo de la superficie para poder caracterizar el estado de tensiones correctamente.
- El trefilado ha generado unas tensiones residuales de tracción importantes en la superficie del alambre, tanto longitudinales (230 MPa) como circunferenciales (180 MPa).
- El corte de las muestras afecta a las tensiones residuales en una zona cercana al borde comparable con el diámetro de la muestra. Esto hay que tenerlo en cuenta para no distorsionar el estado de tensiones presente, porque hay algunos goniómetros que no admiten muestras grandes.
- Se han efectuado tratamientos mecánicos y térmicos para modificar el perfil de tensiones residuales. Se ha comprobado que, en este caso, tratamientos mecánicos por encima del 70% del límite elástico reducen las tensiones superficiales longitudinales del alambre estudiado, sin afectar prácticamente a las transversales. Los tratamientos térmicos a 400 y 500 °C reducen tanto las tensiones superficiales longitudinales como transversales, aunque pueden afectar a las propiedades mecánicas del alambre.

Capítulo 3

MODELO NUMÉRICO PARA EL CÁLCULO DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL

MODELO NUMÉRICO PARA EL CÁLCULO DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL

3.1.- INTRODUCCIÓN.

El objetivo fundamental de esta tesis ha sido elaborar un modelo de elementos finitos que simulara el proceso de trefilado y permitiera calcular el perfil de tensiones residuales resultante en el alambre para estudiar cómo éste se veía afectado por las distintas variables del proceso y por los tratamientos posteriores. En este capítulo se describirán las características básicas de dicho modelo y su validación experimental.

- Modelización de los procesos de conformado de metales por el método de los elementos finitos.

Han pasado ya más de 25 años desde que se realizaron los primeros trabajos en la modelización por elementos finitos de los procesos de conformado de metales. Desde entonces hasta ahora, el MEF se ha convertido en una herramienta básica para la industria y la investigación en este campo [J.L. Chenot 1997].

La consecución de productos de gran calidad requiere la elección de la forma óptima de las herramientas, de la pieza de trabajo y de los distintos parámetros que rigen el proceso. Para ello es necesario el conocimiento de la distribución de tensiones, deformaciones y temperaturas en el material.

En el conformado de metales, dada la complejidad de los procesos, es muy difícil resolver los problemas prácticos sólo por experimentación, por el coste y el tiempo necesarios para ello. Los métodos analíticos, por su parte, sólo son capaces de competir en determinados casos, con geometrías y condiciones de contorno sencillas.

Frente a ellos, el MEF permite obtener información sobre el flujo del metal durante el proceso y sobre las deformaciones, tensiones y temperaturas en la pieza antes, después y durante el conformado, siempre que se parta de unos modelos fiables.

Hoy en día, gracias a las continuas mejoras en los métodos y al desarrollo de códigos y programas comerciales para la industria, el MEF se utiliza para mejorar la calidad de los productos y elegir la forma óptima de las herramientas y los parámetros de los equipos [H.J. Antúnez et al 1997, R.Y. Lapovok y P.F. Thomson 1997].

No obstante, a pesar de las mejoras, el análisis de los problemas de flujo de metales no es fácil por dos motivos:

- Las no linealidades (materiales y geométricas) que implica el proceso.
- La complejidad de las condiciones de contorno.

La exactitud en el cálculo de las tensiones es crucial en las aplicaciones del MEF a los problemas de conformado de metales, especialmente cuando lo que se busca es conocer el estado de tensiones residuales. Dicho estado está determinado por las deformaciones elásticas que permanecen una vez terminado el proceso y que interactúan con grandes deformaciones plásticas para completar el campo total de deformación.

Los problemas de precisión se complican todavía más, cuando nos tenemos que enfrentar a la incompresibilidad o al comportamiento casi incompresible, como es el caso de grandes deformaciones plásticas [K.J. Bathe et al 1989, L. de Vivo y M. Diaco 1997]. Se han desarrollado varios métodos para mejorar la exactitud del cálculo de las tensiones y para optimizar la localización de los puntos de integración dentro del elemento. Así pues, la elección del tipo de elemento y los campos de interpolación tienen efectos sustanciales en la respuesta del problema, especialmente cuando la deformación plástica y la incompresibilidad predominan.

Por tanto, aunque han sido muchos los avances en este campo, la formulación del problema y el modelo de cálculo deben ser estudiados cuidadosamente porque sigue habiendo áreas y obstáculos que todavía no han sido completamente salvados [M.S. Gadala y M.M. El-Madany 1989, G.W. Rowe et al 1990].

- Fundamentos físicos y matemáticos del cálculo de tensiones residuales.

Básicamente, el cálculo de las tensiones residuales no difiere del cálculo de las otras tensiones. Basta utilizar las herramientas numéricas necesarias para analizar el estado de tensiones resultante de la historia de cargas completa a la que ha sido sometido el material y si, después de la descarga final, hay un estado de tensiones presente, ese será, por definición, el estado de tensiones residuales. No obstante, esta pequeña descripción contiene oculta la explicación de por qué el cálculo de tensiones residuales es todavía un problema de complicada resolución. Si las tensiones residuales son la consecuencia de la historia previa del componente, esta historia no puede ser solamente elástica porque entonces no quedarían tensiones. Así pues, la existencia de tensiones residuales está ligada a procesos no elásticos (grandes deformaciones plásticas de origen mecánico, gradientes de temperatura, cambios de fase) que generalmente dificultan mucho el análisis.

Como vimos al hablar del origen de las tensiones residuales, en su génesis, hay fundamentalmente tres fenómenos: temperatura, cambios de fase y grandes deformaciones mecánicas. Por tanto, para analizarlas será necesario estudiar cada uno de estos problemas [S. Sjöström 1985, M. Dubois y A. Magnee 1989]. De todos ellos, quizá el más difícil de modelizar sigue siendo el fenómeno de las transformaciones de fase [T. Inoue y Z. Wang 1985], incluso para las transformaciones más estudiadas como es el caso del temple en los aceros [Y. Fa-rong y W. Shang-Li 1985, A.V. Idesman et al 1997]. Pero, además, es necesario tener en cuenta las relaciones existentes entre los tres fenómenos (fig. III-1).

Fig. III-1. Interacciones entre los problemas térmico-mecánico-metalúrgico.

En la figura III-2 aparece el diagrama de flujo de un posible programa que tuviera en cuenta todos los efectos anteriormente mencionados [S. Denis et al 1987a, 1987b].

Fig. III-2. Diagrama de flujo de un programa completo para el cálculo de tensiones residuales.

Pero este programa es demasiado complicado y no se suele utilizar así por varias razones: En primer lugar, algunos fenómenos son eliminados de la discusión porque sus efectos son pequeños o porque son demasiado complejos para ser introducidos en un modelo de una forma realista. En segundo lugar, cuanto más completo sea el modelo más difícil es de manejar y más información de partida es necesaria. Muchas veces, esta información es difícil o casi imposible de conseguir, por lo que no merece la pena incluirla en el proceso.

Por ejemplo, los procesos en los que más se han investigado las tensiones residuales son el temple de los aceros y la soldadura. En ellos, en general, se emplean esquemas simplificados del tipo del de la figura III-3 [F. Abbasi y A.J. Fletcher 1985, F.M.B. Fernández et al 1985, S. Denis et al 1985].

Fig. III-3. Esquema de un programa simplificado de cálculo de tensiones residuales para el temple de los aceros o la soldadura.

En un primer programa se estudia la evolución de las temperaturas, relacionándola con las transformaciones de fase. Una vez obtenida la historia de temperaturas y transformaciones, se entra en un segundo programa que, teniendo en cuenta los coeficientes de dilatación de las distintas fases y las propiedades mecánicas en función de la temperatura, halla la evolución de deformaciones y tensiones.

A continuación se describirán las principales características del modelo desarrollado en este trabajo para el cálculo de las tensiones residuales en el proceso de trefilado.

3.2.- MODELO PROPUESTO PARA EL CÁLCULO DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO DE ALAMBRES.

3.2.1.- DESCRIPCIÓN DEL MODELO.

El objetivo del presente trabajo es dar el primer paso para formular un modelo completo del cálculo de tensiones residuales en el proceso de trefilado de alambres. Para ello, utilizando el código de elementos finitos ABAQUS [Hibbit et al 1998], se ha creado un modelo que simula el paso de un alambre a través de una matriz de trefilado.

Se han desarrollado sendos programas en dos y tres dimensiones. En el primer caso, se ha utilizado un modelo axisimétrico (fig. III-4) que tiene en cuenta la parte mecánica y la térmica, despreciando la influencia de las transformaciones de fase. Las condiciones de contorno han sido impuestas por la simetría axial del problema: los puntos pertenecientes al eje central sólo pueden tener desplazamientos en la dirección del trefilado. El contacto entre el alambre y la herramienta se ha modelizado mediante un coeficiente de rozamiento de Coulomb. En el caso del programa en tres dimensiones (fig. III-5), las características son las mismas, pero este además incluye el comportamiento anisótropo del material.

Se ha utilizado control en desplazamientos, forzando a pasar al material a través de la hilera imponiendo el desplazamiento de la punta del alambre según la dirección de trefilado. Se ha considerado que esta es la opción que mejor reproduce el proceso industrial real (ver apartado 1.2.2).

Este modelo inicial calcula el perfil de tensiones residuales de primera clase (macrotensiones) en el alambre y nos permitirá estudiar la influencia de distintos parámetros del proceso.

Fig. III-4. Modelo de elementos finitos en 2D para el cálculo de tensiones residuales en el trefilado de alambre.

Fig. III-5. Modelo de elementos finitos en 3D para el cálculo de tensiones residuales en el trefilado de alambre.

3.2.2.- CÓDIGO DE ELEMENTOS FINITOS ABAQUS: FORMULACIÓN LAGRANGIANA.

El programa ABAQUS es un código de elementos finitos para uso general. Quizá su principal característica es que se trata de una herramienta flexible para la modelización por elementos finitos, es decir, está capacitado para tratar problemas muy diversos con una gran versatilidad en cuanto a los procedimientos de análisis.

Uno de los primeros aspectos a tener en cuenta es que ABAQUS [Hibbit et al 1998] utiliza una formulación lagrangiana del problema. Los problemas que llevan asociadas grandes deformaciones, como los de Mecánica de Fluidos, son, en general, más fáciles de tratar mediante una formulación de tipo euleriano, en la que centramos nuestra atención en una región del espacio por donde va pasando el material.

No obstante, las relaciones cinemáticas y los principios de la Mecánica de Medios Continuos se refieren a lo que está sucediendo al cuerpo y no a la región del espacio que el cuerpo matemáticamente ocupa. Estos principios son, por tanto, más fácilmente expresables con una formulación lagrangiana.

Explicándolo de una forma poco precisa, pero sencilla, en una formulación euleriana la malla del problema permanece quieta, sin deformarse y el material fluye a través de ella. En la formulación lagrangiana la malla acompaña al material en su deformación. Esta es la opción adoptada por ABAQUS y a la que nos referiremos a partir de ahora. El problema de esta formulación es la posible distorsión que se puede generar en las zonas de mayores deformaciones. En esos casos puede ser necesario remallar. Para el caso de una única matriz de trefilado no resultará necesario remallar. De todos modos, dada la simplicidad de la malla propuesta, no sería difícil hacerlo.

3.2.3.- MODELO TERMOMECAÁNICO.

En apartados anteriores hemos estudiado cómo en los procesos que generan tensiones residuales hay que tener en cuenta tres fenómenos básicos: gradientes de temperatura, transformaciones de fase y deformaciones plásticas. La importancia relativa de cada uno de ellos dependerá del proceso concreto.

En el caso del trefilado de alambres parece que, en una primera aproximación, es la parte mecánica (las grandes deformaciones plásticas a las que se somete al material) la responsable principal del estado de tensiones residuales.

El modelo propuesto en este trabajo tiene en cuenta las partes mecánica y térmica del problema y no considera la influencia de las posibles transformaciones de fase. El despreciar, en esta primera aproximación, las posibles transformaciones de fase tiene la siguiente justificación: La aparición de martensita sería muy negativa para el alambre. Por este motivo, las empresas tienen varios sistemas de refrigeración del material y las matrices. En los últimos años se han producido mejoras importantes en la lubricación y la refrigeración del proceso. Es muy difícil que llegue a producirse la transformación de fase, ya que se suelen controlar las temperaturas para que no se sobrepasen los 200-250 °C en los procesos. Además, la transformación martensítica es un complejo proceso termomecánico [S. Denis et al 1985, 1987a, 1987b], que va acompañado por un cambio en las propiedades mecánicas y una complicada distribución de tensiones y deformaciones. Todo ello resulta muy difícil de modelizar y, en nuestro caso, aportaría muy poco al análisis.

La medida de las tensiones residuales se realiza al final del proceso, una vez que el alambre ha salido y en una zona donde se haya adquirido el estado estacionario, es decir, se desprecian las zonas inicial y final del alambre trefilado.

- Comportamiento mecánico: ley constitutiva elastoplástica.

Las tensiones residuales quedan determinadas por las deformaciones elásticas que permanecen tras la salida del material de la matriz y que interactúan con importantes deformaciones plásticas para completar el campo total de deformación.

Por este motivo, para modelizar el material del alambre se ha elegido un modelo elastoplástico, con endurecimiento por deformación (fig. III-6). Este modelo reproduce adecuadamente el comportamiento mecánico del acero utilizado en el trefilado, que, como vimos en el apartado 1.2.4., experimenta un gran endurecimiento por deformación.

Las leyes tensión-deformación empleadas se han obtenido en ensayos de tracción sobre los materiales previos al trefilado.

En el programa en dos dimensiones se ha supuesto el material isótropo, simplificación cercana a la realidad únicamente en el caso del alambroón antes de trefilar. En el programa en tres dimensiones se ha introducido la anisotropía generada durante el proceso. Para ello se ha utilizado un criterio de Hill, haciendo depender los coeficientes R de anisotropía del progresivo alineamiento de las láminas de cementita según la dirección de trefilado. Dicho modelo será descrito más en profundidad en el apartado 4.5.

Fig. III-6. Curva tensión-deformación para un modelo de plasticidad con endurecimiento por deformación.

- Efecto de la temperatura.

Durante el trefilado, la temperatura se incrementa debido fundamentalmente a tres factores:

- la deformación homogénea
- la deformación inhomogénea o "trabajo redundante"
- el rozamiento con la hilera

La importancia relativa de cada uno de ellos depende de los parámetros del proceso, especialmente de la reducción por paso, del comportamiento mecánico del alambre, del ángulo de reducción y del coeficiente de rozamiento [R. Wright 1997].

El resultado es que, al salir de la matriz, la temperatura del alambre viene dada por la fórmula (III-1):

$$T(r) = T_0 + \Delta T_d + \Delta T_r \quad (\text{III.1})$$

siendo $T(r)$ la temperatura a una distancia r del centro del alambre, T_0 la temperatura uniforme inicial con la que entra el alambre en la hilera, ΔT_d el incremento de la temperatura debido al trabajo plástico, que incluye la deformación homogénea y el trabajo redundante y ΔT_r es el incremento de temperatura debido al rozamiento del alambre con la hilera.

En el modelo de elementos finitos se han tenido en cuenta estos tres factores. El material entra en la matriz con una temperatura inicial uniforme que dependerá de la refrigeración intermedia y que es recibida por el programa como dato de partida.

Debido a las altas velocidades de deformación y a las grandes deformaciones plásticas que se producen durante el trefilado, se ha simulado el paso por la matriz como un proceso adiabático. En cuanto a la generación de calor causada por la deformación plástica, en el modelo se supone que la deformación plástica produce un flujo de calor por unidad de volumen de:

$$\tau^{pl} = \eta \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\epsilon}}^{pl} \quad (\text{III.2})$$

donde τ^p es el flujo de calor que será añadido al balance de energía térmico, η es un factor definido como la fracción de trabajo plástico convertida en calor, σ es la tensión y $\dot{\epsilon}^p$ es la velocidad de deformación plástica. El factor η se ha variado entre 0,8-1 basándose en los estudios encontrados en la literatura [R. Wright 1997, C. Nosedá y R.N. Wright 2000, A. Nakagiri et al 2000a, 2000b, T. Hamada et al 2001].

Como veremos a continuación, se ha modelizado el contacto con un coeficiente de rozamiento μ del que dependerá el incremento de temperatura debido a la fricción.

Las constantes térmicas empleadas han sido las siguientes [A. Nakagiri et al 2000a, 2000b, T. Hamada et al 2001]:

- Conductividad térmica: $26-44 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$
- Calor específico: $460-490 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$
- Coeficiente de transmisión: alambre-aire: $0.01 \text{ Wmm}^{-2}\text{k}^{-1}$
alambre-herramienta: $0.21 \text{ Wmm}^{-2}\text{k}^{-1}$
- Densidad: 7850 kgm^{-3}

Finalmente, para modelizar la influencia de la temperatura sobre la ley tensión-deformación del material se han tenido en cuenta los resultados de los ensayos mecánicos descritos en el capítulo 2, así como el estudio realizado por Queiroz [R.H.U. Queiroz et al 1999] sobre alambres ferríticos y perlíticos, en el que se mostraba la evolución de las propiedades mecánicas de estos materiales con la temperatura (figs. III-7 y III-8).

Fig. III-7. Influencia de la temperatura en el límite elástico del acero perlítico trefilado [R.H.U. Queiroz et al 1999].

Fig. III-8. Influencia de la temperatura en la resistencia última de los aceros ferríticos y perlíticos trefilados [R.H.U. Queiroz et al 1999].

3.2.4.- MODELIZACIÓN DE LA MATRIZ.

En una primera aproximación se eligió modelizar la matriz como un material rígido, de forma que no se deformara durante el proceso. Este ha sido el modelo utilizado por todos los estudios realizados hasta ahora [P. Renz et al 1996, J. Gerhardt y A.E. Tekkaya 1997]. Posteriormente, se probó a hacerlo con un material elástico de 600 GPa de módulo de elasticidad, valor típico del carburo de wolframio (widia), material habitual para este tipo de matrices. Esta vez lo que se mantenía inmóvil era la superficie exterior de la herramienta, es decir, la parte que no estaba en contacto con el material sino con la máquina.

Por otra parte, para estudiar la influencia de la geometría de la matriz en las tensiones residuales, se ha prestado atención a cuatro factores geométricos en la hilera (fig. III-9):

- Ángulo de reducción (α)
- Factor de reducción ($1 - d_1^2/d_0^2$)
- Longitud de salida (l_z)
- Radio de transición (R)

Fig. III-9. Geometría de la matriz de trefilado.

3.2.5.- MODELIZACIÓN DEL CONTACTO ENTRE LA HERRAMIENTA Y EL ALAMBRE.

Diferentes autores han propuesto que, en lo referente al contacto, una primera aproximación suficientemente exacta es suponer un coeficiente de Coulomb medio μ a lo largo de la intercara de contacto [S. Kalz y R. Kopp 1997, D. Pantuso y K.J. Bathe 1997].

Este coeficiente ha sido calculado de diversas formas, siendo la más habitual la que lo estima a partir de las fuerzas presentes (fig. III-10):

$$(P - B)/2s = \operatorname{tg} (\alpha + \lambda) \quad (\text{III.3})$$

$$\mu = \operatorname{tg} \lambda$$

siendo:

P: fuerza de tirado

B: "back pull"

s: distancia de reducción

α : ángulo de reducción

λ : ángulo de rozamiento

μ : coeficiente de rozamiento

También se utilizan otros métodos como la medida del lubricante residual. No obstante, la lubricación y el coeficiente de rozamiento siguen siendo un tema muy estudiado ya que es muy difícil de medir.

Los resultados publicados en la literatura señalan que los valores aproximados para este coeficiente, en el caso del trefilado, pueden variar entre 0.2 y 0.01. Este intervalo de variación será el que utilicemos en los cálculos.

Fig. III-10. Fuerzas que intervienen en el problema. Modelización del contacto.

3.2.6.- SIMETRÍAS DEL PROBLEMA: MODELO AXISIMÉTRICO.

Despreciando, en principio, los posibles defectos en la fabricación de la matriz y el alambrón, el trefilado de alambres es un proceso axisimétrico, es decir, se trata de un cuerpo de revolución sometido a cargas axisimétricas. Esto nos permitirá hacer un análisis en dos dimensiones (fig. III-11).

Fig. III-11. Componentes de deformaciones y tensiones en un problema axisimétrico.

El sistema de coordenadas utilizado es el cilíndrico (r, z, θ), donde r mide la distancia del punto al eje de trefilado, z mide su posición a lo largo del eje y θ mide el ángulo entre el plano que contiene al punto y al eje y un plano de referencia prefijado. Al ser un modelo axisimétrico, las condiciones de contorno imponen que el eje sólo tenga movimientos en la dirección z (fig. III-12).

Por lo que se refiere a las tensiones, a partir de ahora llamaremos:

- Tensión longitudinal: la del eje z , que sigue la dirección del eje del trefilado.
- Tensión circunferencial: la del eje θ .
- Tensión radial: la del eje r .

Fig. III-12. Modelo axisimétrico para el paso del alambre a través de una matriz de trefilado.

3.2.7.- MALLADO. TIPO DE ELEMENTOS.

La elección del tipo de elemento y de los campos de interpolación tiene una importancia fundamental en el análisis por elementos finitos de problemas en los que interviene la plasticidad.

Los elementos de bajo orden de integración tienen ventaja sobre el resto ya que permiten un fácil mallado y una fácil interpretación de los resultados. Además son combinables con otros tipos de elementos (contactos, deslizamientos,...). Los elementos de mayor orden conducen a un número demasiado grande e innecesario de grados de libertad que hacen muy costosos los cálculos.

Desafortunadamente, los elementos de bajo orden pueden presentar problemas importantes cuando se utilizan en casos como el nuestro, en los que la plasticidad y las grandes deformaciones juegan papeles importantes.

Un fenómeno que se encuentra frecuentemente en análisis de estructuras mediante elementos finitos basados en desplazamientos es el llamado bloqueo volumétrico. Éste puede ser definido como la incapacidad de un problema discretizado para representar las deformaciones reales del material (bien sea por el tipo de carga, por las condiciones de contorno o por el modelo constitutivo).

En la figura III-13 se puede observar un ejemplo de bloqueo volumétrico:

Fig. III-13. Ejemplo de bloqueo volumétrico.

En este caso, cualquier relación constitutiva que haga al material incompresible (elasticidad incompresible, plasticidad según el modelo de Von Mises,...) impedirá el movimiento horizontal del nodo y a la vez el vertical. Así pues, no es posible ningún tipo de desplazamientos en ese nodo.

Esta observación es también válida cuando se considera un gran número de elementos en la malla. En ese caso, las deformaciones de cada elemento están impedidas por las condiciones de contorno impuestas por sus contiguos (fig. III-14). El resultado final es que se ha sobrestimado la rigidez de la pieza y la carga de rotura.

Fig. III-14. El bloqueo volumétrico produce una sobrestimación de la rigidez y de la carga de rotura.

Este fenómeno ocurre particularmente para elementos de bajo orden de interpolación en deformación plana, axisimétricos y en configuraciones tridimensionales. Se trata de un problema bien conocido en la literatura y existen varias soluciones posibles [O.C. Zienkiewicz y R.L. Taylor 1989]. En nuestro caso, nos enfrentamos a importantes deformaciones plásticas, por lo que podría surgir este problema si utilizáramos los elementos bilineales de cuatro nodos habituales.

En cuanto a las posibles soluciones, podríamos resumirlas en cuatro líneas básicas:

- El uso de integración reducida y selectiva.
- Formulaciones híbridas.
- Utilización de elementos de mayor orden.
- Utilización de elementos de modos incompatibles.

Dada la importancia de la cuestión, en nuestro caso se ha realizado el análisis completo con varios métodos para estar seguros evitar el problema del bloqueo. A continuación resumimos las ideas básicas de los distintos métodos. Se trata únicamente de una pequeña descripción de cómo resuelven el problema. Para mayor información será necesario consultar la bibliografía específica [O.C. Zienkiewicz y R.L. Taylor 1989, A.J.L. Crook y E. Hinton 1989, K.J. Bathe et al 1997, L. de Vivo y M. Diaco 1997, M. Pastor et al 1997, A.E. Groen y R. De Borst 1997, J. César de Sá y R. Natal 1997].

- Integración reducida.

Cuando se utiliza la integración completa de las fuerzas internas y la rigidez, el campo de deformaciones puede quedar demasiado forzado debido al requerimiento de la incompresibilidad, lo que puede dar lugar a un bloqueo. Esto se puede evitar reduciendo el orden de la regla de cuadratura, disminuyendo así el número de condiciones de incompresibilidad. La integración reducida normalmente significa que el esquema de integración es un orden menor que la completa.

El inconveniente de la integración reducida en los cuadriláteros axisimétricos es que la matriz de rigidez tendrá una deficiencia de rango. Esto quiere decir, en pocas palabras, que existe la posibilidad de que se exciten modos espurios de energía de deformación nula, que pueden contaminar o destruir la solución. Dicho de otra forma, pueden aparecer respuestas que no tienen significado físico, creciendo sin límite a menos que estén controladas.

Recientemente se han desarrollado técnicas para controlar estos modos ("hourglass mode control"). Estas estrategias eliminan los mecanismos espurios añadiendo una matriz de estabilización a la matriz de rigidez.

Fig. III-15. Elementos de cuatro y ocho nodos con integración reducida (con cruces se señala la localización de los puntos de integración) [Hibbit et al 1998].

- Formulación híbrida.

Otra posible forma de solucionar este problema es tratando las presiones como una variable independiente, relacionándola con la solución en desplazamientos a través de la ley constitutiva y la condición de compatibilidad, con multiplicadores de Lagrange. Esta interpolación independiente es la base de los elementos híbridos y la llamada formulación mixta. Además de las variables de los desplazamientos nodales, tendremos las tensiones nodales.

- Elementos con modos de deformación incompatibles.

Taylor y Wilson desarrollaron un tipo de elementos para mejorar el comportamiento a la flexión. La idea era añadir a los grados de libertad en desplazamientos, modos incompatibles de deformación dentro de cada elemento estrictamente asociados con un elemento específico. Además de mejorar el comportamiento a flexión, estos elementos eran buenos para evitar el bloqueo porque acababan haciendo lo mismo que los anteriores, es decir, aumentar el número de grados de libertad en desplazamientos.

Más tarde, Simo y Rifai desarrollaron un elemento de prestaciones similares al de Wilson y Taylor y que además tenía una formulación variacionalmente consistente. La idea era esencialmente la misma: el campo de deformaciones compatible se mejora añadiéndole un campo de deformaciones "mejoradas". La formulación que presenta el ABAQUS sigue la introducida por Simo y Rifai (1990).

- Comparación entre los distintos tipos de elementos.

Se ha realizado el análisis utilizando distintos tipos de elementos, para comprobar que no se estaba produciendo ninguno de los problemas descritos anteriormente. Los elementos que ABAQUS proporciona para el análisis axisimétrico son los siguientes:

- CAX4: elemento bilineal de cuatro nodos (posibles problemas de bloqueo para análisis en los que hay grandes deformaciones plásticas).

- CAX4R : elemento bilineal de cuatro nodos con integración reducida (hourglass control).
- CAX8R: elemento de ocho nodos bicuadrático con integración reducida.
- CAX4I : elemento de cuatro nodos bilineal con modos incompatibles (formulación de Simo-Rifai).
- CAX4H: elemento de cuatro nodos bilineal con formulación híbrida.
- CAX4IH: elemento de cuatro nodos bilineal con modos incompatibles y formulación híbrida.

Para cada uno de ellos se realizó, además, un análisis del número de elementos necesarios en la sección transversal del alambre, resultando que a partir de 30 elementos los resultados no variaban.

En la figura III-16 se presenta la comparación entre los perfiles de tensiones residuales longitudinales obtenidos utilizando los distintos tipos de elementos que resuelven el problema del bloqueo. Como se puede apreciar, los resultados son similares.

Fig. III-16. Comparación de los resultados para los distintos tipos de elementos que solucionan el problema del bloqueo volumétrico. Se aprecia que no hay diferencias en el perfil de tensiones residuales final.

3.2.8.- RESUMEN DEL MODELO.

El modelo propuesto en el presente trabajo para el cálculo de las tensiones residuales en el trefilado de alambres tiene las siguientes características:

- Utiliza el código de elementos finitos ABAQUS (formulación lagrangiana).
- Se trata de un modelo que tiene en cuenta las partes mecánica y térmica del problema, despreciando los posibles cambios de fase en el material. Se ha desarrollado un modelo en 2 dimensiones (axisimétrico) considerando al material isótropo y un modelo en 3 dimensiones teniendo en cuenta la anisotropía generada durante la deformación.
- El alambre ha sido modelizado como un material elastoplástico con endurecimiento por deformación. Se ha tenido en cuenta también la influencia de la temperatura en el comportamiento del material.
- La hilera ha sido modelizada de dos formas: como un material rígido y como un material elástico de $E=600 \text{ GPa}$ (widia).
- El contacto hilera-alambre se simula mediante un coeficiente de rozamiento de Coulomb, que varía entre 0.2 y 0.01.
- Se hace pasar al material a través de una matriz imponiendo el desplazamiento de la punta del alambre según la dirección de trefilado. Las tensiones residuales son medidas una vez que el material sale de la hilera, en una zona donde se haya alcanzado el estado estacionario.
- Para evitar los posibles problemas de bloqueo volumétrico por las grandes deformaciones plásticas, se ha realizado el análisis utilizando distintos tipos de elementos desarrollados para minimizar este problema, comprobando que los resultados eran coincidentes.

3.3.- VALIDACIÓN EXPERIMENTAL DEL MODELO DE ELEMENTOS FINITOS.

Para validar el modelo numérico era necesario:

- Comprobar que reproducía adecuadamente el proceso de trefilado.
- Comprobar que el campo de temperaturas simulado se correspondía con el real.
- Verificar que predecía correctamente las propiedades del material una vez trefilado.
- Cerciorarse de que el perfil de tensiones residuales calculado se correspondía con el real.

Para comprobar que el modelo reproducía adecuadamente el proceso se ha estudiado la fuerza de tirado, que es uno de los parámetros más importantes y a la vez más fácilmente medibles del trefilado. Se compararon las predicciones numéricas con medidas reales realizadas en el centro de investigación de la empresa Bekaert en Bélgica y con los resultados encontrados en la literatura.

Para validar los cálculos relativos al campo de temperaturas, se compararon las predicciones numéricas con medidas de temperaturas realizadas durante una visita a una fábrica de alambres para pretensar.

Para verificar que el modelo predecía correctamente las propiedades del material una vez trefilado se ha simulado un ensayo de tracción sobre el material trefilado en condiciones perfectamente controladas descrito en el capítulo 2, comparándose los resultados de la simulación con los ensayos reales.

Finalmente, para comprobar que las tensiones residuales calculadas se correspondían con las reales se compararon los resultados del modelo numérico con las medidas realizadas en la superficie con difracción de rayos X (descritas en el capítulo 2).

3.3.1.- COMPROBACIÓN DE LA FUERZA DE TIRADO.

- Comparación con medidas experimentales.

El elevado diámetro de los alambres descritos en el capítulo anterior hizo imposible la medida de la fuerza de tirado durante el trefilado del material. No obstante, en el centro de investigación de Bekaert se realizaron medidas de la fuerza de tirado en máquinas monobloque (una sola matriz) (fig. III-17 y III-18), sobre alambres finos ferríticos, variando el back pull, la geometría de la matriz y el tanto por ciento de reducción.

Fig. III-17. Dispositivo experimental para la medida de la fuerza de tirado [G. Baker y N. Wright 1992a].

Fig. III-18. Fluctuaciones de la fuerza de tirado con respecto al tiempo durante una medida real.

La curva tensión-deformación del material previa al proceso, necesaria para la simulación numérica, fue obtenida mediante ensayos de tracción. Se midieron también los parámetros geométricos de la hilera y se estimó, a partir de medidas del lubricante residual, que el coeficiente de rozamiento era 0.03.

Esto permitió reproducir con el modelo numérico las medidas experimentales. En la tabla III-1 se comparan las medidas experimentales y los resultados numéricos.

Tabla III-1. Comparación de las medidas experimentales de la fuerza de trefilado y los resultados del programa de elementos finitos.

Matriz a: ángulo = 5.87° , reducción = 12.6%, diámetro salida = 1.58 mm

Matriz b: ángulo = 5.95° , reducción = 21.2%, diámetro salida = 1.50 mm

Matriz c: ángulo = 9.61° , reducción = 23.3%, diámetro salida = 1.48 mm

Matriz	Back Pull (Kg)	Fuerza medida Valor mín. (Kg)	Modelo numérico (Kg)	Fuerza medida Valor máx. (Kg)
A	37.2	73.53	74,13-75,32	76.48
A	9.4	50.52	53,15-54,68	53.02
B	2.5	70.97	70,34-71,28	73.68
B	25.5	83.27	84,37-85,88	86.35
C	7.56	68.71	71,45-72,34	71.0
C	17.53	75.61	77,07-78,15	78.0

De esta forma se comprobó que el modelo numérico predecía adecuadamente la fuerza de tirado. El siguiente paso consistió en verificar que el modelo era sensible a los cambios en los diferentes parámetros del proceso, como la geometría de la matriz o el % de reducción. Para ello se utilizaron los diferentes estudios encontrados en la literatura.

- Comparación con los resultados de la literatura.

El parámetro más estudiado del proceso de trefilado es la fuerza de tirado ("drawing force"). Es también el más fácilmente medible [P. Enghag et al 2001].

Los problemas de flujo de material a través de matrices cónicas convergentes no son resolubles analíticamente. Así pues, es preciso realizar simplificaciones. A lo largo de los años, se han propuesto distintas aproximaciones que han tenido éxitos parciales en la explicación del proceso.

En el trefilado, el suponer tensiones y deformaciones uniformes a través del alambre podría conducir a valores aproximadamente correctos de la fuerza de tirado, para ciertas combinaciones de ángulo de entrada y factor de reducción. No obstante, en general, la deformación no es homogénea y es preciso realizar un trabajo, que no contribuye a la reducción final del diámetro, para provocar estas distorsiones. Es el llamado "trabajo redundante" [B. Avitzur 1982a, 1982b, 1982c, 1989].

Entre las aproximaciones desarrolladas para estudiar el problema pueden destacarse las siguientes [W. Johnson y P.B. Mellor 1973]:

- Análisis de las soluciones límite: se trata de una herramienta analítica con la que se consiguen dos soluciones aproximadas, una superior que dará un valor igual o superior al de la fuerza real y otra inferior al de la fuerza real [B. Avitzur 1989].

- Medidas experimentales: en este campo, la investigación más detallada fue llevada a cabo por Wistreich (1955) y es citada por la mayoría de los estudios dedicados al tema [W. Johnson y P.B. Mellor 1973, B. Avitzur 1989, H. Godfrey et al 2000]. Wistreich utilizó cables de cobre en su estudio por su facilidad de lubricación. Además, como el material en esta condición no endurece rápidamente, resultaba suficientemente aproximado utilizar como tensión de plastificación la inicial.

- Fórmulas con base analítica y experimental [W. Johnson y P.B. Mellor 1973]: destacan las aportaciones de varios autores, entre los que cabe citar a los siguientes:

SACHS (1927)

$$F_z = A_1 Y_m (1 + \tan \alpha / \mu) [1 - (d_1/d_0)^{2\mu \cot \alpha}] \quad (\text{III.4})$$

los parámetros son los definidos en la figura III-9 y además Y_m es la tensión de plastificación del material y A_0 y A_1 las áreas inicial y final del alambre (no tiene en cuenta el trabajo redundante utilizado en la distorsión).

SIEBEL (1947)

$$F_z = A_1 [Y_m \ln(A_0/A_1) + (\mu/\alpha) Y_m \ln(A_0/A_1) + (2/3) Y_m \alpha] \quad (\text{III.5})$$

supone que los efectos de la deformación homogénea, el rozamiento y la distorsión son aditivos.

WHITTON (1958)

$$F_z = A_1 Y_m (1 + \cot \alpha / \mu) [1 - (A_1/A_0)\mu \cot \alpha] + 2 A_2 Y_m \alpha^2 (1 - r)/3r \quad (\text{III.6})$$

siendo r la reducción de área $(A_0 - A_1)/A_0$.

En la figura III-19 se comparan los resultados experimentales de Wistreich, sobre alambres de cobre, con las predicciones teóricas de Avitzur [B. Avitzur 1989] utilizando el análisis de las soluciones límite. La fuerza de trefilado está dividida por la sección final del alambre y la tensión de plastificación del material. Se puede apreciar la existencia de un ángulo de reducción óptimo para el cual la fuerza de tirado es mínima, para el mismo porcentaje de reducción de sección. En la figura III-20 se comparan los ensayos de Wistreich con las fórmulas de Sachs y Siebel para dos ángulos de reducción diferentes.

Fig. III-19. Comparación de las soluciones límite de Avitzur y los resultados de Wistreich para distintos porcentajes de reducción y diferentes ángulos de matriz [B. Avitzur 1989]. Los puntos representan las medidas experimentales de Wistreich, las líneas continuas la solución límite superior y las líneas discontinuas el límite inferior. En el eje de abscisas aparece la tensión de tirado dividida por la tensión de plastificación del material. Se aprecia la existencia de un ángulo óptimo que da la fuerza de tirado mínima.

Fig. III-20. Variación de la fuerza de tirado en función del porcentaje de reducción para ángulos de 2.29° y 15.47°. Se comparan los resultados experimentales de Wistreich con las fórmulas de Sachs y Siebel.

Los resultados de los estudios de Wistreich sobre la mecánica del trefilado mostraron que el diseño de la matriz tenía un efecto significativo en la fuerza de tirado. Además, las figuras III-19 y III-20 ponen de manifiesto cómo las diferentes teorías desarrolladas sólo han tenido éxitos parciales en la explicación del problema.

Para comparar los resultados del modelo realizado en ABAQUS con las distintas teorías expuestas anteriormente, estudiamos la variación de la fuerza de tirado con respecto al ángulo de la matriz para diferentes factores de reducción.

- Influencia del ángulo de reducción en la fuerza de tirado.

En el gráfico de la figura III-21 se muestra la variación de la tensión de tirado en función del ángulo de reducción. Tanto los estudios experimentales como las fórmulas teóricas muestran que para un porcentaje de reducción en sección dado, existe un ángulo óptimo que produce el mínimo de la fuerza de tirado.

Fig. III-21. Variación de la fuerza de tirado en función del ángulo de reducción [B. Avitzur 1989].

A medida que el ángulo aumenta llega un momento en que comienzan a aparecer salientes (“bulge”) y zonas muertas (“dead zone”) en la zona de deformación de la matriz.

Finalmente, para ángulos muy grandes se produce una especie de desbarbado, pudiendo llegar incluso a no producirse reducción en área en la zona central del alambre (“pure shaving”).

Este resultado depende del porcentaje de reducción, del rozamiento y de las propiedades del material.

En la figura III-22 [H. Godfrey et al 2000] se observa la evolución del ángulo óptimo en función del porcentaje de reducción. Teniendo en cuenta que las reducciones habitualmente empleadas en la industria están en torno a un 15-25% por paso, los ángulos óptimos desde el punto de vista de la menor fuerza de tirado están entre 4 y 8°.

Fig. III-22. Efecto del porcentaje de reducción y del ángulo sobre la fuerza de tirado [H. Godfrey et al 2000]. Se puede apreciar la evolución del ángulo óptimo en función del porcentaje de reducción.

En nuestro caso, para comprobar los resultados de la simulación numérica con ABAQUS, se reprodujeron las condiciones en que se realizaron los ensayos de Wistreich y se introdujo en el programa un material con una ley tensión-deformación similar a la del cobre utilizado por Wistreich. Se estudió la influencia del ángulo de la matriz en la fuerza de trefilado para reducciones en sección del 20 y 30% y un coeficiente de rozamiento $\mu = 0.044$ (el medido por Wistreich). Como se puede apreciar en la figura III-23 también aparece un mínimo de la tensión de tirado para ángulos de aproximadamente 6° y 8° , que se corresponde con los resultados encontrados en la literatura (figs. III-21 y III-22) y con la fórmula propuesta por Chakrabarty (1987)

$$\alpha_0 = 1.21 [\mu r^2 / (2 - r)]^{1/3} - 0.08 \mu (2 - r)$$

siendo r la reducción de área $(A_0 - A_1)/A_0$. En nuestro caso esta fórmula daría como solución 6.5° para el 20% y 8.5° para el 30%.

Fig. III-23. Fuerza de tirado relativa (tensión de tirado/tensión de plastificación) en función del ángulo de reducción (simulación con ABAQUS, 20 y 30% reducción y $\mu = 0.044$). Comparación con los ensayos de Wistreich. Se aprecia que la simulación se ajusta bien a las medidas experimentales.

3.3.2.- COMPROBACIÓN DEL CAMPO DE TEMPERATURAS.

La magnitud y la distribución de la temperatura en el proceso de trefilado depende de la temperatura inicial del material y de la hilera, del calor generado durante la deformación plástica, del rozamiento entre las superficies del alambre y de la herramienta y del calor transmitido entre el alambre, la herramienta y el aire.

Las temperaturas máximas del proceso se dan dentro de la matriz, durante la deformación, pero es muy difícil medirlas experimentalmente. Por eso, el control de temperaturas se realiza normalmente a la salida de las matrices, antes de la refrigeración intermedia.

Para comprobar las predicciones del modelo numérico, durante una visita a una planta de trefilado de alambres de pretensar, se midieron las temperaturas en la superficie del alambre a la entrada y salida de cada una de las matrices utilizando un pirómetro (fig. III-24). Los resultados de las mismas se recogen en la tabla III-2.

Fig. III.24. Puntos de medida de la temperatura durante el proceso.

Tabla III-2. Medidas experimentales realizadas en una planta de trefilado de alambres para pretensar.

Hilera	Temp. Entrada (°C)	Temp. Salida (°C)	φ salida (mm)
1	22	106	10,74
2	68	147	9,66
3	73	160	8,40
4	94	165	7,34
5	64	130	6,43
6	70	133	5,67
7	68	109	5,23

Posteriormente, conociendo la ley tensión-deformación del material y la geometría de las hileras, se reprodujeron los pasos de trefilado, imponiendo para cada uno de ellos, como temperatura inicial, la medida experimentalmente a la entrada de la matriz. En la tabla III-3 se comparan las medidas experimentales, en la zona superficial, a la salida de las diferentes matrices, con las predicciones numéricas en el mismo punto.

Tabla III-3. Comparación entre las medidas experimentales y las predicciones numéricas.

Hilera	Temp. Entrada (°C)	Temp. Salida (°C) Experimental	Temp. salida (°C) Simulación
1	22	106	100
2	68	147	146
3	73	160	165
4	94	165	163
5	64	130	153
6	70	133	143
7	68	109	116

De esta forma, se comprobó que el modelo numérico predecía adecuadamente las temperaturas alcanzadas en la superficie del material durante el proceso.

3.3.3- COMPROBACIÓN DE LAS PROPIEDADES DEL ALAMBRE TREFILADO.

- Comprobación del ensayo de tracción.

Para comprobar que el modelo reproducía de forma adecuada el comportamiento del material trefilado se compararon los resultados de los ensayos de tracción reales, sobre los alambres trefilados en condiciones perfectamente controladas descritos en el capítulo 2, con los calculados por el programa de elementos finitos para el material después de pasar por la matriz.

El dato de partida en la simulación numérica fue la ley tensión-deformación del alambroón previo al trefilado. A continuación se reprodujo el paso del alambroón a través de la matriz.

La simulación del ensayo de tracción se realizó una vez que el material había salido completamente de la hilera. Se fijó la parte inferior del alambre, forzando el desplazamiento vertical de la punta.

Durante la simulación se controló la carga total y la deformación en la zona de la superficie del alambre, simulando así los parámetros de control de un ensayo de tracción real (célula de carga y extensómetro).

Se comprobó que el modelo recogía bien el momento en que comienza a producirse la pérdida de linealidad, es decir, el límite de proporcionalidad de la curva tensión-deformación (σ_{prop}) así como el resto de las propiedades mecánicas del material trefilado (fig. III-25 y tabla III-4).

Fig. III-25. Comparación del ensayo de tracción del material ferrítico trefilado con los resultados de la simulación con elementos finitos.

Tabla III-4. Comparación de las propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tracción del material ferrítico trefilado con las obtenidas en la simulación.

FERRÍTICO	E (GPa)	σ_{prop} (MPa)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	$\epsilon_{\sigma max}$ (%)
ENSAYO	205	285	475	494	1,6
CÁLCULO	205	275	470	485	1,4

- Comprobación de la homogeneidad de deformación en un perfil transversal.

Diferentes estudios han mostrado que, en el trefilado, la deformación no es completamente homogénea en toda la sección, lo que trae consigo que haya una cierta heterogeneidad en las propiedades mecánicas a lo largo de la sección transversal del alambre.

Una forma de poner de manifiesto este fenómeno es realizar un perfil de durezas a lo largo de un diámetro del alambre trefilado. Los resultados obtenidos en los ensayos de dureza realizados en esta tesis sobre el material ferrítico trefilado, muestran un cierto gradiente de durezas desde la superficie al centro del alambre (fig. III-26), lo cual concuerda con el resto de estudios presentados hasta la fecha [L. Sadok et al 1994a, 1994b, 1994c, A. Skolyszewski et al 1996a, 1996b, H.B. Campos y P.R. Cetlin 1998]. En general, la dureza y la resistencia son mayores según nos alejamos del centro del alambre. Esto es debido a que la zona superficial ha sufrido una mayor deformación.

Fig. III-26. Perfil de durezas en un diámetro del alambre ferrítico trefilado (ver apartado 2.2). Se aprecia un cierto gradiente de durezas desde el centro a la superficie.

El programa de elementos finitos recoge también este fenómeno, como se puede apreciar en la figura III-27 en la que aparece representada la deformación plástica equivalente en un diámetro del alambre ferrítico trefilado.

Fig. III-27. Deformación plástica equivalente a lo largo de un diámetro del alambre trefilado (simulación numérica).

Sadok et al. [L. Sadok et al 1994a, 1994b] han mostrado que la inhomogeneidad de la deformación en la sección transversal es muy sensible al ángulo de la matriz. Los resultados del cálculo numérico coinciden con esta apreciación. En la figura III-28 aparecen representadas las deformaciones plásticas equivalentes en un diámetro del alambre, para un mismo porcentaje de reducción (20%) y distintos ángulos de entrada (2° - 6° - 15°). Como se puede observar, el gradiente de deformaciones se incrementa de forma importante al aumentar el ángulo de reducción.

Fig. III-28. Deformaciones plásticas equivalentes a lo largo de un diámetro para un mismo porcentaje de reducción (20%) y diferentes ángulos de reducción (2°-6°-15°).

Finalmente, hay que mencionar que estudios recientes con microdurezas [L. Sadok et al 1994a, 1994b, 1994c, H. Delrue et al 2000b] han llamado la atención sobre el hecho de que el máximo de dureza aparece normalmente a una cierta distancia del borde del alambre y en la zona cercana a la superficie se produce un descenso de la dureza (fig. III-29). Este fenómeno es difícil de explicar. Algunos autores lo atribuyen a un descenso de la deformación en esa zona, a cambios microestructurales o a la distribución de tensiones residuales.

En cualquier caso, el programa de elementos finitos recoge también este comportamiento, mostrando un ligero descenso de la deformación plástica equivalente en la zona superficial del alambre (fig. III-30).

Fig. III-29. Perfil de durezas en un diámetro de acero inoxidable, mostrando que el máximo de dureza aparece a una cierta distancia de la superficie [L. Sadok et al 1994c].

Fig. III-30. Deformaciones plásticas equivalentes en la zona cercana a la superficie del alambre trefilado (simulación numérica), mostrando que el máximo se produce a una cierta distancia de la superficie.

3.3.4.- COMPROBACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES.

Una vez comprobado que el modelo reproducía de forma adecuada el proceso de trefilado y era capaz de predecir las propiedades mecánicas del alambre deformado, sólo quedaba verificar que las tensiones residuales calculadas se correspondían con las reales.

En el capítulo 1 se dio un repaso a los principios básicos y las limitaciones de la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X y en el capítulo 2 se describieron las medidas realizadas en esta tesis sobre un alambre ferrítico trefilado en condiciones perfectamente controladas.

Para comprobar que el modelo de elementos finitos calculaba correctamente el perfil de tensiones residuales se reprodujo numéricamente el paso del material ferrítico a través de la matriz.

Fig. III-31. Comparación del perfil de tensiones longitudinales calculado con las medidas de difracción de rayos X realizadas en la superficie.

En las figuras III-31 a III-33 aparecen representados los perfiles de tensiones residuales calculados. Se puede apreciar la coincidencia de las tensiones calculadas con las medidas realizadas en la superficie por difracción de rayos X. Además, se comprueba que las tensiones radiales son cero en la superficie y son perfiles autoequilibrados, tal y como corresponde a las tensiones residuales.

Fig. III-32. Comparación del perfil de tensiones circunferenciales calculado con las medidas de difracción de rayos X realizadas en la superficie.

Debido a la presencia de tensiones residuales de tracción del orden de 200 MPa en la superficie del alambre, cuando carguemos el material en tracción se va a producir la plastificación de esta zona antes de lo que cabría esperar en el alambre sin tensiones residuales ($\sigma_{0.2\%} = 475$ MPa) [B. Goes et al 1999].

Fig. III-33. Perfil de tensiones residuales radiales. Se comprueba que las tensiones radiales son nulas en la superficie del alambre.

En la figura III-34 se muestra la evolución de las tensiones en un ensayo de tracción en la sección transversal del alambre trefilado. Se aprecia que cuando la zona superficial del material plastifica, en el centro del alambre las tensiones siguen siendo de compresión. Este fenómeno puede ser utilizado para reducir y suavizar el perfil de tensiones residuales.

Para comprobar las predicciones del modelo numérico, se dieron tratamientos de estirado mecánico a distintas probetas del material ferrítico trefilado, cargando a diferentes porcentajes del límite elástico convencional del alambre (tabla III-5). A continuación, una vez descargadas las probetas, se midieron las tensiones residuales con difracción de rayos X en distintos puntos de la superficie. Estas medidas permitieron comprobar que dependiendo de la carga, las tensiones residuales podían verse afectadas por estos tratamientos, pero el estado seguía siendo uniforme a lo largo de toda la superficie (fig. III-35).

Fig. III-34. Evolución de las tensiones en la sección transversal del alambre trezado en un ensayo de tracción. Se aprecia cómo al existir tensiones residuales de tracción en la superficie, se alcanza la plastificación antes en esa zona.

Tabla III-5. Tratamientos mecánicos realizados sobre el alambre ferrítico trezado. El valor σ_{media} se obtiene al dividir la carga aplicada entre la sección del alambre.

Tratamiento	Carga (toneladas)	σ_{media} (MPa)	$\sigma_{media} / \sigma_{0,2\%}$
1	6,2	243	0,51
2	7,1	279	0,58
3	8,5	334	0,70
4	9,2	361	0,76
5	9,9	389	0,82

Fig. III-35. Medidas de difracción de rayos X sobre la superficie de una sección transversal de los alambres antes y después del tratamiento mecánico 5.

Se ha elegido un radio como origen y se toman medidas cada 45°.

Estos tratamientos fueron reproducidos numéricamente. En la figura III-36 se representan los perfiles de tensiones longitudinales antes y después del tratamiento 5 (carga de 9.9 toneladas), junto con las medidas superficiales con difracción de rayos X. En la tabla III-6 se comparan las medidas medias con difracción de rayos X con los resultados del cálculo numérico en la superficie de los alambres tratados.

Tabla. III-6. Comparación de las medidas con rayos X y los resultados del cálculo en la superficie de las probetas tratadas.

Tratamiento	Carga (ton)	$\sigma_{\text{media}} / \sigma_{0.2\%}$	Medida Rx	Cálculo FEM
Sin tratar	0	0	230 MPa	240 MPa
1	6.2	0.51	232 MPa	241 MPa
2	7.1	0.58	236 MPa	246 MPa
3	8.5	0.70	205 MPa	210 MPa
4	9.2	0.76	170 MPa	173 MPa
5	9.9	0.82	151 MPa	146 MPa

Fig. III-36. Perfiles de tensiones residuales longitudinales antes y después del tratamiento 5. También aparecen representadas las medidas con difracción de rayos X en la superficie de los alambres.

De nuevo se comprobó que el modelo numérico predecía correctamente las tensiones residuales en la superficie del alambre.

Capítulo 4

LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO. INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DEL PROCESO

LAS TENSIONES RESIDUALES EN EL TREFILADO. INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DEL PROCESO

4.1.- INTRODUCCIÓN.

En este capítulo, utilizando el modelo numérico descrito en el capítulo anterior, se estudiará la influencia de distintos parámetros del proceso en el perfil de tensiones residuales resultante en el alambre trefilado.

En primer lugar, se estudiarán los parámetros del proceso industrial:

- geometría de la matriz y reducción por paso,
- lubricación y temperatura,
- tracción trasera o "back pull",
- velocidad de trefilado.

El objetivo será conocer cómo afectan las variaciones en estos parámetros al perfil de tensiones residuales, con objeto de optimizar el proceso de producción.

En segundo lugar, se estudiará cómo afecta la anisotropía generada en el material al perfil de tensiones residuales. Hasta ahora, todos los trabajos sobre el tema destacan que el alambre trefilado es un material anisótropo pero ninguno ha tenido en cuenta esta influencia. El objetivo del estudio será comprobar la pérdida de precisión que estamos teniendo si consideramos al material isótropo.

4.2.- INFLUENCIA DEL DISEÑO DE LA MATRIZ EN EL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES DE UN ALAMBRE TREFILADO.

La matriz de trefilado es, probablemente, una de las herramientas más sencillas para deformar metales. Aún así, y aunque se han utilizado desde hace cientos de años, su diseño y sus funciones siguen siendo estudiadas hoy en día.

La razón es que el proceso real de deformación que tiene lugar dentro de la hilera es muy complicado. En él influyen muchos factores: distribución de temperaturas, efecto de los lubricantes, tensiones internas, deformaciones plásticas inhomogéneas, ... que además resultan muy difíciles de relacionar entre sí.

En cualquier caso, a lo largo de los continuos estudios realizados durante el último siglo se ha demostrado que el diseño de las matrices tiene un efecto significativo en las condiciones en que se realiza el proceso de trefilado y en las propiedades finales del material [H. Peter 1982, B. Avitzur 1989, T. Maxwell 1991, F.R. Pacheco y T. Maxwell 1995, S. Vijayakar et al 1995, A.D. Hajare 1996, B. Golis et al 1997, H. Godfrey et al 2000, J.W. Pilarczyk 2000, L. Persson y P. Enghag 2000].

4.2.1.- GEOMETRÍA DE LA HILERA.

En los años 20, las matrices de carburo de wolframio fueron introducidas por primera vez en los Estados Unidos, después de ser empleadas con éxito en Europa en el trefilado de metales no férreos. En 1926 Abraham Simons [H. Godfrey et al 2000] patentó un tipo de matriz de un solo bloque, diferenciando un ángulo de entrada y un ángulo de reducción, donde se produciría la deformación del material, como se puede apreciar en la figura IV-1.

La primera parte de la matriz estaba realizada con un ángulo de entrada mayor y Simons recomendó que en ella no se produjera ninguna reducción. La patente sugería que esta parte de la herramienta permitiría al lubricante ser empujado al espacio que quedaba entre las dos secciones y de esta forma se evitaba que el lubricante fluyera hacia atrás.

Fig. IV-1. Matriz de un bloque, patentada por A. Simons en 1926.

Este ejemplo muestra que una matriz de trefilado debe ser diseñada para cumplir dos objetivos básicos: permitir la lubricación de la hilera y la deformación del alambre. Para cumplir estas funciones, la hilera se divide en tres partes (fig. IV-2):

- L.L. - Zona de lubricación ("lubricating length")
- D.L. - Zona de deformación ("deformation length")
- B. - Zona de salida o soporte ("bearing length")

Fig. IV-2. Partes básicas de una matriz de trefilado.

A continuación se estudiará la influencia de los parámetros de diseño de la matriz en el perfil de tensiones residuales del alambre. Nos centraremos en los parámetros geométricos (fig. IV-3):

- Ángulo de reducción (α)
- Zona de salida o de soporte (l_z)
- Radio de transición entre la zona de reducción y la de salida (R)
- Factor de reducción ($1-(d_1/d_0)^2$)

Fig. IV-3. Parámetros del proceso cuya influencia sobre las tensiones residuales será estudiada en los siguientes apartados.

4.2.2.- INFLUENCIA DEL ÁNGULO DE REDUCCIÓN.

El ángulo de reducción tiene una influencia significativa en el proceso de trefilado, no sólo en las tensiones residuales. Vimos en apartados anteriores cómo existía una estrecha relación entre el ángulo de entrada y la fuerza con que debíamos tirar del alambre.

Además, Siebel y Huhme [H. Godfrey et al 2000] investigaron su efecto en la uniformidad del flujo del metal durante el trefilado. Estos estudios, que fueron realizados con cables de cobre, mostraron que cuanto mayor era el ángulo, menor era la uniformidad de las deformaciones en el material. Los resultados de la simulación numérica coinciden con esta apreciación (ver apartado 3.3).

Algunos estudios [H. Godfrey et al 2000] han puesto de manifiesto que la inhomogeneidad de la deformación en la sección transversal del alambre puede disminuir su ductilidad.

Por lo que respecta a las tensiones residuales, los resultados de la simulación numérica muestran que un aumento del ángulo de reducción produce un aumento de las tensiones residuales de tracción superficiales y sobre todo de las de compresión en el centro del alambre. La explicación la podemos encontrar en el aumento de la falta de uniformidad de la deformación del material. En la figura IV-4 se presentan los perfiles de tensiones residuales longitudinales para un alambre de pretensado tras una pasada de trefilado, con distintos ángulos de reducción.

Fig. IV-4. Influencia del ángulo de reducción α en el perfil de tensiones residuales del alambre.

Desde que se introdujeron las matrices de carburo de wolframio hasta nuestros días, el cambio más significativo que se ha producido en su diseño ha sido la disminución del ángulo α y el consiguiente incremento de la longitud útil de reducción. Estos cambios han conducido a una mejora de las propiedades del alambre, incluida la reducción del perfil de tensiones residuales.

Los resultados del modelo numérico dejan claro que, desde el punto de vista de la tensiones residuales y de la homogeneidad de la deformación, es aconsejable disminuir los ángulos de reducción desde los estándar (6° - 8°) hasta ángulos del orden de 3° - 4° . Bajar por debajo de estos valores supondría un incremento importante de la longitud de contacto y de la fuerza de trefilado (ver apartado 3.3.1), con el consiguiente peligro de rotura de los alambres.

4.2.3.- INFLUENCIA DE LA ZONA DE SALIDA.

Las matrices de trefilado suelen ir provistas de una zona de salida horizontal bien definida, en la que no se produce reducción en las dimensiones del alambre. Esta parte permitirá el enderezado del alambre, mejorando su exactitud dimensional y la calidad superficial. Además, se piensa que su presencia contribuye a aumentar la vida útil de la herramienta.

La existencia de una zona de salida de la hilera también tendrá influencia en el perfil de tensiones residuales. Aunque las investigaciones en este campo normalmente se han ceñido a estudiar su influencia en la fuerza de tirado, se han realizado algunos experimentos con acero [H. Godfrey et al 2000] variando la longitud de salida (l_z) entre los valores $l_z/d = 0.33$ y $l_z/d = 0.53$, siendo d el diámetro de salida del material. Los resultados mostraron un perfil de tensiones residuales en la superficie significativamente menor en los experimentos con mayor longitud de salida.

En las figuras IV-5 y IV-6 se presentan los resultados de la simulación por elementos finitos para una reducción de un 20% de sección y un ángulo de reducción $\alpha = 5^{\circ}$, variando la relación l_z/d . A la vista de los resultados de la simulación se pueden sacar las siguientes conclusiones sobre la influencia de la zona de salida en el perfil de tensiones residuales final del alambre:

- La presencia de una zona de salida, en la que no se produce reducción en sección, tiene una importante influencia en el perfil de tensiones residuales longitudinales, especialmente en la zona superficial del alambre. Menor es la influencia en las tensiones circunferenciales.

- Si la zona de salida es pequeña ($l_z/d < 0.2$) se produce un aumento importante de las tensiones residuales de tracción superficiales.

- Cuando la longitud de salida se hace mayor de $0.5d$ no se producen variaciones significativas en el perfil de tensiones residuales.

Fig. IV-5. Perfil de tensiones residuales longitudinales para distintas longitudes de salida (l_z) en función del diámetro final (d).

Estos resultados coinciden con los obtenidos por Renz et al [Renz et al 1996].

Fig. IV-6. Perfil de tensiones residuales circunferenciales para distintas longitudes de salida (l_2) en función del diámetro final (d).

Una explicación de por qué la presencia de una zona de salida puede reducir las tensiones residuales la podemos encontrar en la aparición en esa zona de una segunda región de plastificación superficial, llamada "collar plástico". En la figura IV-7 se presenta la evolución de la tensión equivalente de Von Mises al pasar el alambre a través de la hilera. En ella se puede apreciar cómo después de la plastificación de todo el material en la zona de reducción de la matriz, hay una segunda plastificación en la zona de salida, pero únicamente en la parte superficial del alambre.

Esta segunda plastificación en la superficie del alambre se ha llamado en la literatura collar plástico ("plastic collar") y su presencia fue ya advertida en los experimentos realizados por Wistreich (1955).

Fig. IV-7. Evolución de la tensión equivalente de Von Mises al pasar el alambre a través de la hilera. Se puede apreciar la formación del “collar plástico” en la zona de salida.

El origen de esta segunda región de plastificación se encuentra en la relajación elástica del alambre después de pasar por el cono de reducción. Al salir del cono, el alambre tiende a expandirse y debido a ello se genera una fricción entre la zona de salida y el material que hará aumentar la fuerza de tirado. La consecuencia es que en la zona próxima a la superficie se produce una pequeña plastificación y redistribución de las tensiones, suavizando el perfil final en esa zona, sin que esto afecte de forma significativa a la parte central del alambre.

4.2.4.- INFLUENCIA DEL RADIO DE TRANSICIÓN.

La existencia de un radio de transición entre la zona de reducción y la de salida suaviza y homogeneiza las líneas de flujo del material durante la deformación, a lo largo de la sección transversal.

Desde el punto de vista de las tensiones residuales, los resultados de la simulación indican que un incremento en el radio de transición reduce ligeramente las tensiones residuales superficiales (figs. IV-8).

Fig. IV-8. Influencia del radio de transición en el perfil de tensiones residuales longitudinales (reducción 25%, $\alpha=5^\circ$, $\mu=0.04$).

No obstante, este es un factor geométrico difícil de controlar y puede verse afectado por el desgaste durante la vida útil de la herramienta. En cualquier caso, parece claro que es conveniente suavizar el contacto entre las zonas de reducción y salida de la matriz.

4.2.5.- INFLUENCIA DEL FACTOR DE REDUCCIÓN.

Uno de los parámetros del trefilado que tienen una mayor influencia en las propiedades mecánicas del material es el factor de reducción, es decir, la relación entre la sección final y la inicial del alambre.

En general, una mayor reducción total en área conduce a mejores propiedades resistentes y a una menor ductilidad. No obstante, las propiedades finales del material no sólo están influenciadas por la magnitud de la deformación, sino también por cómo se ha producido ésta.

El límite máximo de reducción por paso depende fundamentalmente del número de pasadas y de la potencia de la que dispone la máquina trefiladora, de las propiedades del material y de la calidad de la lubricación. En la práctica, la reducción de área por paso es raramente superior al 30% de sección, siendo el intervalo de porcentajes más comunes del 15 al 25%.

En cuanto al límite inferior, éste viene dado por los posibles problemas de falta de homogeneidad de la deformación del alambre. Con reducciones inferiores al 10% pueden presentarse problemas de falta de uniformidad en la sección transversal del material debido a que aumenta la proporción de trabajo redundante respecto al trabajo empleado en provocar la deformación homogénea del alambre [A.D. Hajare 1996]. En la figura IV-9 se presenta el diagrama de Pawelski [L. Persson 1996] en el que se muestra la proporción de trabajo empleada en producir la deformación homogénea y la empleada en el trabajo redundante respecto al trabajo total. Se aprecia cómo una disminución en el ángulo de reducción o un aumento del porcentaje de reducción disminuyen la proporción de trabajo redundante.

Fig. IV-9. Diagrama de Pawelski [L. Persson 1996], mostrando el efecto combinado de la disminución en el ángulo de reducción y el incremento del porcentaje de reducción sobre la proporción de trabajo redundante empleado en producir deformaciones inhomogéneas respecto al trabajo total.

Esto se ve reflejado en los resultados de la simulación numérica. Las figuras IV-10 y IV-11 muestran la evolución de la deformación plástica equivalente en tres zonas de la sección transversal del alambre (superficie, intermedia y centro) desde que entra en contacto con la matriz (abscisa 0) hasta que sale de la hilera (abscisas 10 y 17 respectivamente) para reducciones del 8% y 35% de sección. Se aprecia claramente cómo en la de menor porcentaje de reducción es mucho mayor la proporción de trabajo redundante.

Fig. IV-10. Evolución de la deformación plástica equivalente del alambre al pasar por la hilera en tres zonas de la sección transversal (centro, intermedia y superficie), para $\alpha=6^\circ$ y una reducción de sección del 8%.

Fig. IV-11. Evolución de la deformación plástica equivalente del alambre al pasar por la hilera en tres zonas de la sección transversal (centro, intermedia y superficie), para $\alpha=6^\circ$ y una reducción de sección del 35%.

Por lo que respecta a las tensiones residuales, los resultados del modelo (fig. IV-12) indican que en la zona superficial los porcentajes de reducción en torno al 10% producen mayores tensiones longitudinales que los porcentajes habituales (15-25%).

Fig. IV-12. Influencia del porcentaje de reducción en el perfil de tensiones residuales longitudinales ($\alpha=6^\circ$, $\mu=0.05$).

Dentro del intervalo de porcentajes de reducción habituales, la diferencia entre los perfiles de tensiones residuales es pequeña. No obstante, la falta de la uniformidad en la deformación puede dar lugar a perfiles muy diferentes si los porcentajes elegidos son tan pequeños como el 5% (fig. IV-13), pudiendo haber zonas del material que ni siquiera alcancen la plastificación durante la deformación. El paso por matrices de reducción mínima será empleado, como veremos en el siguiente capítulo, para modificar el perfil de tensiones residuales en los alambres trefilados.

Fig. IV-13. Influencia del factor de reducción en el perfil de tensiones residuales circunferenciales.

4.2.6.- CONCLUSIONES.

Los resultados del modelo numérico han mostrado que la geometría de la matriz tiene una influencia decisiva en el perfil de tensiones residuales del alambre trefilado. La influencia de los diferentes parámetros de diseño de la matriz se puede resumir de la siguiente forma:

- La disminución del semiángulo de reducción desde los ángulos estándar (6° - 8°) hasta ángulos del orden de 3° - 4° , además de producir una mayor uniformidad de las deformaciones en el material, disminuye la magnitud de las tensiones residuales, especialmente las de compresión en el centro del alambre.
- La presencia de una zona de salida en la que no se produce reducción de sección influye en las tensiones residuales de la zona superficial del alambre, ya que induce una segunda plastificación en esa zona ("collar plástico"), produciendo una redistribución de las tensiones, suavizando el perfil final y disminuyendo de forma importante las tensiones de tracción superficiales.

- La existencia de una transición que suavice el contacto entre la zona de reducción y la de salida homogeiniza el flujo del material durante la deformación y reduce ligeramente las tensiones residuales.

- El porcentaje de reducción de sección es uno de los parámetros del trefilado que tienen mayor influencia en las propiedades mecánicas del material. Por lo que respecta a las tensiones residuales, dentro de los porcentajes de reducción de sección habituales (15-25%) no existen diferencias importantes . Reducciones inferiores al 10% pueden provocar problemas de falta de uniformidad en la sección transversal del alambre a la vez que las tensiones residuales en la superficie son más elevadas.

4.3.- INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y EL COEFICIENTE DE ROZAMIENTO.

En el trefilado, la deformación del alambre se produce cuando éste es obligado a pasar a través de la matriz por la fuerza de tirado. La presión necesaria para producir la deformación va a generar una tensión normal a la superficie de la herramienta y también una tensión tangencial que es causada por el movimiento relativo del alambre y la matriz. En este sentido, se establece un problema tribológico con un rozamiento entre las dos superficies. Para reducir estos efectos, un lubricante es utilizado para separar ambas superficies, con su viscosidad como el factor más importante para su eficiencia.

Por otro lado, es conocido que la temperatura puede incrementarse de forma importante en el paso por la matriz, dependiendo de las condiciones en que se realice el trefilado. Si la temperatura llega a ser suficientemente alta como para generar cambios metalográficos en el material, incluso si estos son pequeños y sólo se producen en la superficie, cambiarán las condiciones en que se realiza el proceso y las propiedades finales del alambre.

Por estas razones, la lubricación y el rozamiento entre el alambre y la matriz constituyen uno de los factores principales que afectan al proceso de trefilado. Limitan la reducción por paso, conducen a un progresivo deterioro de la superficie de la matriz y pueden producir tensiones de origen térmico, debidas a una distribución no uniforme de temperaturas en el material. No es de extrañar, por tanto, que se haya dedicado tiempo y dinero a la mejora de los aspectos relacionados con la lubricación y refrigeración de los alambres [M. Pietrzyk y L. Sadok 1989, G. Baker y N. Wright 1992b, L. Corbin 1995, B. Avitzur 1997, Z.M. Hu y T.A. Dean 2000].

A principios de siglo, para evitar paradas y agarrotamientos entre las matrices y los alambres se utilizaron lubricantes y recubrimientos de plomo y cobre. Pero la producción de esos recubrimientos y, especialmente, su eliminación, eran muy difíciles. Con la invención de los recubrimientos de fosfato por Singer, en 1934, se produjo un gran progreso de las tecnologías de trabajo en frío, ya que los recubrimientos no metálicos eran más eficientes y más fáciles de producir y eliminar.

En el trefilado, el lubricante es extendido por la superficie por un efecto de arrastre establecido por unos valores adecuados de la velocidad de trefilado y el ángulo de entrada. Una lubricación ideal se establece con ángulos pequeños y velocidades altas [G. Baker y N. Wright 1992b, L. Corbin 1995, B. Avitzur 1997]. La presencia de una zona de salida horizontal es también muy importante para mantener un film continuo de lubricante y controlar las dimensiones y tolerancias del alambre (diámetro, enderezado, circularidad) y su calidad superficial.

Por lo que se refiere a la temperatura, es evidente que la formación de martensita, aunque sólo fuera en la parte superficial, sería muy perjudicial para las propiedades del alambre, por lo que resulta indispensable mantener las temperaturas por debajo de la temperatura de transformación. Pero además de la posible formación de martensita, es necesario prestar atención a otro fenómeno, el envejecimiento por deformación ("strain ageing").

El envejecimiento incluye el cambio en las propiedades físicas y mecánicas de un sólido deformado en función del tiempo y la temperatura. Cuando los cambios en las propiedades ocurren a la vez que la deformación plástica entonces se llama envejecimiento dinámico. Durante los últimos años se han multiplicado los estudios sobre este fenómeno [S. Araujo et al 1993, P. Watté et al 1996, J. Languillaume et al 1997] por la repercusión que tiene en el proceso de fabricación y sus efectos en las propiedades finales de los productos. Se ha establecido que estos cambios son debidos a la concentración y movilidad de los elementos intersticiales y sustitucionales, a la presencia y movilidad de defectos y a la microestructura.

Desde el punto de vista práctico, los estudios han demostrado algo que ya conocían los expertos en trefilado: si durante el proceso se alcanzan temperaturas del orden de 200-250 °C durante un tiempo suficiente (del orden de décimas de segundo), se van a producir cambios en el material que incluirán un aumento de su resistencia y un descenso importante de su ductilidad, con una mayor susceptibilidad a la delaminación y a la formación de defectos centrales durante el trefilado. Por esta razón, se busca que, con ayuda de una buena lubricación, una correcta secuencia de reducciones parciales y una eficiente refrigeración, las temperaturas durante el proceso no superen los 200-250 °C.

Hoy en día, es frecuente que en una línea, además del recubrimiento inicial, existan recubrimientos intermedios que aseguren la buena lubricación del material durante el proceso. Además, existen sistemas de refrigeración directa e indirecta con agua y aire frío que garantizan el enfriamiento del material entre las matrices (fig. IV-14) [M. Kalweit 1997].

Fig. IV-14. Sistema de refrigeración de un tambor intermedio. El agua fría circula por un anillo interior que refrigera al material recién salido de la hilera [M. Kalweit 1997].

4.3.1.- RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN NUMÉRICA.

Una de las causas del desarrollo de un perfil de tensiones residuales en el alambre trefilado es, simplemente, que la superficie del alambre está en contacto con la matriz y el centro no. Esto provoca una deformación inhomogénea, un gradiente de temperaturas y una distribución de tensiones resultante. Por tanto, conocer cómo se produce dicho contacto es básico para cualquier estudio que pretenda calcular el perfil de tensiones residuales.

En el modelo numérico desarrollado en esta tesis se ha tenido en cuenta la parte térmica del problema con dos objetivos básicos:

- Comprobar que las temperaturas generadas durante el proceso no alcanzaban valores que pudieran perjudicar las propiedades finales del alambre.
- Conocer la influencia de la temperatura y la lubricación en el perfil final de tensiones residuales.

Las constantes térmicas utilizadas y las propiedades del material a distintas temperaturas fueron descritas en el capítulo 3.2.3. En el apartado 3.3.2 se compararon las predicciones del modelo con las medidas de temperatura realizadas en un proceso real a la salida de cada matriz y se comprobó que el programa predecía de forma adecuada la temperatura generada por el trefilado en la superficie del alambre.

Respecto al coeficiente de rozamiento, continúa siendo uno de los parámetros más difíciles de estimar. No obstante, casi todos los estudios coinciden en que, con las técnicas de lubricación modernas, los coeficientes están entre 0.2 y 0.01 (tabla IV-1). Incluso algunos autores sostienen que, con sistemas hidrodinámicos, se pueden alcanzar coeficientes del orden de 0.001.

Tabla IV-1 Distintas medidas del coeficiente de rozamiento encontradas en la literatura.

Coeficiente μ	Referencia	Coeficiente μ	Referencia
0.01	Wright, 1997	0.10-0.30	Vijayakar, 1997
0.05	Avitzur, 1968	0.02	Pietrzyk et al, 1989
0.05-0.12	Hammer et al, 1993	0.15	Lazzarotto et al, 1997
0.10-0.40	Reid, 1983	0.05-0.2	El-Domiaty et al, 1997
0.045	Renz et al, 1986	0.03-0.11	Hamada et al, 2000
0.10	Vijayakar, 1997	0.01-0.001	Pietrzyk et al, 1997

Normalmente, el espesor del lubricante está alrededor de 0.001mm, es decir, muy pequeño en comparación con el diámetro de los alambres, por lo que no se suele introducir en la simulación. Sin embargo, en un reciente estudio Lazzarotto [L. Lazzarotto et al 1997] ha mostrado que la presencia de la capa de lubricante afecta al comportamiento de la zona superficial del alambre, hasta una profundidad cercana a los 0.2 mm para alambres de 15 mm de diámetro (fig. IV-15).

Fig. IV-15. Leyes tensión-deformación del material: a) en el alambre;
b) en la zona superficial (0.2 mm) según Lazzarotto [L. Lazzarotto et al 1997].

Por eso, para tener en cuenta este efecto, se ha introducido una capa de elementos superficiales con unas características similares a las propuestas por Lazzarotto. No obstante, desde el punto de vista de la temperatura y de las tensiones residuales, los resultados fueron similares a los del modelo previo que no tenía en cuenta este efecto.

4.3.2.- TEMPERATURAS ALCANZADAS DURANTE EL PROCESO.

Los resultados de la simulación numérica muestran que en el trefilado de alambres para pretensar, donde las resistencias están en torno a 1500-2000 MPa, es posible mantener las temperaturas por debajo de 200-250 °C. Para ello es necesario una correcta lubricación y una eficiente refrigeración intermedia, de forma que el alambre entre en cada matriz con menos de 100 °C, ya que con los porcentajes de reducción habituales las temperaturas se suelen incrementar del orden de 60-120 °C en cada paso con las reducciones de sección habituales (fig. IV-16).

Fig. IV-16. Incremento de temperaturas previsto en un paso intermedio del trefilado de un alambre de pretensar en función del coeficiente de rozamiento y el factor de reducción (simulación numérica).

El perfil de temperaturas (fig. IV-17) confirma que los mayores valores se logran a la salida de la zona de deformación. Para los coeficientes de rozamiento más altos, las temperaturas máximas se alcanzan en el contacto matriz-alambre, existiendo un gradiente de temperaturas entre la superficie y el centro del alambre. No obstante, el responsable principal del incremento de la temperatura es el trabajo plástico generado por la deformación, el cual se distribuye de forma bastante uniforme en toda la sección. Esta conclusión coincide con los resultados de Hamada et al [T. Hamada et al 2001].

Dentro de los rangos habituales de velocidades de trefilado industrial (1-20 m/s) la influencia de la velocidad en el perfil de temperaturas generadas por la deformación en la matriz es pequeña. No obstante, es importante tener en cuenta la velocidad del proceso para diseñar los sistemas de refrigeración intermedios, ya que la temperatura de entrada en la matriz se sumará a la generada en el proceso de deformación propiamente dicho.

Fig. IV-17. Perfil de temperaturas ($^{\circ}\text{C}$) en el paso de un alambre de pretensar a través de la matriz.

No obstante, los resultados de la simulación numérica indican que los factores más influyentes en la temperatura son el endurecimiento (la ley tensión-deformación) de los alambres y la reducción en área lograda en cada paso, lo cual coincide con los resultados de El-Domiaty [A. El-Domiaty y S.Z. Kassab 1998] y Hamada [T. Hamada et al 2001]. Como se aprecia en la figura IV-18, mayores reducciones en área producen un aumento del incremento de temperaturas en el alambre.

Fig. IV-18. Efecto del porcentaje de reducción en el incremento de temperatura al pasar por la matriz.

Como se ha comentado anteriormente, con los coeficientes de rozamiento actuales, el trabajo plástico es el responsable principal del incremento de temperatura. Por eso, al aumentar el endurecimiento a lo largo del proceso, es frecuente que se vayan haciendo menores las reducciones parciales en los últimos pasos de trefilado, para evitar un aumento excesivo de la temperatura. Así se puede observar en la secuencia real de reducciones parciales que aparece en la tabla IV-2 .

Tabla IV-2. Secuencia de reducciones parciales de un proceso de trefilado real.

	Hilera 1	Hilera 2	Hilera 3	Hilera 4	Hilera 5	Hilera 6	Hilera 7
ϕ_{ent} (mm)	12.00	10.74	9.66	8.40	7.34	6.43	5.67
ϕ_{sal} (mm)	10.74	9.66	8.40	7.34	6.43	5.67	5.23
Reducc. %	20%	20%	25%	24%	23%	22%	15%

Pero es en la industria del alambre fino, donde se llega a deformaciones del orden de 3-4 con resistencias de 3 GPa, donde cobra importancia este problema ya que si se emplearan los porcentajes de reducción habituales (20-25 %), los incrementos de temperatura superarían los 250 °C fácilmente (fig. IV-20). De ahí la trascendencia de una buena lubricación (hidrodinámica), una eficiente refrigeración y una disminución de los porcentajes de reducción por paso.

Fig. IV-19. Perfil de temperaturas (°C) para un alambre fino con resistencia del orden de 3 GPa.

4.3.3.- INFLUENCIA EN LAS TENSIONES RESIDUALES.

Al aumentar el coeficiente de rozamiento, aumenta el gradiente de temperaturas entre el centro y la superficie del alambre [S. Vijayakar 1997]. Desde el punto de vista de las tensiones residuales, este factor afecta sobre todo a las tensiones radiales y circunferenciales provocando un aumento de las mismas cuanto mayor es el coeficiente de rozamiento. No obstante, dentro del rango de coeficientes habituales (0.2-0.01), esta influencia no es muy importante (fig. IV-20).

Fig. IV-20. Perfil de tensiones residuales radiales para distintos coeficientes de rozamiento.

Si se presentan fallos de lubricación y el coeficiente de rozamiento alcanza valores altos (0.4-0.5) la diferencia de temperaturas entre el centro y la superficie puede superar los 100 °C y las tensiones residuales pueden incrementarse de forma significativa. De todas formas, en ese caso el peligro viene provocado por el aumento necesario de la fuerza de tirado (que puede llegar a romper el alambre durante el procesado) y las temperaturas excesivas que se producirían en la superficie.

Por otra parte, los nuevos métodos de lubricación hidrodinámica están consiguiendo disminuir de forma muy importante los coeficientes de rozamiento y las temperaturas alcanzadas en los procesos [W. Pilarczyk 1997, W. Pilarczyk et al 1997]. No obstante, como se puede apreciar en la figura IV-21 no afectan de forma significativa al perfil de tensiones residuales.

Fig. IV-21. Perfil de tensiones residuales longitudinales para distintos coeficientes de rozamiento.

En resumen, la influencia del coeficiente de rozamiento y la temperatura sobre las tensiones residuales es más bien indirecta, ya que un mal coeficiente de rozamiento o el peligro de un aumento excesivo de las temperaturas pueden hacer cambiar los parámetros del proceso, disminuyendo por ejemplo las reducciones por paso, lo cual puede afectar de forma importante a las tensiones residuales.

4.4.- INFLUENCIA DE LA TRACCIÓN TRASERA O “BACK PULL”.

El trefilado se suele llevar a cabo bajo una tensión de tirado trasera, conocida como “back pull”, que es debida al rozamiento del alambre con los tambores intermedios. Esta tensión suele alcanzar un porcentaje pequeño (10-30%) de la fuerza de tirado.

La tracción trasera se puede ajustar variando el número de vueltas que da el alambre alrededor del tambor intermedio o bien aumentando la circunferencia de contacto del tambor.

La razón de su existencia es que la experiencia ha demostrado que con ella se consiguen mayores velocidades, un enfriamiento más efectivo y, sobre todo, una mayor vida útil de las herramientas [J.M. Alexander y R.C. Brewer 1963]. Este último factor se justifica en el hecho de que el back pull disminuye la presión resistida por las matrices durante el trefilado. Esto requiere una explicación más detallada.

Cabría esperar que, al imponer una fuerza que tire del material para atrás, la fuerza de trefilado, necesaria para hacer pasar el alambre a través de la matriz, fuera la suma de la fuerza que resistía la matriz sin el back pull más esta nueva fuerza.

Sin embargo, los resultados del modelo numérico muestran que aumentando la tracción trasera también aumentamos la fuerza que hay que ejercer para deformar el material pero en menor medida de lo esperado, porque se reduce la presión que soporta la matriz. Es decir, si llamamos T_0 al back pull y F a la fuerza resistida por la matriz si no existiera back pull, la nueva fuerza de trefilado T sería:

$$T = T_0 + (1-\eta) F \quad (IV.1)$$

Siendo η el llamado “factor de back pull” [A. Skolyszewski y M. Packo 1998].

En la figura IV-22 se puede apreciar la disminución de la fuerza soportada por la matriz conforme aumentamos la tracción trasera. Esto ocurre porque, al estar tirando desde atrás, se está disminuyendo la presión normal del material sobre la superficie de la herramienta. No obstante, considerando el esfuerzo del material durante el trefilado, el back pull no puede alcanzar valores muy altos ya que podría provocar fuerzas de tirado demasiado elevadas y el consiguiente peligro de rotura de los alambres. Por eso, se suele mantener en valores en torno al 10-30 % de la fuerza de trefilado.

Fig. IV-22. Variación de la fuerza de tirado y de la fuerza resistida por la matriz para distintos valores del back pull. Se aprecia cómo al aumentar el back pull, disminuye la fuerza resistida por la matriz, a pesar de aumentar la fuerza de tirado total.

Por lo que respecta a las tensiones residuales, los resultados del cálculo numérico muestran que la presencia de esta fuerza de tirado trasera no tiene una influencia significativa en el perfil de tensiones residuales (fig. IV-23), únicamente en la zona superficial (fig. IV-24) se puede apreciar cómo la aplicación de fuerzas de tirado traseras altas puede aumentar las tensiones residuales de tracción.

Fig. IV-23. Influencia del back pull en el perfil de tensiones residuales.

Fig. IV-24. Influencia del back pull en la zona superficial del perfil de tensiones residuales.

4.5.- INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE TREFILADO.

4.5.1.- IMPORTANCIA DE LA VELOCIDAD DE TREFILADO.

En los últimos años, el desarrollo de la industria del procesado de alambres se ha caracterizado por la demanda de productos de mayor calidad obtenidos en menos tiempo. Esto ha obligado a aumentar las velocidades de trefilado, llegándose a alcanzar, en la industria del alambre fino, velocidades de deformación del orden de 1.000 e incluso 10.000 s⁻¹ [G. Baker y N. Wright 1992a].

Las altas velocidades de trefilado (que pueden llegar a los 100 m/s en las últimas etapas del procesado de alambre finos) han provocado variaciones en algunos parámetros del proceso. La influencia de la velocidad de deformación en las propiedades del alambre ha sido atribuida a tres factores [G. Baker y N. Wright 1992a]:

- Mayores velocidades pueden provocar mayores temperaturas y, sobre todo, afectar a la refrigeración intermedia.
- La velocidad de trefilado puede influir en la lubricación, provocando calidades superficiales diferentes a distintas velocidades.
- La velocidad de deformación puede influir en la tensión de plastificación y el flujo del material durante el trefilado.

No obstante, hasta ahora, ningún estudio ha demostrado la influencia de estos factores. Aspectos como la lubricación y la refrigeración son muy complicados ya que dependen de otros muchos factores, además de la velocidad de trefilado, y requerirían un estudio más en profundidad que se sale de los objetivos de este trabajo. Por eso, en esta tesis nos hemos centrado en poner de manifiesto la influencia de la velocidad de deformación en el flujo del material durante el proceso.

4.5.2.- ENSAYOS A BAJA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.

En las simulaciones numéricas se emplea como dato de partida la ecuación de comportamiento mecánico del material obtenida a partir de ensayos cuasiestáticos de tracción simple. En dichos ensayos, las velocidades de deformación oscilan entre 10^{-5} y 10^{-3} s^{-1} .

Sin embargo, como se ha mencionado anteriormente, la velocidad de deformación del alambre en el proceso industrial real puede llegar a valores de 1.000 e incluso 10.000 s^{-1} , es decir, entre 6 y 9 órdenes de magnitud superiores al ensayo de tracción simple. Por tanto, para modelizar de forma fiable el proceso de trefilado parece fundamental comprobar la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico del material.

Para ello, se decidió comparar los resultados de ensayos de tracción simple con ensayos a altas velocidades de deformación en la barra Hopkinson. En el estudio se emplearon cuatro tipos de alambres trefilados suministrados por la empresa Bekaert. Dos de ellos de bajo contenido en carbono (0.05%) y los otros dos de alto contenido en carbono (0.7%). En ambos casos, uno de los alambres había sido sometido a un tratamiento térmico de recocido después de la primera parte del proceso, para restaurar sus propiedades y continuar posteriormente con el trefilado. Los otros alambres habían sido trefilados con una reducción del 75% de sección. Las denominaciones que se emplean se recogen en la tabla IV-3.

Tabla IV-3. Denominación de los alambres estudiados.

Material	%C	Estado	Diámetro (mm)
LCA	0,05	Recocido	3,00
LCD	0,05	Trefilado	3,08
HCA	0,70	Recocido	3,05
HCD	0,70	Trefilado	3,05

Las propiedades mecánicas convencionales obtenidas por medio de ensayos de tracción simple se muestran en la tabla IV-4.

Tabla IV-4. Propiedades mecánicas convencionales de los alambres estudiados.

Cada valor es la media de cinco ensayos.

Material	Límite elástico 0,2%	Resistencia a tracción	Deformación máx.
LCA	210 MPa	294 MPa	32,0 %
LCD	575 MPa	578 MPa	0,6%
HCA	700 MPa	1105 MPa	7,8%
HCD	1210 MPa	1495 MPa	2,7%

4.5.3.- ENSAYOS A ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.

Los ensayos a alta velocidad de deformación se llevaron a cabo mediante la técnica experimental de la barra Hopkinson. Esta técnica, ampliamente extendida, permite determinar la historia de tensiones y deformaciones y, a partir de ellas, llegar a la curva tensión-deformación del material a velocidades de deformación del orden de 1.000 s^{-1} [H. Kolsky 1963, E.D.H. Davies y S.C.: Hunter 1963, J.A. Zukas et al 1982].

El equipo experimental de la barra Hopkinson empleado, representado en la figura IV-25, consta de un cañón sobre el que se desliza un proyectil propulsado por aire comprimido. Este impacta sobre la primera de las dos barras de acero, entre las que previamente se coloca la probeta. Las dos barras están instrumentadas mediante barras extensométricas que son las encargadas de recoger las deformaciones que sufren.

El equipo experimental empleado en estos ensayos ha sido especialmente diseñado en el Departamento de Ciencia de Materiales para ensayar probetas de reducido tamaño. El proyectil utilizado es de acero de 8 mm y 180 mm de longitud. Las barras, instrumentadas en su mitad, son del mismo material de 200 mm de longitud. El equipo permite ensayos de 40 μs de duración a velocidades de deformación del orden de 1.000 s^{-1} .

Fig. IV-25. Dispositivo experimental de los ensayos de compresión a alta velocidad de deformación en la barra Hopkinson.

Las hipótesis más importantes del ensayo son el comportamiento elástico de las barras, la propagación de ondas unidimensional y equilibrio en la probeta [J.A. Zukas et al 1982]. Las señales procedentes de la barra incidente son la onda incidente sobre la probeta ϵ_i y la onda reflejada ϵ_r . La onda transmitida ϵ_t se recoge en la barra transmisora. El ensayo permite determinar la carga aplicada sobre cada extremo de la probeta y el desplazamiento relativo entre ambos extremos en cada instante. Estas fuerzas se pueden determinar mediante la teoría unidimensional de propagación de ondas elásticas a partir de las siguientes expresiones:

$$F_a = A_b E (\epsilon_i + \epsilon_r) \quad (\text{IV.2})$$

$$F_b = A_b E \epsilon_t \quad (\text{IV.3})$$

donde A_b y E son la sección y el módulo de elasticidad de las barras y las variables ϵ_i , ϵ_r y ϵ_t son las historias de las deformaciones correspondientes a la onda incidente generada en el impacto, la reflejada en la superficie de separación barra-probeta y la transmitida a la segunda barra. Cuando se alcanza el equilibrio en la probeta, la tensión soportada por la probeta puede determinarse mediante la siguiente expresión:

$$\sigma = \frac{A_b}{A_p} E \epsilon_t \quad (\text{IV.4})$$

donde A_p es la sección de la probeta. Las señales recogidas permiten además obtener las velocidades de los extremos de las barras, y por tanto los desplazamientos relativos de las mismas:

$$u_a = \int V_a dt = c \int (\epsilon_i - \epsilon_r) dt \quad (\text{IV.5})$$

$$u_b = \int V_b dt = c \int \epsilon_t dt \quad (\text{IV.6})$$

por tanto, la deformación ingenieril que experimenta la probeta se puede obtener utilizando la siguiente expresión:

$$\epsilon_p = \frac{u_a - u_b}{L} = \frac{c}{L} \int (\epsilon_i - \epsilon_r - \epsilon_t) dt \quad (\text{IV.7})$$

donde c representa la velocidad de propagación de las ondas elásticas en las barras y L la longitud inicial de la probeta. La velocidad de deformación durante el ensayo se obtiene a partir de:

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{c}{L} (\dot{\epsilon}_i - \dot{\epsilon}_r - \dot{\epsilon}_t) \quad (\text{IV.8})$$

Relacionando la historia de tensiones con la de deformaciones se determina la curva tensión-deformación. Se comprueba finalmente que la probeta alcanza el equilibrio en un tiempo suficientemente pequeño frente al tiempo de ensayo, para que el proceso pueda considerarse cuasiestático.

En los ensayos dinámicos se emplearon muestras de cada uno de los cuatro alambres estudiados. Cada una de las probetas era un pequeño cilindro de 4,5 mm de altura y aproximadamente 3 mm de diámetro. En la figura IV-26 se muestra un detalle de la probeta (en el centro de la figura) situada entre las barras de carga.

Fig. IV-26. Detalle de la colocación de la probeta.

Se realizaron 5 ensayos en barra Hopkinson para cada uno de los cuatro alambres estudiados. La velocidad de deformación media obtenida estuvo comprendida entre 1.000 y 3.000 s^{-1} . En las figuras IV-27 a IV-30 se muestran en trazo fino los resultados obtenidos en los ensayos dinámicos con la barra Hopkinson y en trazo grueso las curvas tensión-deformación correspondientes a los ensayos convencionales de tracción simple, para cada uno de los alambres estudiados.

Fig. IV-28. Curvas tensión-deformación del alambre LCA.

Fig. IV-29. Curvas tensión-deformación del alambre LCD.

Los resultados de los ensayos muestran que la influencia de la velocidad de deformación es muy apreciable en los alambres de bajo contenido en carbono. Así, por ejemplo, en el alambre recocido el límite elástico llega a triplicarse. En el caso del alambre trefilado el incremento del límite elástico ronda el 30%. Estos resultados concuerdan con los estudios de Tanimura [S. Tanimura et al 2000] y los datos experimentales aportados por Berbenni [S. Berbenni et al 2000]. En ambos trabajos se muestra que en los materiales con estructura BCC la influencia de la velocidad de deformación decrece con la deformación a la que el material está sometido. En el caso del alambre de bajo contenido en carbono recocido (LCA), el tratamiento térmico ha restaurado sus propiedades y ha perdido en cierta medida la memoria del proceso de deformación por lo que la influencia de la velocidad de deformación es alta. Por su parte, el alambre trefilado (LCD) ha sido sometido a una gran deformación plástica por lo que es de esperar que sea menos sensible a la velocidad de deformación que el alambre recocido.

En el caso de los aceros de alto contenido en carbono, la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico es menor. Así, por ejemplo, en el alambre recocido (HCA) el límite elástico aumenta en un 20% en los ensayos dinámicos y en el caso del alambre trefilado (HCD) los resultados de los ensayos convencionales están ligeramente por encima de los correspondientes a los ensayos dinámicos.

4.5.4.- RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN NUMÉRICA.

Los resultados de los ensayos pusieron de manifiesto que la velocidad de deformación influye en las propiedades mecánicas de los aceros estudiados. Por eso se decidió introducir este factor en el modelo numérico para comprobar cómo afectaba a los distintos parámetros del proceso y, especialmente, a las tensiones residuales.

El modelo de elementos finitos se alimentó con leyes tensión-deformación a distintas velocidades de deformación de forma que el programa interpolara entre las leyes obtenidas en los ensayos descritos anteriormente, empleando un modelo de Johnson-Cook modificado tal y como propone Tanimura [S. Tanimura et al 2000] para este tipo de materiales. En cada paso del cálculo, el programa calcula la velocidad de deformación de cada elemento y la tiene en cuenta para sus propiedades mecánicas.

Para comprobar los resultados del modelo numérico se realizaron medidas de fuerza de trefilado en máquinas monobloque en el Centro de Investigación de Bekaert sobre alambres recocidos (LCA) a velocidades de trefilado de 5 m/s, conociendo la geometría de las hileras y el back pull.

En la tabla IV-5 se comparan los resultados de las medidas experimentales con los de la simulación numérico sin tener en cuenta la velocidad de deformación (FEM sin vel.) y teniéndola en cuenta (FEM con vel.). Se puede observar cómo el programa recoge adecuadamente el efecto de la velocidad de trefilado y cómo este factor tiene una influencia apreciable en la fuerza de trefilado para el alambre recocido.

Tabla IV-5. Comparación de las medidas experimentales de fuerza de trefilado con los resultados del cálculo numérico sin incorporar e incorporando el efecto de la velocidad de deformación para el alambre LCA.

Medida Máx. (kg)	Medida Mín. (kg)	FEM sin vel. (kg)	FEM con vel. (kg)
79,51	77,18	63,20-64,80	78,05-79,10
68,39	66,33	53,12-55,05	69,03-70,05
75,71	73,08	61,15-62,70	74,30-75,45
60,59	58,49	45,20-46,30	61,20-62,35
55,34	53,29	41,34-42,12	54,80-55,78

Por lo que respecta a las tensiones residuales, en la figura IV-31 se comparan los perfiles de tensiones longitudinales obtenidos teniendo y sin tener en cuenta la influencia de la velocidad de deformación para un alambre ferrítico fino ($\varphi = 3$ mm) recocido que ha sido trefilado con un 20% de reducción a 3 m/s. Se puede observar cómo la velocidad de trefilado modifica la forma definitiva del perfil final de tensiones residuales.

Fig. IV-31. Perfil de tensiones residuales de un alambre ferrítico recocido tras un 20% de reducción, con una velocidad de trefilado de 3 m/s. Se comparan los resultados del modelo teniendo y sin tener en cuenta la influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico del material.

La influencia de este factor es mayor en la industria del alambre fino donde las velocidades de deformación pueden superar los 1.000 s^{-1} (fig. IV-32), sin embargo, en el caso de los alambres perlíticos para el pretensado, la influencia será mucho menor, ya que las velocidades de deformación que se alcanzan durante el proceso son inferiores (fig. IV-33) y además los ensayos realizados en esta tesis han mostrado que los alambres perlíticos son menos sensibles a la velocidad de deformación. En la figura IV-34 se comparan los perfiles de tensiones residuales teniendo en cuenta este factor para un alambre de pretensar.

Fig. IV-32. Perfil de velocidades de deformación en dirección longitudinal durante el trefilado de un alambre fino.

Fig. IV-33. Perfil de velocidades de deformación en dirección longitudinal durante el trefilado de un alambre para pretensado.

Fig. IV-34. Comparación de los perfiles de tensiones residuales teniendo y sin tener en cuenta el efecto de la velocidad de deformación, para un alambre de pretensar (LCA).

4.5.5.- CONCLUSIONES.

Por primera vez se ha puesto de manifiesto numéricamente cuál es la influencia de la velocidad de trefilado en el flujo del material durante el proceso. El estudio realizado ha mostrado que las altas velocidades de deformación que se alcanzan en los procesos reales pueden influir de forma significativa en las leyes tensión-deformación de los alambres. Esto puede provocar variaciones en parámetros aumentando la fuerza de trefilado o modificando la forma definitiva del perfil de tensiones residuales resultante en el alambre.

Este factor es especialmente importante en la industria del alambre fino, donde se alcanzan más altas velocidades de deformación. Los resultados de los ensayos también han mostrado que la influencia es mayor para los alambres de bajo contenido en carbono en las primeras etapas del proceso, es decir, cuando todavía no han sufrido una gran deformación plástica.

Por lo que respecta a la industria del alambre de pretensar, la influencia de este factor va a ser mucho menor ya que las velocidades de deformación pueden estar en torno a $10-100 \text{ s}^{-1}$, sensiblemente inferiores a las de los alambres finos y además, los resultados de los ensayos muestran que los alambres perlíticos son menos sensibles a la velocidad de deformación.

En cualquier caso, el objetivo principal de este estudio ha sido llamar la atención sobre el hecho de que en los procesos industriales se está llegando a velocidades de deformación muy altas y parece necesario comprobar cuál es el comportamiento real de los materiales en esas condiciones. Esto resulta imprescindible, además, si se busca precisión en la modelización numérica del problema. Los resultados de este trabajo evidencian el interés de un posterior estudio en mayor profundidad.

4.6.- INFLUENCIA DE LA ANISOTROPÍA.

4.6.1.- NIVELES DE ANISOTROPÍA EN LA PERLITA TREFILADA.

Muchos de los materiales empleados en aplicaciones ingenieriles poseen propiedades mecánicas que dependen de la dirección, es decir, son anisótropos. El efecto de la anisotropía en la deformación del material puede ser muy importante ya que influye en el flujo del material y en el trabajo y la fuerza empleadas en el proceso de conformado. Esto tiene un efecto en la fuerza que actúa sobre la herramienta, en la exactitud de las dimensiones de las piezas producidas y en las tensiones residuales inducidas por la deformación.

En el caso del alambre de pretensado, la deformación producida por el trefilado va a generar en el material una anisotropía que se manifiesta a diferentes niveles:

- Anisotropía a nivel de la microestructura: Durante la deformación, las láminas de cementita son progresivamente orientadas según la dirección de trefilado. Este progresivo alineamiento provoca una importante anisotropía microestructural. Con deformaciones verdaderas del orden de 2,5 casi la totalidad de las láminas están ya alineadas.

- Anisotropía a nivel de textura: La deformación producida por el trefilado provoca que se desarrolle una orientación preferente de los granos de ferrita. Pero incluso dentro de una sección transversal, la textura generada no es completamente homogénea. La zona central del alambre trefilado presentará una textura de fibra [110] en la que los granos de ferrita tienen dicha dirección paralela a la del trefilado. La zona superficial presentará una textura cíclica en la que los granos también tienen una dirección paralela al eje de trefilado y además un plano tangente a la superficie del alambre. En el caso del alambre de pretensado, estos suelen ser 110 y [110](112). La razón de estas diferencias entre la superficie y el centro del alambre son debidas a que la deformación en el centro es axisimétrica pura, mientras que en la superficie también aparecen componentes de cizalladura [P. Van Houtte et al 1994, J.W. Pilarczyk et al 1995, B. Goes et al 1998].

El resultado final es que el alambre trefilado tiene unas propiedades mecánicas anisótropas. Gil Sevillano [J. Gil Sevillano et al 1978] mostró cómo en el alambraón de partida la relación entre las tensiones necesarias para la plastificación en tracción y en torsión era muy cercana a la predicha por el criterio de von Mises (1,73-isótropo). Sin embargo, en un estudio reciente, Delrue [H. Delrue et al 2000b] ha medido esta relación para alambres trefilados con deformaciones verdaderas del orden de 3, hallando que alcanza valores de 2-2,4 en vez de 1,73, lo cual da idea de una importante anisotropía que influye decisivamente en el comportamiento a torsión del alambre [J.K. Hallgarth 1995, B. Goes et al 1998].

Por lo que respecta a la resistencia a tracción, Gil Sevillano [J. Gil Sevillano et al 1978] mostró que el endurecimiento máximo se logra para las láminas de perlita completamente orientadas según la dirección de trefilado y supone solamente una ganancia de un 10-15% sobre la resistencia de la perlita orientada aleatoriamente (fig. IV-35).

Fig. IV-35. Valores de la tensión de plastificación en función de la orientación de las láminas. En el eje de abscisas aparece el ángulo Φ formado por la perpendicular al plano de la lámina y el eje de trefilado. En el eje de ordenadas aparece la relación de la tensión de plastificación longitudinal para esa orientación respecto a la tensión de plastificación para una orientación aleatoria de las láminas de cementita [J. Gil Sevillano et al 1978].

4.6.2.- MODELIZACIÓN DE LA ANISOTROPÍA CON ELEMENTOS FINITOS.

Durante los últimos años se ha logrado un gran progreso en la tecnología de elementos para la descripción apropiada de las grandes deformaciones plásticas así como en la interacción entre las piezas y las herramientas. Sin embargo, la descripción de las propiedades mecánicas de los materiales ha recibido menor atención. Una mejora esencial que se espera en un futuro próximo es una más exacta modelización del comportamiento del material, reemplazando los modelos simples que se han venido empleando hasta ahora [G.W. Rowe et al 1990, A.E. Tekkaya 2000].

En los códigos de elementos finitos, para describir la superficie de plastificación se ha utilizado normalmente, por su simplicidad, la superficie de von Mises, junto con la curva tensión-deformación obtenida en ensayos de tracción [D.V. Wilson 1990]. El criterio de von Mises supone que el material se comporta de forma isótropa, es decir, tiene las mismas propiedades en todas las direcciones.

No obstante, en la práctica, como hemos visto anteriormente, el desarrollo de texturas en los materiales provoca que se comporten de forma anisótropa. Básicamente, existen dos posibles aproximaciones para tener en cuenta las propiedades plásticas anisótropas del material en las simulaciones con elementos finitos [A. Van Bael et al 1991]:

- La aproximación “fenomenológica”.
- La aproximación con base micromecánica.

Tradicionalmente, las simulaciones numéricas han utilizado la aproximación fenomenológica. Esta consiste, esencialmente, en utilizar expresiones analíticas sencillas para la forma de las superficies de plastificación, complementadas con modelos de endurecimiento. Así, un pequeño número de ensayos mecánicos producen los valores numéricos necesarios para los parámetros del modelo.

Debido a su simplicidad, el criterio de plastificación de Hill [R. Hill 1948] ha sido el más utilizado para tener en cuenta la anisotropía del material. Expresiones de la superficie de plastificación no cuadráticas con más parámetros ajustables han sido propuestas por el propio Hill [R. Hill 1979], Barlat y Lian [F. Barlat y J. Lian 1989], Knibloe y Wagöner [J.R. Knibloe y R.H. Wagoner 1989] y Chung y Shah [K. Chung y K. Shah 1992].

Sin embargo, las expresiones analíticas sencillas no siempre pueden describir de forma adecuada las formas complejas de la superficie de plastificación real. Pero, a la vez, tampoco podemos obtener una representación experimental completa de la superficie de plastificación. Primero, porque sería necesario realizar un número de ensayos demasiado grande. Y segundo, porque sería necesario realizar ensayos con deformaciones multiaxiales, los cuales son mucho más complicados que los uniaxiales [J.P. Boehler et al 1994]. Así pues, los ensayos mecánicos resultan insuficientes para caracterizar el comportamiento del material completamente.

Por otro lado, la plasticidad con base micromecánica tiene en cuenta la información microestructural relevante. En la literatura se pueden encontrar diversos trabajos que repasan el comportamiento real de policristales sometidos a grandes deformaciones [J. Gil Sevillano et al 1980, E. Aernoudt et al 1987, T. Leffers y N. Hansen 1992, C. Teodosiu 1992]. Un importante tema dentro de este marco es la relación entre la textura cristalográfica y las propiedades mecánicas macroscópicas del material. En este sentido, la teoría de Taylor [G.I. Taylor 1938], a pesar de su simplicidad, conduce a resultados satisfactorios para muchas aplicaciones ingenieriles.

Los modelos con base micromecánica predicen la evolución de la textura en el material durante el proceso de deformación [P. Van Houtte 1977, R.J. Asaro y A. Needleman 1984, P. Van Houtte et al 1994] y, conociendo la textura, son capaces de construir las superficies de plastificación del material en cada paso [P. Van Houtte 1987, P. Van Houtte et al 1989, A. Van Bael et al 1991].

4.6.3.- MODELIZACIÓN DE LA ANISOTROPÍA DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.

En todos los estudios sobre alambres trefilados se admite que, al final del conformado, el comportamiento del alambre es marcadamente anisótropo. Sin embargo, hasta ahora, nadie ha tenido en cuenta la influencia de este efecto en el proceso.

En este trabajo, para tener en cuenta la anisotropía generada en los alambres, se ha creado un modelo del trefilado en 3 dimensiones (fig. IV-36) y se ha elegido modelizar el material con un criterio de plastificación de Hill (aproximación fenomenológica) en el que se ha hecho depender los parámetros de la anisotropía de la deformación producida durante el proceso.

El criterio de plastificación de Hill es una extensión simple de la función de von Mises que puede ser expresada en componentes cartesianas de la siguiente forma:

$$f(\sigma)=[F (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L \sigma_{23}^2 + 2M \sigma_{31}^2 + 2N \sigma_{12}^2]^{1/2} \quad (\text{IV.9})$$

Fig. IV-37. Modelo de elementos finitos en tres dimensiones.

Los parámetros R_{ij} , también llamados ratios de tensión, se pueden definir como:

$$R_{ii} = \sigma_{ii} / \sigma_0 \quad (IV.10)$$

$$R_{ij} = \sigma_{ij} / \tau_0 \quad i \neq j \quad (IV.11)$$

siendo σ_{ij} las tensiones de plastificación según la dirección ij y σ_0 la tensión de plastificación de referencia y $\tau_0 = \sigma_0 / 3^{1/2}$

Los parámetros F , G , H , L , M y N de la fórmula de Hill están relacionados con los R_{ij} :

$$F = (1/R_{22}^2 + 1/R_{33}^2 - 1/R_{11}^2) / 2 \quad (IV.12)$$

$$G = (1/R_{33}^2 + 1/R_{11}^2 - 1/R_{22}^2) / 2 \quad (IV.13)$$

$$H = (1/R_{11}^2 + 1/R_{22}^2 - 1/R_{33}^2) / 2 \quad (IV.14)$$

$$L = 3 / (2R_{23}^2) \quad (IV.15)$$

$$M = 3 / (2R_{13}^2) \quad (IV.16)$$

$$N = 3 / (2R_{12}^2) \quad (IV.17)$$

En nuestro caso, se ha hecho depender a estos parámetros de anisotropía R_{ij} de la deformación verdadera que adquiriera el alambre durante el trefilado, para recoger el efecto del progresivo alineamiento de las láminas de cementita según la dirección de trefilado. Para ello se ha partido de un alambre isótropo ($R_{ij}=1$) con las láminas orientadas al azar y se han utilizado los estudios de Gil Sevillano (figs. IV-35 y IV-37) en los que se describe el alineamiento de las láminas en función de la deformación y la ganancia de propiedades en función del ángulo de las láminas con la dirección de trefilado, así como los resultados experimentales de Delrue [H. Delrue et al 2000b] para los parámetros de torsión. Estos resultados se han complementado con ensayos de dureza sobre diferentes direcciones de alambres trefilados.

Fig. IV-37. Evolución de la orientación de las láminas de cementita en función de la deformación verdadera del alambre (Gil Sevillano). El ángulo α es el formado por el plano de la lámina y la dirección de trefilado. Se aprecia cómo para deformaciones verdaderas del orden de 2,5 la práctica totalidad de las láminas están orientadas según la dirección de trefilado.

Desde el punto de vista de la programación de elementos finitos, se ha creado una subrutina de usuario en ABAQUS que halla la deformación verdadera del alambre en cada paso y, una vez conocida esta, calcula los nuevos coeficientes R_{ij} de anisotropía para el paso siguiente.

El inconveniente de una aproximación de este tipo ya ha sido mencionado con anterioridad. Una superficie de plastificación tan sencilla como la de Hill puede suponer una pérdida de precisión a la hora de representar superficies de plastificación reales. A cambio ofrece una fácil modificación de los parámetros que se pueden obtener con ensayos de dureza, torsión,...

Una aproximación con base micromecánica es, sin duda, una solución más exacta y elegante, ya que permite obtener representaciones más complejas de las superficies de plastificación. No obstante, en nuestro caso se encuentra con una gran dificultad: el desconocimiento casi absoluto del comportamiento de la cementita.

Hoy en día podemos modelizar micromecánicamente bastante bien el comportamiento de la ferrita, incluso el comportamiento de la ferrita dentro de la perlita pero nos encontramos con tres inconvenientes difíciles de solventar para representar el comportamiento global de la perlita:

- No conocemos la ley de plastificación de la cementita.
- Sigue resultando muy complicado medir la distribución de orientaciones de las láminas de cementita.
- No conocemos cómo interaccionan ferrita y cementita para dar la superficie de plastificación de la perlita.

En estas condiciones, abordar un modelo micromecánico nos llevaría a una compleja representación del comportamiento de la ferrita a la que tendríamos que añadir grandes simplificaciones y asunciones en el comportamiento de la cementita. Por este motivo se ha elegido como aproximación al problema la descrita anteriormente.

Un modelo de este tipo supone un primer acercamiento a la representación de la anisotropía de los alambres de acero para pretensar y nos permitirá valorar la falta de precisión que tendríamos si consideráramos al material isótropo durante todo el proceso y comprobar cómo afecta esto al perfil de tensiones residuales resultante en el alambre.

Desde el punto de vista de la tecnología de elementos finitos, un programa como este complica mucho la resolución del problema por tres motivos básicos:

- Utilización de elementos especiales para incompresibilidad.
- Programa en 3 dimensiones, con un número importante de elementos y superficies de contacto.
- Subrutina encargada de calcular en cada paso la deformación verdadera y hacer depender de ella la superficie de plastificación del material.

Por eso, la duración de cada cálculo de este tipo ha sido del orden de 3-5 días.

4.6.4.- INFLUENCIA DE LA ANISOTROPÍA EN LAS TENSIONES RESIDUALES.

Para comprobar cómo influye en el perfil de tensiones residuales el tener en cuenta la anisotropía generada por la deformación, se han reproducido numéricamente diferentes pasadas de trefilado con el modelo isótropo y anisótropo, comparándose los perfiles de tensiones residuales resultantes.

Los resultados numéricos permiten sacar las siguientes conclusiones:

1- Tener en cuenta la anisotropía no modifica la forma de los perfiles de tensiones residuales, con compresiones en el centro y tracciones en la superficie.

Fig. IV-38. Comparación de los perfiles de tensiones residuales longitudinales, después de la primera pasada de trefilado, calculados por el programa isótropo y anisótropo. El grado de anisotropía todavía no es muy marcado.

Fig. IV-39. Comparación de los perfiles de tensiones residuales circunferenciales, después de la primera pasada de trefilado, calculados por el programa isótropo y anisótropo.

2- Sin embargo, sí puede cambiar los valores absolutos de las tensiones. En general, si no tenemos en cuenta la anisotropía estaremos calculando tensiones residuales superiores a las reales del material tanto en dirección longitudinal como especialmente en la circunferencial, porque suponemos que ha endurecido por igual en todas las direcciones, cuando en realidad ha endurecido menos en las direcciones transversales.

3- Las diferencias entre los valores calculados por el modelo isótropo y anisótropo no son importantes en las primeras etapas del proceso, cuando todavía el alineamiento de las láminas no es muy marcado (figs. IV-38 y IV-39). Sin embargo, sí puede ser destacable en las pasadas finales, cuando la práctica totalidad de las láminas de cementita están alineadas según la dirección de trefilado y la textura ya es muy marcada en la ferrita (figs. IV-40 y IV-41).

Fig. IV-40. Comparación de los perfiles de tensiones residuales longitudinales, después de las últimas pasadas de trefilado, calculados por el programa isótropo y anisótropo. Con deformaciones verdaderas del orden de 3, el alambre puede ser entre un 20-25% más duro en dirección longitudinal que en dirección transversal.

Fig. IV-41. Comparación de los perfiles de tensiones residuales circunferenciales, después de las últimas pasadas de trefilado, calculados por el programa isótropo y anisótropo.

4.6.5.- CONCLUSIONES.

En este apartado se ha explicado el modelo utilizado para representar la anisotropía generada en el alambre por el trefilado. Ante el desconocimiento existente de la textura y la ley de plastificación de la cementita, se ha elegido un criterio de plastificación de Hill, haciendo depender los coeficientes de anisotropía de la deformación, de acuerdo a los valores experimentales y a los estudios realizados por Gil Sevillano sobre el progresivo alineamiento de las láminas de cementita según la dirección de trefilado.

Se trata de un primer acercamiento a la modelización de la anisotropía en los alambres perlíticos trefilados para el pretensado, con el objetivo de valorar la pérdida de precisión que tendríamos al considerar al material isótropo durante todo el proceso.

Por primera vez se ha puesto de manifiesto la influencia de la anisotropía en el perfil de tensiones residuales del alambre trefilado, llegando a las siguientes conclusiones:

- 1- Tener en cuenta la anisotropía no lleva a un cambio en la forma de los perfiles de tensiones residuales, aunque sí puede variar los valores numéricos de los mismos.
- 2- En general, suponer al material isótropo con la ley de endurecimiento obtenida en un ensayo uniaxial según la dirección de trefilado, puede conducirnos a una sobrestimación de las tensiones residuales, que puede llegar a ser importante en las últimas pasadas del proceso, donde el material ya ha adquirido una textura marcada.

Capítulo 5

MODIFICACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES

MODIFICACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES

En el capítulo anterior se ha estudiado la influencia de los distintos parámetros del proceso en el perfil de tensiones residuales del alambre trefilado. Los resultados del estudio han puesto de manifiesto que modificando adecuadamente dichos parámetros se puede reducir el perfil de tensiones residuales resultante pero, aún así, el alambre trefilado tendrá al final del proceso un perfil de tensiones residuales longitudinales y circunferenciales con tracciones en la superficie que pueden llegar a ser importantes para las propiedades del material.

Los fabricantes conocen los efectos dañinos de estas tensiones residuales y para tratar de paliar su influencia se han desarrollado diferentes tratamientos posteriores al trefilado. En este capítulo se dará un repaso a los mismos, estudiando fundamentalmente su eficacia en la eliminación de las tensiones residuales.

5.1.- PASO POR UNA ÚLTIMA MATRIZ DE REDUCCIÓN MÍNIMA.

Bühler y Schulz [J. Gerhardt y A.E. Tekkaya 1997] sugirieron hace más de cuarenta años que el uso de una última matriz que produjera una mínima, casi despreciable, reducción de área, podría reducir las tensiones residuales.

Este hecho sorprendente se ve reflejado en las figuras V-1, V-2 y V-3. En ellas se presentan en líneas a trazos los perfiles de tensiones residuales longitudinales, circunferenciales y radiales para un alambre cuyo diámetro ha sido reducido de 8,40 mm a 7,54 mm (20%) tras el paso por una matriz. En línea continua aparecen los perfiles del mismo material cuando se le hace pasar por una segunda matriz que reduce sus dimensiones de 7,54 mm a 7,50 mm de diámetro (1%).

Se puede apreciar cómo el paso por la última matriz de reducción mínima provoca una disminución muy importante del perfil de tensiones residuales longitudinales e incluso llega a cambiar el signo de las tensiones circunferenciales y radiales.

Fig. V-1. Influencia en el perfil de tensiones residuales longitudinales del paso a través de una última matriz de reducción mínima.

Así pues, se trata de un método muy efectivo para la eliminación de las tensiones residuales. Fue empleado asiduamente en la industria durante mucho tiempo [B. Golis et al 1999]. No obstante, aunque todavía se utiliza en algunas fábricas, está siendo progresivamente sustituido por otros tratamientos. La razón es que para lograr reducciones de sección tan pequeñas, la longitud de contacto en la zona de reducción entre el alambre y la matriz es mínima (del orden de 0,1 mm para el alambre de pretensado y 0,01 mm para el alambre fino para neumáticos). Esto hace que cualquier pequeño desgaste de la herramienta o desalineamiento del alambre hagan inestable el proceso.

Fig. V-2. Influencia en el perfil de tensiones residuales circunferenciales del paso a través de una última matriz de reducción mínima.

Fig. V-3. Influencia en el perfil de tensiones residuales radiales del paso a través de una última matriz de reducción mínima.

5.2.- ENDEREZADO POR FLEXIONES ROTATIVAS.

En principio, el propósito del proceso de enderezado es conseguir que el material obtenga la forma recta deseada para su posterior utilización, porque es práctica común que los alambres sean guardados en rollos entre las distintas etapas del procesado para, de esta forma, ahorrar espacio.

Las modernas máquinas de enderezado están basadas en la aplicación de una serie de momentos alternativos, es decir, someten al material a una serie de giros alternativos de amplitud decreciente desde la entrada hasta la salida, utilizando rodillos giratorios colocados en uno o dos planos. Este tipo de máquinas es simple en cuanto a su construcción y con ellas se puede alcanzar gran precisión (figs. V-4 y V-5).

Fig. V-4. Ejemplo de máquina enderezadora de flexiones rotativas.

Fig. V-5. Esquemas de máquinas enderezadoras en uno y dos planos.

Los parámetros principales que rigen el proceso son los siguientes [M. Paech 1998, 1999, 2001]:

- Curvatura de partida con la que ha sido enrollado el alambre.
- Secuencia de curvaturas alternativas producidas por la máquina enderezadora (figV-6).
- Comportamiento elastoplástico del material.

Fig. V-6. Ejemplo de una secuencia real de momentos y curvaturas que sufre el alambre al pasar por la máquina enderezadora [M. Paech 1998].

Normalmente se suponía que las tensiones residuales generadas en el proceso de enderezado eran pequeñas y no era necesario tenerlas en cuenta. No obstante, durante el enrollado y enderezado del alambre se generan tensiones suficientes como para provocar la plastificación del material, especialmente en las zonas cercanas a la superficie [W. Daves y F.D. Fischer 1998, F. Knap y J.W. Pilarczyk 2000, B.J. Wu et al 2000]. Esto provoca que aparezca un perfil de tensiones residuales o que se modifique el existente previamente.

5.2.1.- SIMULACIÓN DEL PROCESO DE ENDEREZADO SOBRE UN ALAMBRE SIN TENSIONES RESIDUALES PREVIAS.

Para entender mejor la influencia del proceso de enderezado sobre el perfil de tensiones residuales del alambre trefilado, se estudiaron en primer lugar las tensiones residuales que produciría un enderezado con flexiones rotativas sobre un alambre que no tuviera tensiones residuales.

Para ello se creó un programa de elementos finitos en 3 dimensiones y se simuló el proceso con los pasos siguientes:

- Enrollado del material.
- Se suelta el alambre enrollado.
- Se endereza sometiéndole a sucesivas flexiones rotativas.
- Descarga final.

a) Enrollado del alambre.

En la figura V-7 aparece el perfil de tensiones generado durante el enrollado del alambre, suponiendo que la carga es un momento y el plano neutro pasa por el centro del alambre. Si el radio de curvatura es suficientemente pequeño, las zonas más cercanas a la superficie habrán plastificado, mientras que el centro del alambre se mantendrá en régimen elástico. Si el radio es más grande, todo el alambre se encontrará en régimen elástico.

Fig. V-7. Perfil de tensiones en el diámetro perpendicular al plano neutro del alambre enrollado. Han plastificado las zonas superficiales, manteniéndose en régimen elástico la zona central.

b) Descarga.

Una vez que se suelta el alambre previamente enrollado, si éste no plastificó en ningún momento recuperará la forma recta y las tensiones serán nulas en toda la sección transversal. En el caso de que hubiera plastificado en las zonas superficiales, el alambre conservará una cierta curvatura remanente y tras la descarga elástica permanecerá un perfil de tensiones residuales como el de la figura V-8.

Fig. V-8. Perfil de tensiones residuales en el mismo plano de la figura V-7 tras la descarga.

c) Enderezado.

Al pasar por la máquina de flexiones rotativas, el alambre es sometido a una serie de giros alternativos, que se han simulado haciendo que el alambre adquiriera las curvatura de los distintos rodillos. En cada una de estas flexiones se producen perfiles de tensiones similares a los de la figura V-7, con la diferencia de que los radios de curvatura de los rodillos son bastante menores que los de los tambores de enrollado, por lo que es prácticamente seguro que el material plastificará en la zona superficial.

d) Descarga final.

El resultado es que después de pasar por la máquina enderezadora prácticamente no queda curvatura residual, pero sí se ha generado un perfil de tensiones residuales como el de la figura V-9. Dicho perfil dependerá fundamentalmente de los últimos rodillos, ya que las curvaturas a las que se somete el material son tan fuertes que le hacen perder la memoria de los procesos anteriores.

Fig. V-9. Perfil de tensiones residuales tras el paso por la máquina de flexiones rotativas en el diámetro perpendicular al plano neutro de giro.

Si el proceso se ha realizado con giros en un solo plano, el perfil de tensiones final será antisimétrico respecto al plano neutro. Además, en un reciente estudio Goes et al [B. Goes et al 1999] han supuesto que dicho perfil sólo depende de la distancia a dicho plano y no de la distancia al plano perpendicular, por lo que pudieron realizar un análisis en 2 dimensiones.

Los resultados de la simulación en 3 dimensiones parecen confirmar esta suposición. En la figura V-10 aparecen representadas las tensiones en todos los puntos de Gauss de la sección transversal del programa de elementos finitos en función de su distancia al plano neutro. Se aprecia cómo el estado de tensiones puede ser definido únicamente por el perfil de la figura V-9.

Fig. V-10. Tensiones residuales longitudinales en los distintos puntos de una sección transversal de un alambre que ha sufrido un proceso de enderezado por flexiones rotativas en un solo plano, en función de su distancia al plano neutro. Se aprecia que el estado tensional depende fundamentalmente de la distancia a dicho plano neutro y no de la distancia al plano perpendicular (comparar con figura V-9).

5.2.2.- SIMULACIÓN DEL PROCESO DE ENDEREZADO SOBRE UN ALAMBRE CON TENSIONES RESIDUALES.

Veamos ahora qué ocurre si hacemos pasar a un alambre trefilado como el descrito en el capítulo 2 a través de una máquina de flexiones rotativas.

El material parte con un perfil de tensiones residuales axisimétrico previo producido por el trefilado. En la figura V-11 se observa el perfil de tensiones que adquiere al pasar por el primer rodillo que no es más que la suma del perfil de tensiones residuales inicial y el creado por la curvatura (ver figura V-7).

Fig. V-11. Comparación del perfil de tensiones residuales inicial con el perfil de tensiones al paso por el primer rodillo de la máquina enderezadora.

Las curvaturas alternativas producidas por los rodillos provocan plastificaciones importantes en las zonas superficiales de los alambres, lo cual hace que el alambre vaya perdiendo memoria del proceso anterior. Esto se puede observar en la figura V-12 donde se comparan los perfiles de tensiones al pasar por sucesivos rodillos. Se puede comprobar que el tercer rodillo genera en el material un perfil de tensiones similar en cuanto a su forma al que tendría si el alambre hubiera partido sin tensiones residuales previas (ver figura V-7).

Fig. V-12. Comparación de los perfiles de tensiones al paso por los sucesivos rodillos.

El resultado es que, tras la descarga final, el perfil de tensiones residuales ha cambiado completamente (fig. V-13). La máquina de flexiones rotativas, también llamada "purgatorio", ha "roto" el estado de tensiones previo.

Fig. V-13. Comparación del perfil de tensiones residuales antes y después de pasar por la máquina de flexiones rotativas.

Este es el método utilizado para eliminar las tensiones residuales en la industria del alambre fino para neumáticos. El perfil final de tensiones dependerá del número de rodillos, de su diámetro y su disposición. En cualquier caso, las tensiones superficiales ya no tienen por qué ser uniformes ni el perfil será axisimétrico.

El gran inconveniente de este tratamiento es que la máquina de flexiones rotativas será tanto más efectiva cuanto más haga “sufrir” al material pero también mayor será el peligro de rotura del alambre.

5.3.- TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS.

5.3.1.- TRATAMIENTOS MECÁNICOS.

En capítulos anteriores se mostró cómo el estirado mecánico de los alambres por debajo del límite elástico del material podía modificar el perfil de tensiones residuales, reduciendo las tensiones superficiales de tracción.

Fig. V-14. Perfil de tensiones residuales de un alambre trefilado antes y después de un estirado mecánico a un 80% de su límite elástico (ver apartado 3.3).

El tratamiento mecánico podría ser, por tanto, un posible método para la reducción de las tensiones residuales. No obstante, tiene varios inconvenientes:

- Su efectividad es limitada. En el ejemplo experimental y numérico presentado en este texto (fig. V-14) después de cargar la probeta al 80% del límite elástico, la tensión residual longitudinal de tracción en la superficie se ha reducido en torno a un 35% (de 230 a 150 MPa).

- Para disminuir más las tensiones residuales habría que aumentar las cargas hasta la plastificación de toda la sección. Esto provocaría una pérdida de ductilidad importante para el alambre.
- Con este tipo de tratamientos se reducen las tensiones longitudinales, pero las circunferenciales no se van a ver muy afectadas.

5.3.2.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Otro posible camino para la eliminación de las tensiones residuales son los tratamientos térmicos. Se trata normalmente de recocidos contra tensiones. En la industria se suele utilizar un tratamiento llamado envejecido en el que la temperatura alcanzada por el alambre en el horno puede oscilar entre 350-500°C, según sean las propiedades exigidas al mismo.

La ventaja de este tipo de tratamientos es que reducen tanto las tensiones longitudinales como las circunferenciales. No obstante, cuentan con algunos inconvenientes:

- Si la permanencia a alta temperatura es baja, las propiedades mecánicas del alambre mejoran pero la eficiencia del tratamiento a la hora de reducir las tensiones residuales es pequeña. Así se obtiene el alambre envejecido.
- Si la permanencia a alta temperatura es larga, las tensiones residuales casi desaparecen pero las propiedades mecánicas como el límite elástico o la resistencia última, decrecen. Así se obtiene el alambre sobrenvejecido.

En el trabajo experimental realizado en esta tesis (ver apartado 2.6.2.) se dieron diferentes tratamientos térmicos a probetas de alambre ferrítico trefilado y los resultados confirmaron los comentarios anteriores:

- Un tratamiento a 400°C con una permanencia de 10 minutos reducía las tensiones residuales superficiales longitudinales de 230 a 175 MPa sin afectar a las propiedades mecánicas. Las circunferenciales pasaban de 180 a 110 MPa.

- Un tratamiento a 500°C con una permanencia de un par de horas reducía las tensiones superficiales longitudinales de 230 a 65 MPa y las circunferenciales de 180 a 25 MPa, pero las propiedades mecánicas del alambre también se habían visto reducidas, perdiendo parte del endurecimiento ganado con trabajo en frío del trefilado (el límite elástico pasaba de 475 a 400 MPa).

Los tratamientos de envejecido y sobrevejecido fueron habituales en la industria del alambre trefilado para el pretensado. No obstante, por las razones anteriormente mencionadas, han sido progresivamente abandonados y hoy en día prácticamente el único tratamiento posterior al trefilado que se utiliza para el alambre de pretensar es un tratamiento termomecánico llamado "estabilizado".

5.3.3.- TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS: ESTABILIZADO.

Ni el tratamiento térmico ni el mecánico resultan suficientemente eficaces para la eliminación de las tensiones residuales. Por esta razón, en la industria del alambre de pretensado se utiliza una combinación de ambos, es decir, un tratamiento termomecánico llamado "estabilizado".

El estabilizado consiste en calentar el alambre hasta unos 400 °C manteniendo aplicada, simultáneamente, una carga de tracción que suele variar entre 0,4-0,6 veces la carga de rotura. No obstante, los parámetros concretos de cada tratamiento siguen dependiendo de cada empresa.

El calentamiento puede realizarse mediante baterías de sopletes, en un baño de plomo fundido o en un horno de inducción. En cualquier caso, se trata de un calentamiento rápido con una permanencia muy corta y un enfriamiento muy lento.

La razón de la elección del tratamiento en el intervalo 400-450°C se puede ver claramente en las figuras V-15 y V-16 en las que se representa el comportamiento del acero de pretensar a diferentes temperaturas [R.H.U. Queiroz et al 1999]. Se aprecia que si el tratamiento se diera entre 100-300°C habría que subir mucho la carga para conseguir que el material plastificara y además en ese rango de temperaturas la ductilidad sería menor.

A 400 °C estamos ya dentro de una zona en la que el material tiene una mayor ductilidad a la vez que disminuye su límite elástico. Esto provoca que con tensiones del orden de 0,4-0,6 la resistencia del material a temperatura ambiente podamos lograr la plastificación casi completa de toda la sección sin que la ductilidad se vea apenas afectada.

Fig. V-15. Influencia de la temperatura en el límite elástico del acero de pretensar [R.H.U. Queiroz et al 1999].

Fig. V-16. Influencia de la temperatura en la reducción de sección del ensayo de tracción en el acero de pretensar [R.H.U. Queiroz et al 1999].

Utilizando el modelo de elementos finitos se ha reproducido un tratamiento de estabilizado sobre un alambre trefilado. Los parámetros utilizados han sido:

- Calentamiento rápido a 450 °C con una permanencia corta (se ha despreciado la relajación de tensiones producida por la temperatura).
- Carga simultánea hasta 0,5 veces la resistencia del material a temperatura ambiente.

En la figura V-17 aparece el perfil de tensiones residuales longitudinales del alambre trefilado previo al tratamiento. En la figura V-18 se puede observar la evolución de las tensiones en la sección transversal al ir cargando el material. Finalmente, en la figura V-19 aparecen comparados el perfil de tensiones residuales inicial y el que queda en el material después del tratamiento.

Fig. V-17. Perfil de tensiones residuales en el alambre inmediatamente después del trefilado.

Fig. V-18. Evolución de las tensiones en la sección transversal del alambre durante la carga.

Fig. V-19. Comparación de los perfiles de tensiones residuales antes y después del tratamiento.

En la figura V-20 se compara el perfil de tensiones obtenido tras el estabilizado con el que se habría obtenido con un simple estirado mecánico con la misma carga. Es evidente la mayor efectividad del estabilizado a la hora de eliminar las tensiones residuales. En el caso del tratamiento mecánico a una carga de 0,5 veces la resistencia a tracción, las tensiones residuales ni siquiera se habrían visto afectadas.

El tratamiento de estabilizado resulta muy eficaz para la eliminación de las tensiones residuales y además, como veremos en el capítulo siguiente, mejora el límite elástico y disminuye la relajación de los alambres trefilados. Como inconveniente principal se encuentra que es un tratamiento caro.

Fig. V-20. Comparación del perfil de tensiones residuales después del estabilizado y después de un estirado mecánico con la misma carga.

5.3.4.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES CIRCUNFERENCIALES Y RADIALES. COMBINACIÓN DE TRATAMIENTOS.

Normalmente se considera que son las tensiones residuales longitudinales las realmente importantes para el comportamiento del material a fatiga o a corrosión bajo tensión. Esto hace que no se preste atención a las tensiones circunferenciales y radiales, ya que se supone que su influencia no va a ser trascendente.

No obstante, estas tensiones tienen una influencia básica en la eficacia de los tratamientos mecánicos y termomecánicos que acabamos de estudiar.

Los resultados del modelo numérico muestran que tanto el perfil de tensiones radial como circunferencial tienen compresiones en el centro del alambre que pueden llegar a ser elevadas (400-500 MPa).

El objetivo de los tratamientos mecánicos y termomecánicos es conseguir la homogenización de las tensiones en la sección del alambre al cargarlo en tracción. Durante la carga el material comienza a plastificar en su parte superficial mientras el centro del alambre se mantiene en zona elástica. A partir de ese momento, al seguir cargando, las tensiones crecerán más en la zona central del alambre, contribuyendo de este forma a la homogenización buscada.

Si no existieran tensiones circunferenciales ni radiales, la zona central de plastificaría cuando alcanzara la tensión longitudinal el límite elástico del material. No obstante, al existir compresiones importantes radiales y circunferenciales en el centro del alambre, es fácil ver que, según el criterio de von Mises, el centro plastificará a tensiones bastante menores que la superficie, lo cual disminuye la eficacia en la homogenización de tensiones y por tanto perjudica al tratamiento de eliminación de tensiones residuales.

Un posible tratamiento que mejorara este aspecto consistiría en hacer pasar al alambre a través de una última matriz de reducción mínima antes del tratamiento de estabilizado. Como vimos en el apartado 5.1., las matrices de reducción mínima invierten y reducen los perfiles circunferenciales y radiales. Esto va a beneficiar la eficacia del tratamiento de estabilizado posterior.

En la figura V-21 se comparan los perfiles de tensiones residuales de un alambre inmediatamente después del trefilado, después de un tratamiento de estabilizado y después de un tratamiento combinado como el descrito anteriormente. Se observa como este último elimina casi por completo el perfil de tensiones residuales del alambre.

Fig. V-21. Comparación del perfil de tensiones residuales después de diferentes tratamientos.

5.4.- CONCLUSIONES.

En este capítulo se ha dado un repaso a los métodos utilizados en la industria para la eliminación de las tensiones residuales producidas por el trefilado, estudiando con el modelo numérico la eficacia de cada uno de ellos.

Las conclusiones principales extraídas del estudio se pueden resumir de la siguiente forma:

- El paso por una última matriz de reducción mínima cambia de forma significativa el perfil de tensiones residuales longitudinal, circunferencial y radial. Reduce las tracciones superficiales pudiendo llegar, incluso, a cambiar el signo de las mismas. Su gran inconveniente es la falta de estabilidad del tratamiento ya que cualquier pequeño desalineamiento del alambre o desgaste de la matriz pueden hacerlo ineficaz.
- La máquina enderezadora por flexiones rotativas “rompe” el estado de tensiones presente en el material, provocando una pérdida de memoria del alambre. El nuevo estado tensional dependerá del número de rodillos, de su diámetro y su disposición. Este es el sistema utilizado en la industria del alambre fino para neumáticos y su principal inconveniente es que, para provocar el estado deseado de tensiones, las sucesivas flexiones hacen “sufrir” mucho al alambre pudiendo llegar a provocar su rotura.
- Los tratamientos mecánicos y térmicos tienen una eficacia reducida en la eliminación de las tensiones residuales. Para llegar a reducir de forma importante las tensiones con tratamientos mecánicos habría que llegar a tensiones por encima del límite elástico del material y esto provocaría una disminución de la ductilidad del alambre y aumentaría el peligro de rotura en el procesado. En el caso de los tratamientos térmicos, habría que mantener permanencias largas a altas temperaturas y esto afectaría al resto de propiedades mecánicas del alambre, perdiendo parte del endurecimiento ganado con el trabajo en frío del trefilado.

- El estabilizado, tratamiento termomecánico característico de la industria del alambre de pretensar, es un método muy eficaz para la eliminación de las tensiones residuales longitudinales. Su principal inconveniente es que es un tratamiento caro, pero hoy en día resulta insustituible.

- Se ha puesto de manifiesto cómo la existencia de tensiones residuales circunferenciales y radiales de compresión en la zona central del alambre, disminuye la eficacia de los tratamientos mecánicos y termomecánicos. Para evitar este efecto, se ha propuesto la combinación de dos tratamientos, haciendo pasar al alambre a través de una matriz de reducción mínima antes del estabilizado. Se ha mostrado que un tratamiento de este tipo prácticamente elimina las tensiones residuales por completo.

- Finalmente, es importante señalar que si lo que se busca es eliminar las tensiones residuales, el estabilizado es un tratamiento muy eficaz. No obstante, en algunas aplicaciones lo que se pretende no es eliminar las tensiones residuales, sino conseguir invertirlas, es decir, alcanzar un estado de compresión en la superficie que mejore el comportamiento del alambre a fatiga o a corrosión bajo tensión. Desde este punto de vista, resultarían más convenientes los otros tratamientos, en los que variando los parámetros sí se puede llegar a ese estado superficial.

Capítulo 6

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LAS PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LAS PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS

6.1- PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.

Durante más de 150 años los alambres de acero trefilados han sido utilizados para la construcción de grandes puentes [R.M. Shemenski 1999a]. En la década de 1850 J. Horsfall descubrió la correlación entre la fina estructura de la perlita y el endurecimiento por deformación logrado por el trefilado. El tratamiento térmico necesario para obtener dicha microestructura, por el cual recibió una patente, es todavía llamado patentado. Esta nueva tecnología fue rápidamente aceptada y Roebling la utilizó cuando propuso el uso de cables de acero para el primer diseño del puente de Brooklyn. Su construcción comenzó en 1876 y fue abierto en 1883, estando todavía en uso hoy en día [M. Elices 1998].

Pero sin duda, uno de los más importantes usos de los aceros de alta resistencia es como armaduras activas en estructuras pretensadas. Aunque se hicieron varios intentos en el siglo XIX para aprovechar la combinación del hormigón trabajando a compresión y el acero a tracción, habría que esperar hasta que en 1920 Freyssinet utilizara alambres de acero trefilados para precomprimir el hormigón, naciendo así el concepto del hormigón pretensado.

En las últimas décadas, el pretensado ha experimentado un desarrollo espectacular. El resultado es que su empleo se ha extendido a condiciones cada vez más restrictivas, tales como tensiones iniciales más elevadas, temperaturas de trabajo distintas de la ambiente (reactores nucleares, depósitos de gases licuados),... [M. Elices 1988].

Como consecuencia de ello, han aumentado las exigencias en cuanto a las propiedades del acero trefilado, que podríamos resumir en los siguientes puntos [M.A. Astiz et al 1976, M. Elices 1977, D.L. Pellow 1983, A.B. Dove 1990, J. Tins 1996]:

- Altas resistencias (1.500-1.800 MPa).
- Suficiente ductilidad para evitar roturas frágiles ($> 4\%$).
- Baja relajación ($< 3.5\%$ a las 1000 h. cuando se carga al 80% de la resistencia).
- Alta resistencia a la corrosión y a la corrosión bajo tensión.
- Alta resistencia a la fatiga.

Los fabricantes siempre han intuitido que la presencia de tensiones residuales en los alambres trefilados podía perjudicar sus propiedades. Diversos trabajos han mostrado cómo la existencia de un perfil de tensiones residuales longitudinales con tracciones en la superficie perjudicaba el comportamiento de los alambres a corrosión bajo tensión [M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1976, M. Elices et al 1983, J.M. Campos y M. Elices 1986] y a fatiga [J. Llorca 1986, J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez 1989, 1997] al favorecer la formación de fisuras superficiales.

No obstante, hasta ahora nadie ha mostrado cómo las tensiones residuales pueden influir en el comportamiento del alambre en los dos ensayos exigidos por las distintas Normas para la aceptación de los alambres de pretensar: el ensayo de tracción y el de relajación.

En los capítulos anteriores, utilizando técnicas numéricas y experimentales, se ha mostrado que el trefilado produce un perfil de tensiones residuales en el alambre, con compresiones en el centro y tracciones en la superficie, se ha estudiado la influencia de los distintos parámetros del proceso de conformado y la posibilidad de modificar las tensiones residuales con tratamientos posteriores.

En este capítulo, se cerrará el estudio sobre las tensiones residuales en el trefilado, poniendo de manifiesto la influencia del perfil de tensiones residuales sobre el ensayo de tracción y el de relajación del alambre trefilado, que son los exigidos por norma. Para ello se volverán a combinar las técnicas numéricas y experimentales.

6.2.- INFLUENCIA DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN DE UN ALAMBRE TREFILADO.

6.2.1.- TRABAJO EXPERIMENTAL.

Para comprobar la influencia del perfil de tensiones residuales en el ensayo de tracción de un alambre trefilado se utilizó un alambión perlítico de 20 mm de diámetro que fue trefilado en condiciones controladas como el material descrito en el capítulo 2, hasta un diámetro de 18 mm (20% de reducción). La geometría de la matriz es la misma que la utilizada en ese caso. Se realizaron ensayos de tracción sobre el material antes y después del proceso de conformado (fig. VI-1).

El proceso de trefilado se reprodujo con el modelo numérico. La ley tensión-deformación del material introducida como dato de partida del programa fue la obtenida en el ensayo sobre el material sin trefilar. Una vez reproducido el paso por la matriz, se simuló un ensayo de tracción sobre el alambre trefilado y se comprobó que el programa de elementos finitos predecía adecuadamente el comportamiento del alambre después del procesado (fig. VI-1 y tabla VI-1), recogiendo el momento de pérdida de linealidad de la curva tensión-deformación, el límite elástico y la tensión máxima.

Tabla VI-1. Comparación de las propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tracción del material perlítico trefilado con las obtenidas en la simulación numérica.

	E (GPa)	σ_{prop} (MPa)	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	$\epsilon_{\sigma_{max}}$ (%)
ENSAYO	187	460	940	1115	2,2
CÁLCULO	192	470	947	1119	1,8

Fig. VI-1. Comparación del ensayo de tracción sobre el material perlítico con los resultados de la simulación por elementos finitos.

6.2.2.- EVOLUCIÓN DE LA TENSIÓN EN LA SECCIÓN TRANSVERSAL DEL ALAMBRE TREFILADO DURANTE UN ENSAYO DE TRACCIÓN.

El modelo numérico nos permitió estudiar la evolución del perfil de tensiones en el ensayo de tracción sobre el material perlítico trefilado que acabamos de describir.

En un ensayo de tracción sobre un material sin tensiones residuales la probeta se irá cargando de forma elástica hasta alcanzar, en toda la sección a la vez, su límite de elasticidad, momento a partir del cual comenzará a plastificar y se perderá la proporcionalidad de la ley tensión-deformación (figs. VI-2 y VI-3).

Fig. VI-2. Ejemplo de curva tensión-deformación para un material sin tensiones residuales.

Fig. VI-3. Evolución de las tensiones residuales en un ensayo de tracción en la sección transversal del alambre sin tensiones residuales de la figura VI-2.

Como hemos visto en capítulos anteriores, en un alambre de acero trefilado existe un perfil de tensiones residuales con compresiones en el centro y tracciones en la superficie. En un ensayo de tracción, al comenzar a cargarse la probeta, la tensión crecerá de forma elástica en toda la sección hasta el momento en que la zona superficial llegue a su límite elástico (paso 2 en figura VI-5). En ese momento comenzará a plastificar la superficie del alambre y se perderá la proporcionalidad de la ley tensión-deformación del material (fig VI-4), aunque el nivel de tracciones siga siendo muy bajo en el centro del alambre, el cual incluso puede estar sometido todavía a compresiones.

Fig. VI-4. Curva tensión-deformación para el alambre trefilado descrito en el apartado anterior.

En otras palabras, el alambre trefilado comenzará a plastificar parcialmente a tensiones inferiores a las que cabría esperar para el material endurecido sin tensiones residuales.

Fig. VI-5. Evolución de las tensiones en un ensayo de tracción en la sección transversal del alambre trefilado descrito en el apartado anterior.

6.2.3.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA CURVA TENSIÓN-DEFORMACIÓN Y EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ALAMBRE TREFILADO.

En el capítulo 4 se mostró cómo una disminución del ángulo de entrada de la matriz y un aumento de la zona de salida provocaban una disminución del perfil de tensiones residuales resultante en el alambre.

Para estudiar la influencia del perfil de tensiones residuales en el ensayo de tracción de un alambre trefilado se ha simulado con el programa de elementos finitos el paso del material perlítico descrito anteriormente a través de una matriz de trefilado, para dos ángulos de entrada diferentes, uno estándar (8°), como el utilizado para el alambre del apartado 6.2.1., y otro reducido (4°), que según lo expuesto anteriormente, provocará un menor perfil de tensiones residuales:

- Matriz 1: ángulo de entrada= 4° , zona de salida/diámetro final=0.5
- Matriz 2: ángulo de entrada= 8° , zona de salida/diámetro final=0.3

A continuación se simuló un ensayo de tracción sobre los alambres trefilados. En la figura VI-6 se compara la curva tensión-deformación obtenida para los dos alambres. Se aprecia cómo el alambre trefilado con un ángulo estándar (8°), que tiene más tensiones residuales, comienza a plastificar parcialmente antes, lo que hace disminuir el límite de proporcionalidad y el límite elástico convencional al 0,2% de una forma importante (tabla VI-2).

Fig. VI-6. Comparación de la curva tensión-deformación obtenida con el modelo de elementos finitos para dos alambres perlíticos trefilados, uno con un ángulo de entrada de 4° y otro con uno de 8° .

Tabla VI-2. Comparación de las propiedades mecánicas obtenidas con el modelo de elementos finitos para dos alambres trefilados, uno con un ángulo de entrada de 4° y otro con uno de 8° .

	E (GPa)	σ_{prop} (MPa)	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	$\epsilon_{\sigma_{max}}$ (%)
Matriz1	198	800	1040	1123	1,7
Matriz2	192	445	930	1125	1,8

La influencia de las tensiones residuales se ve todavía mejor si se dibuja la curva tensión-deformación plástica, es decir, si eliminamos la parte elástica de la deformación. En la figura VI-7 se observa cómo el alambre con más tensiones residuales comienza a plastificar a tensiones muy inferiores.

Fig. VI-7. Comparación de la curva tensión-deformación plástica obtenida con el modelo de elementos finitos para dos alambres trefilados con dos matrices diferentes.

Los resultados obtenidos con el modelo de elementos finitos muestran de forma clara la importancia del perfil de tensiones residuales en el ensayo de tracción de un alambre trefilado. Modificando tan sólo uno de los parámetros del proceso, como es la geometría de la matriz, se puede aumentar casi al doble la tensión a la que comienza a plastificar el material y el límite elástico convencional al 0,2% puede incrementarse en más de un 10%.

Por otra parte, numerosos trabajos han tratado de predecir las propiedades mecánicas de los alambres trefilados basándose exclusivamente en las deformaciones que se alcanzan durante el proceso [M. Niedzwiedz y E. Pyka 1982, E. Aernoudt 1989, L. Persson 1996, A.D. Hajare 1996]. Los resultados del presente trabajo demuestran que también es necesario tener en cuenta cómo se ha producido dicha deformación, la posible inhomogeneidad de la sección transversal y, sobre todo, el perfil final de tensiones residuales del material trefilado.

6.2.4.- INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS POSTERIORES EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN DEL ALAMBRE TREFILADO.

Para comprobar la influencia de los tratamientos posteriores al trefilado descritos en el capítulo 5 en el ensayo de tracción de un alambre trefilado se ha simulado numéricamente sobre el material perlítico trefilado descrito en el apartado 6.2.1:

- un paso por una matriz de reducción mínima (1% de reducción)
- un tratamiento de estabilizado (400°C y carga de 0,4 resistencia)

En la figura VI-8 se comparan los perfiles de tensiones residuales longitudinales obtenidos tras los distintos tratamientos y en la figura VI-9 se recogen los resultados de la simulación numérica del ensayo de tracción sobre el material simplemente trefilado, después del paso por la matriz de reducción mínima y después del tratamiento de estabilizado. En la tabla VI-3 se muestran los valores de las principales propiedades mecánicas de dichos alambres.

Tabla VI-3. Influencia de los tratamientos posteriores sobre las propiedades mecánicas del material trefilado en condiciones controladas descrito al inicio de este capítulo.

	E (GPa)	σ_{prop} (MPa)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	$\epsilon_{\sigma_{\text{max}}}$ (%)
Trefilado	187	460	940	1115	2,2
Ult. Matriz	191	647	1065	1131	1,7
Estabilizado	190	990	1190	1270	1,9

Fig. VI-8. Perfiles de tensiones residuales después de los diferentes tratamientos.

Fig. VI-9. Influencia de los tratamientos posteriores sobre el ensayo de tracción del material perlítico trefilado en condiciones controladas descrito al inicio de este capítulo.

Los resultados muestran que ambos tratamientos, al reducir el perfil de tensiones residuales longitudinales, mejoran de forma importante el límite elástico del alambre. Además, el tratamiento de estabilizado, al producir una plastificación del alambre, eleva la resistencia final.

6.2.5.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA RELACIÓN $\sigma_{0.2\%}/\sigma_{\max}$. ESPECIFICACIONES SEGÚN LAS NORMAS.

En los apartados anteriores se ha comprobado que la presencia de un perfil de tensiones residuales en el alambre trefilado puede hacer disminuir el valor del límite elástico, sin afectar de forma importante a la tensión máxima. Esto provoca una disminución de la relación $\sigma_{0.2\%}/\sigma_{\max}$.

Esto es importante, ya que las distintas normas internacionales (ASTM-A421-91, BS-2691, Model Code CEB-FIP, EHE-UNE 36094) establecen que los alambres de acero para pretensar deben cumplir que la relación entre su límite elástico al 0,2% y su tensión máxima debe estar entre 0,85-0,95.

La exigencia de un límite inferior para esta relación tiene su justificación en que los alambres de bajo límite elástico presentan una serie de inconvenientes [M.A. Astiz et al 1976, M. Elices 1977, 1988]:

- Fuertes pérdidas por relajación.
- Imprecisión en la correspondencia entre tensiones y alargamientos durante el tesado.
- Disminución de la resistencia de la viga a fisuración.
- Alargamientos excesivos al introducir las tracciones del pretensado.

Además del límite inferior del 85%, las normas suelen proponer valores óptimos que se encuentran en torno al 90-93%. Por ejemplo, la norma francesa considera que la forma más favorable del diagrama tensión-deformación es aquella que presenta un límite elástico al 0,1% igual al 90% de la resistencia a tracción, lo que equivale aproximadamente a un límite elástico convencional al 0,2% del orden del 92,5% de la resistencia a tracción. El código modelo CEB-FIP propone que los valores óptimos para el límite elástico están en un 90% para los alambres normales y un 93% de la resistencia máxima para los alambres de baja relajación. Además, la norma española EHE exige que el límite inferior del 85% lo cumplan no sólo los valores mínimos garantizados, sino también los correspondientes a cada uno de los alambres ensayados.

En el caso del alambre estudiado en el apartado 6.2.1, los resultados obtenidos muestran cómo, incluso con geometrías de matriz habituales, el perfil de tensiones residuales generado en el alambre provoca una disminución de la relación $\sigma_{0,2\%}/\sigma_{\max}$ que puede hacer inaceptable el material, al no cumplir las especificaciones establecidas por la norma a este respecto.

Los tratamientos posteriores disminuyen las tensiones residuales, aumentan la relación $\sigma_{0,2\%}/\sigma_{\max}$ y evitan este problema (tabla VI-4).

Tabla VI-4. Relación $\sigma_{0,2\%}/\sigma_{\max}$ para los distintos alambres estudiados en el apartado 6.1.4.

	E (GPa)	σ_{prop} (MPa)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	$\sigma_{0,2\%}/\sigma_{\max}$
Trefilado	187	460	940	1115	0,84
Ult. Matriz	191	647	1065	1131	0,94
Estabilizado	190	990	1190	1270	0,93

6.2.6.- CONCLUSIONES.

La influencia del perfil de tensiones residuales generado por el trefilado en el ensayo de tracción de un alambre de acero se puede resumir en los siguientes puntos:

- La existencia de un perfil de tensiones residuales longitudinales con tracciones en la superficie y compresiones en el centro del alambre, provoca que, en el ensayo de tracción, el material comience a plastificar en la zona superficial a tensiones inferiores a las que cabría esperar para el material sin tensiones residuales.
- Esta plastificación parcial hace disminuir el límite elástico del alambre, sin afectar de forma importante a la tensión de rotura.
- La Normativa del acero de pretensar exige que la relación $\sigma_{0.2\%}/\sigma_{\max}$ sea superior a 0,85. Se ha comprobado con un ejemplo real que las tensiones residuales provocan una disminución de dicha relación que puede hacer al material inaceptable según Norma.
- Los tratamientos posteriores descritos en el capítulo 5, al disminuir el perfil de tensiones residuales, aumentan el límite elástico del alambre. Además, el estabilizado aumenta también la tensión de rotura al producir una plastificación del material.

6.3.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA RELAJACIÓN DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.

6.3.1.- INTRODUCCIÓN.

La relajación de tensiones es el fenómeno de pérdida de tensión que sufre un material cuando, sometido a una tensión inicial dada, se mantiene constante su deformación [V. Sánchez-Gálvez 1975]. Normalmente la relajación se suele expresar como porcentaje de tensión perdida respecto a la inicial.

En el hormigón pretensado las armaduras activas son las encargadas de suministrar la fuerza de pretensado al hormigón y para ello se las somete a una tensión de tracción inicial muy elevada. Sin embargo, esta tensión disminuye paulatinamente por diversas causas: deslizamientos de los anclajes, fluencia y retracción del hormigón, relajación del acero,... Esta pérdida de tensión se traduce en una disminución de la fuerza de pretensado y consecuentemente en una menor seguridad de la estructura.

La importancia del fenómeno de la relajación de los alambres de pretensar ha llevado a que las distintas especificaciones internacionales exijan ensayos de relajación para la aceptación de los alambres trefilados. Incluso se ha dado el nombre de "alambres de baja relajación" a los alambres estabilizados que cumplen que la relajación después de 1000 horas cargados al 70% de su carga de rotura es inferior al 2,5%.

Todo esto impulsó a muchos investigadores a realizar una gran cantidad de ensayos de relajación, lo cual permite que hoy en día se conozcan con suficiente aproximación la forma de las leyes de relajación hasta tiempos del orden de 15 años, que es la duración de los ensayos más largos realizados.

También se ha estudiado la influencia que tienen sobre la relajación distintos factores como la tensión inicial, la temperatura o los distintos tratamientos posteriores al trefilado.

En la mayoría de estos trabajos se señala que la existencia de tensiones residuales en el alambre puede resultar negativa desde el punto de vista de la relajación, no obstante hasta ahora nadie ha puesto de manifiesto dicha influencia. En este apartado se mostrará cómo una disminución en el perfil de tensiones residuales puede mejorar de forma importante el comportamiento de los alambres en relajación. Para ello se han realizado una serie de ensayos de relajación sobre el alambre ferrítico trefilado en condiciones controladas descrito en el capítulo 2.

6.3.2.- ANTECEDENTES.

Los numerosos ensayos realizados en los últimos cuarenta años han permitido conocer de una forma empírica la influencia de numerosos factores en el fenómeno de la relajación. En este apartado se resumen los resultados fundamentales que será necesario tener en cuenta en nuestro estudio sobre la influencia de las tensiones residuales:

- a) La tensión inicial es, junto con la temperatura, el factor que tiene un mayor efecto en el fenómeno de la relajación. A la vista de los numerosos estudios existentes [P. Guidugli y F. Selleri 1966, Etienne y Van't Spijker 1967], el efecto de la tensión inicial sobre la relajación se puede resumir en los siguientes puntos [V. Sánchez Gálvez 1975]:
 - Existe un umbral de tensiones en torno al 50% de la tensión de rotura, por debajo del cual no se detectan pérdidas por relajación.
 - Por encima de dicho umbral, la relajación crece rápidamente con la tensión inicial (fig. VI-10).
- b) La influencia del preestirado también ha sido objeto de estudio por numerosos autores y los resultados no han sido concluyentes. Con el término preestirado nos estamos refiriendo al tratamiento mecánico consistente en someter al acero a una tensión igual o superior a la tensión inicial del proceso de relajación, previamente al anclaje. Algunos autores han encontrado que el preestirado tiene un efecto beneficioso al reducir la relajación posterior [F. Dumas 1969, Etienne 1967]. Otros, sin embargo, sostienen que el efecto del preestirado es insignificante [F.W. Gifford 1953, S. Kajfasz 1958, D. Magura et al 1964].

Fig. VI-10. Influencia de la tensión inicial en la relajación de los alambres trefilados [V. Sánchez Gálvez 1975].

c) La posible correlación entre las propiedades mecánicas de los aceros y su comportamiento frente a la relajación ha sido objeto de numerosas investigaciones sin resultado positivo. Casi todos los autores coinciden en afirmar que no existe correlación entre propiedades mecánicas y relajación excepto para el límite elástico: la relajación disminuye cuando el límite elástico aumenta [J.L. Bannister 1957, F. Levi 1958, K.V. Mihailov 1968].

d) No obstante, otros autores [V. Sánchez-Gálvez y M. Elices 1986] establecieron una correlación entre los ensayos de tracción y relajación en aceros trefilados envejecidos artificialmente. A partir de la región de deformaciones plásticas pequeñas de un ensayo de tracción (llamada también zona preplástica) eran capaces de deducir la curva de relajación de dichos aceros.

e) Desde el punto de vista de los tratamientos posteriores al trefilado, los diferentes estudios han mostrado que el tratamiento de estabilizado disminuye de forma significativa la relajación del alambre [P. Estellés 1968, J.L. Bannister 1968, J. Betanzos y J.I. Orbegoza 1971]. Sin embargo, el tratamiento de envejecido puede mejorar o empeorar la relajación dependiendo de la temperatura y la duración del mismo [G.T. Spare 1952, J.L. Bannister 1953, K.V. Mihailov 1968].

6.3.3.- ENSAYOS DE RELAJACIÓN.

Con el objetivo de poner de manifiesto la influencia de las tensiones residuales “sobre la relajación de los alambres trefilados se realizaron ensayos de relajación a 200 horas sobre el alambre ferrítico trefilado en condiciones controladas descrito en el capítulo 2. La carga inicial elegida fue un 70% de la carga de rotura (350 MPa), tal y como propone la Norma ASTM E328-86 de ensayos de relajación sobre alambres.

Tanto numérica como experimentalmente se conocían los niveles de tensiones residuales de estos alambres (ver apartados 2.5.3.1 y 3.3.4). Incluso se había modificado el perfil de tensiones con tratamientos térmicos y mecánicos (ver apartados 2.6 y 3.3.4).

Para estudiar el efecto de las tensiones residuales era necesario modificar con algún tipo de tratamiento el perfil inicial de las mismas, pero a la vez era conveniente que dichos tratamientos no afectaran a las propiedades mecánicas del material, de forma que los alambres pudieran ser ensayados en las mismas condiciones y se pudieran comparar los resultados. Debido a esto se eligieron los siguientes alambres para ser ensayados:

- Alambre 1: Alambre ferrítico trefilado sin tratamiento posterior.
- Alambre 2: Alambre ferrítico trefilado tratado mecánicamente (trat. 3, ver apartado 2.6.1) con una carga del 70% de su límite elástico (334 MPa).
- Alambre 3: Alambre ferrítico trefilado tratado térmicamente (trat. 4, ver apartado 2.6.2) con una permanencia de 10 minutos a 400 °C y enfriamiento lento.
- Alambre 4: Alambre ferrítico trefilado tratado mecánicamente (trat. 5, ver apartado 2.6.1) con una carga del 82% de su límite elástico (389 MPa).

Las propiedades mecánicas y las tensiones residuales longitudinales medidas en la superficie de los distintos alambres se resumen en la tabla VI-5.

Tabla VI-5. Propiedades mecánicas y tensiones residuales superficiales medidas por difracción de rayos X en los alambres ensayados.

Alambre	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	σ_{ult} (MPa)	$\sigma_{residual}$ (MPa)
1	475	500	235
2	477	502	205
3	470	498	175
4	482	500	151

Como se puede observar las propiedades mecánicas eran similares en los cuatro alambres, lo que permitió que fueran ensayados bajo la misma carga (70% de la carga de rotura, es decir, 350 MPa).

Fig. VI-11. Ensayos de relajación sobre el alambre 1.

Se realizaron tres ensayos para cada alambre con una duración de 200 horas, sin que hubiera diferencias significativas en los resultados para un mismo tipo de alambre. En las figuras VI-11 a VI-14 se recogen los registros de dichos ensayos.

Fig. VI-12. Ensayos de relajación sobre el alambre 2.

Finalmente, en la figura VI-15 se comparan los resultados de los ensayos para los distintos alambres. Se puede observar un descenso de la relajación para los alambres con un menor nivel de tensiones residuales.

Fig. VI-13. Ensayos de relajación sobre el alambre 3.

Fig. VI-14. Ensayos de relajación sobre el alambre 4.

Fig. VI-15. Comparación de los resultados de los ensayos para los distintos alambres.

6.3.4.- DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS.

Se han ensayado cuatro alambres con las mismas características mecánicas y diferentes perfiles de tensiones residuales. Los resultados de los ensayos muestran que el comportamiento del alambre en relajación mejora significativamente al disminuir el perfil de tensiones residuales.

El alambre trefilado sin tratamiento posterior (alambre 1) tiene tensiones residuales del orden de 230 MPa en la zona superficial. Esto provoca que al cargar el material al 70% de su tensión de rotura (350 MPa), toda la zona superficial plastifique, quedando cargada con tensiones del orden del 95% de su tensión de rotura. Como se comentó en el apartado 6.3.2 (ver figura VI-10), la relajación es muy sensible a la tensión inicial, por lo que el aumento en la tensión inicial en la zona superficial provoca un incremento importante de la relajación en esa zona. Disminuyendo los niveles de las tensiones residuales superficiales, bien sea con tratamientos térmicos (alambre 3) bien sea con tratamientos mecánicos (alambre 4), se produce una mejora significativa del comportamiento del material.

En la literatura no se ha llegado a resultados concluyentes sobre si un preestirado anterior a la carga definitiva mejora o no el comportamiento del alambre a relajación. Algunos autores piensan que el preestirado a una tensión superior a la que va a estar sometido el material disminuye la relajación, mientras que otros sostienen que no tiene un efecto significativo. Una posible explicación de esta discrepancia hay que buscarla en el hecho de que hasta ahora no se han tenido en cuenta los niveles de tensiones residuales. Los resultados de los ensayos realizados en este trabajo indican que la eficacia del preestirado dependerá de si este tratamiento afecta al perfil de tensiones residuales. Por ejemplo, en un alambre estabilizado con un perfil de tensiones residuales muy bajo, un estirado mecánico por debajo del límite elástico probablemente no llegue a modificar el nivel de tensiones ni a mejorar el comportamiento a relajación. Sin embargo, en un alambre trefilado sin tratamiento posterior, con un nivel de tensiones residuales alto (alambre 1), un estirado mecánico al 80% de su límite elástico (alambre 4) puede reducir el perfil de tensiones residuales y mejorar significativamente el comportamiento del material a relajación.

Por otra parte, ni siquiera hace falta que el estirado supere la carga a la que va a estar sometido el alambre. Por ejemplo, en el caso del alambre 2 se ha sometido al material a una precarga (334 MPa) inferior a la que se le dio posteriormente en el ensayo de relajación (350 MPa). No obstante, este tratamiento fue suficiente para suavizar ligeramente el perfil de tensiones residuales y disminuyó la relajación.

La influencia de las tensiones residuales en la relajación es clara también si tenemos en cuenta que el modelo establecido por Sánchez-Gálvez y Elices [V. Sánchez-Gálvez y M. Elices 1986] relaciona la relajación con la zona preplástica de la curva tensión-deformación de un ensayo de tracción. Como vimos en el apartado 6.2, las tensiones residuales tienen una gran influencia en la forma de la curva tensión-deformación en la zona de pequeñas deformaciones plásticas (ver figura VI-7).

Por lo que respecta a los tratamientos posteriores, el estabilizado es un tratamiento muy eficaz para mejorar el comportamiento a relajación, ya que disminuye el perfil de tensiones residuales y aumenta el límite elástico. Los tratamientos térmicos, como vimos en el apartado 2.6.2, si bien reducen el perfil de tensiones, también pueden afectar a las propiedades mecánicas, haciendo perder al alambre parte del endurecimiento logrado en el trefilado. Por eso no es de extrañar que en la literatura se encuentren ejemplos de tratamientos térmicos que aumentan la relajación.

En definitiva, los resultados de los ensayos muestran que uno de los motivos por los que todavía no se ha establecido una correlación clara entre las propiedades mecánicas y la relajación de los alambres trefilados es que no se ha tenido en cuenta el estado de tensiones residuales. La existencia de un perfil de tensiones residuales en el material puede perjudicar su relajación y dos alambres con las mismas propiedades mecánicas y distintos perfiles de tensiones residuales pueden tener comportamientos significativamente diferentes a relajación.

6.3.5.- CONCLUSIONES.

Los ensayos de relajación realizados en esta tesis sobre alambres trefilados permiten llegar a las siguientes conclusiones:

- La existencia de un perfil de tensiones residuales en el alambre trefilado con tracciones en la superficie provoca que cuando se carga el material al 70% de su carga de rotura, tal y como exigen las normas de ensayo, la tensión inicial que realmente está soportando en la superficie es mayor, pudiendo llegar incluso a la plastificación y aumentando la relajación.
- Alambres con las mismas propiedades mecánicas pueden tener relajaciones diferentes si sus niveles de tensiones residuales son distintos.
- La eficacia de los tratamientos de preestirado dependerá de si suavizan o no el perfil de tensiones residuales.
- El estabilizado es un tratamiento muy eficaz para mejorar el comportamiento a relajación al disminuir el perfil de tensiones residuales y aumentar el límite elástico. El envejecido (trat. térmico) mejorará o empeorará el comportamiento a relajación dependiendo de la temperatura y la duración del tratamiento. Actualmente, el aumento de las exigencias en cuanto a las propiedades de los alambres provoca que el envejecido esté siendo abandonado y el estabilizado se haya convertido en un tratamiento inevitable.
- Cualquier correlación entre las propiedades mecánicas y el comportamiento a relajación deberá tener presente el estado de tensiones residuales del alambre.

Capítulo 7

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

7.1.- CONCLUSIONES.

El trabajo de investigación desarrollado en esta tesis ha consistido en un estudio, combinando técnicas numéricas y experimentales, de las tensiones residuales generadas en los alambres de acero durante el proceso de trefilado, tratando de explicar los tres aspectos básicos del problema:

- La generación de las tensiones residuales durante el conformado del material, así como la influencia en las mismas de los distintos parámetros del proceso de trefilado.
- La modificación del perfil de tensiones residuales del alambre mediante los tratamientos posteriores al trefilado.
- Y la influencia de las tensiones residuales en las propiedades exigidas por Norma para la aceptación de los alambres de acero para pretensar.

Los resultados obtenidos permiten llegar a las siguientes conclusiones:

7.1.1.- GENERACIÓN DE LAS TENSIONES RESIDUALES E INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DEL PROCESO DE TREFILADO.

- Se ha comprobado numérica y experimentalmente que el paso a través de la matriz de trefilado provoca un perfil de tensiones residuales axisimétrico en el alambre con tracciones en la superficie y compresiones en el centro, tanto en dirección longitudinal como circunferencial. La inhomogeneidad en la deformación es la principal responsable del mismo.

- Para caracterizar experimentalmente (difracción de rayos X) el estado de tensiones residuales en la superficie del alambre trefilado es necesario realizar muchas medidas porque cualquier pequeño defecto o desalineamiento puede modificar dicho perfil en algunos puntos. Además, hay que tener en cuenta que las tensiones longitudinales estarán distorsionadas en una zona cercana al borde de la probeta comparable con el diámetro de la muestra.

- La geometría de la matriz de trefilado tiene una influencia decisiva en el perfil de tensiones residuales final del alambre. Para disminuir dicho perfil se propone:

- Disminuir el semiángulo de reducción desde los ángulos estándar (6° - 8°) hasta ángulos del orden de 3° - 4° .
- Mantener zonas de salida horizontales del orden de 0,5 veces el diámetro de salida.
- Suavizar el contacto entre la zona de reducción y la de salida.
- Mantener los porcentajes de reducción por paso en el intervalo 15-25 %.

- La mejora en los lubricantes y las refrigeraciones intermedias han permitido un eficaz control de la temperatura durante el proceso. La influencia del coeficiente de rozamiento y la temperatura sobre las tensiones residuales es más bien indirecta, ya que un mal coeficiente de rozamiento o el peligro de un aumento excesivo de las temperaturas pueden hacer cambiar los parámetros del proceso, disminuyendo por ejemplo las reducciones por paso, lo cual puede afectar de forma importante a las tensiones residuales.

- La existencia de una fuerza de tirado trasera (back pull) disminuye la presión resistida por las matrices durante el trefilado. Desde el punto de vista de las tensiones residuales, al aumentar el back pull aumentan ligeramente las tensiones de tracción en la zona superficial.

- Se ha puesto de manifiesto numérica y experimentalmente cómo las altas velocidades de deformación que se alcanzan en los modernos procesos de trefilado (superando incluso los 1.000 s^{-1}) pueden modificar de forma apreciable el flujo del material durante el conformado, afectando a parámetros como la fuerza de trefilado o las tensiones residuales. Se hace necesario, por tanto, comprobar cuál es el comportamiento del material en las condiciones que sufre durante el proceso real.

- Se ha realizado un primer acercamiento a la modelización de la anisotropía en los alambres perlíticos trefilados mediante un modelo simple basado en el criterio de Hill, haciendo depender los coeficientes de anisotropía de la deformación. Los resultados del modelo indican que tener en cuenta la anisotropía no lleva a un cambio en la forma de los perfiles de tensiones residuales, aunque sí puede variar los valores numéricos de los mismos. Suponer al material isótropo nos conduce a una sobrestimación de las tensiones residuales en las últimas pasadas del proceso, donde el alambre ya ha adquirido una textura marcada.

7.1.2.- MODIFICACIÓN DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES MEDIANTE TRATAMIENTOS POSTERIORES AL TREFILADO.

- Modificando adecuadamente los parámetros del proceso se puede reducir el perfil de tensiones residuales resultante, pero aún así, el alambre trefilado tendrá al final del proceso un perfil de tensiones residuales longitudinales y circunferenciales con tracciones en la superficie que pueden llegar a ser importantes para las propiedades del material. Esto justifica que en la industria se utilicen una serie de tratamientos posteriores para reducir dicho perfil.

- El paso por una última matriz de reducción mínima cambia de forma significativa el perfil de tensiones residuales, reduciendo las tracciones superficiales y pudiendo llegar incluso a cambiar el signo de las mismas. Su gran inconveniente es la falta de estabilidad del tratamiento porque cualquier pequeño desalineamiento o desgaste de la matriz pueden hacerlo ineficaz, ya que la zona de contacto matriz-alambre es muy pequeña.

- La máquina enderezadora por flexiones rotativas "rompe" el estado de tensiones presente en el material, provocando una pérdida de memoria del alambre. El nuevo estado tensional dependerá del número de rodillos, de su diámetro y de su disposición. Este es el sistema utilizado en la industria del alambre fino para neumáticos para eliminar el perfil de tensiones residuales. Su principal inconveniente es que, para provocar el estado deseado de tensiones, las sucesivas flexiones hacen "sufrir" mucho al alambre, pudiendo llegar a provocar su rotura.

- Los tratamientos mecánicos y térmicos tienen una eficacia reducida en la eliminación de las tensiones residuales. Para llegar a reducir de forma importante las tensiones con tratamientos mecánicos habría que llegar a tensiones por encima del límite elástico del material y esto provocaría una disminución de la ductilidad del alambre y aumentaría el peligro de rotura en el procesado. En el caso de los tratamientos térmicos, habría que mantener permanencias largas a altas temperaturas y esto afectaría al resto de propiedades mecánicas del alambre, perdiendo parte del endurecimiento ganado en la deformación provocada por el trefilado.
- El estabilizado, tratamiento termomecánico característico de la industria del alambre de pretensar, es un método muy eficaz para la eliminación de las tensiones residuales longitudinales. Su principal inconveniente es que es un tratamiento caro, pero hoy en día resulta insustituible.

7.1.3.- INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LAS PROPIEDADES DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.

- La existencia de un perfil de tensiones residuales longitudinales con tracciones en la superficie y compresiones en el centro del alambre, provoca que, en el ensayo de tracción, el material comience a plastificar en la zona superficial a tensiones inferiores a las que cabría esperar para el material sin tensiones residuales. Esta plastificación parcial hace disminuir el límite elástico del alambre, sin afectar de forma importante a la tensión de rotura.
- La Normativa del acero de pretensar exige que la relación $\sigma_{0.2\%}/\sigma_{\max}$ sea superior a 0,85. Se ha comprobado con un ejemplo real que las tensiones residuales provocan una disminución de dicha relación que puede hacer al material inaceptable según Norma.
- La existencia de un perfil de tensiones residuales en el alambre trefilado con tracciones en la superficie provoca que cuando se carga el material al 70% de su carga de rotura, tal y como exigen las normas de ensayo de relajación, la tensión inicial que realmente está soportando en la superficie es mayor, pudiendo llegar incluso a la plastificación y aumentando la relajación. Alambres con las mismas propiedades mecánicas pueden tener relajaciones diferentes si sus niveles de tensiones residuales son distintos.

- La eficacia de los tratamientos de preestirado para el comportamiento a relajación de los alambres dependerá de si suavizan o no el perfil de tensiones residuales.
- El estabilizado es un tratamiento muy eficaz para mejorar el comportamiento a relajación al disminuir el perfil de tensiones residuales y aumentar el límite elástico. El envejecido (trat. térmico) mejorará o empeorará el comportamiento a relajación dependiendo de la temperatura y la duración del tratamiento. Actualmente, el aumento de las exigencias en cuanto a las propiedades de los alambres provoca que el envejecido esté siendo abandonado y el estabilizado se haya convertido en un tratamiento inevitable.
- Cualquier correlación entre las propiedades mecánicas y el comportamiento a relajación deberá tener presente el estado de tensiones residuales del alambre.

7.2.- TRABAJO FUTURO.

En este trabajo se ha puesto de manifiesto la importancia de las tensiones residuales en el proceso de trefilado, estudiando cómo se generan, cómo se pueden modificar y cómo influyen en las propiedades finales de los alambres. Los resultados obtenidos dejan abiertos una serie de caminos que deberían servir para profundizar en el conocimiento del problema de las tensiones residuales, con el objetivo último de controlar y mejorar las propiedades de los alambres de acero trefilado utilizados para el hormigón pretensado:

- Correlacionar los valores de las macrotensiones calculadas con las medidas de rayos X en la fase ferrita de alambres perlíticos.
- Medir experimentalmente un perfil completo de tensiones residuales en un alambre perlítico trefilado combinando la difracción de rayos X con la de neutrones.
- Tratar de conocer mejor el comportamiento de la fase cementita, paso previo a cualquier modelo micromecánico.
- Modelizar la anisotropía con un modelo micromecánico que tenga en cuenta la formación de la textura en la ferrita y el progresivo alineamiento de las láminas de cementita.
- Realizar un estudio completo de la influencia de la velocidad de deformación en la ley tensión-deformación del alambre durante el proceso, para conocer cómo es el flujo del material en el proceso real de trefilado.
- Modelizar un proceso real de estabilizado, con el objetivo de optimizar los parámetros del mismo.
- Comprobar la influencia del perfil de tensiones residuales en el comportamiento del alambre a fatiga y corrosión bajo tensión.
- Comprobar la influencia del perfil de tensiones residuales en la geometría de los alambres.

Capítulo 8

BIBLIOGRAFÍA

BIBLIOGRAFÍA

[F. Abbasi y A.J. Fletcher 1985] F. Abbasi, A.J. Fletcher. "Effect of transformation on generation of thermal stress and strain in quenched steel plates". *Materials Science and Technology*, vol. 1, pp. 830-837, octubre 1985.

[K. Van Acker 1996] K. Van Acker. Tesis doctoral. Universidad de Lovaina (Bélgica).

[K. Van Acker et al 1996] K. Van Acker, J. Root, P. Van Houtte, E. Aernoudt. "Neutron diffraction measurement of the residual stress in the cementite and ferrite phases of cold drawn steel wires". *Acta Metall.*, vol. 44, pp. 4039-4049, 1996.

[E. Aernoudt et al 1987] E. Aernoudt, J. Gil Sevillano, P. Van Houtte. "Structural background of yield and flow". *Proc. 8th Risö International Symposium on Metallurgy and Materials Science*, pp.1-38, Roskilde, Dinamarca, 1987.

[E. Aernoudt 1989] E. Aernoudt. "Materials response to wiredrawing". *Wire Journal International*, pp.53-75, marzo 1989.

[J.M. Alexander y R.C. Brewer 1963] J.M. Alexander, R.C. Brewer. *Manufacturing properties of materials*. D. Van Nostrand Company LTD, 1963.

[H.J. Antúnez et al 1997] H.J. Antúnez, M. Kleiber, W. Sosnowski. "Shape and non-shape sensitivity and optimization of metal forming processes". *Computational Plasticity*, pp. 783-791, Barcelona 1997.

[S. Araujo et al 1993] S. Araujo, M. González, R. Cetlin, R. Z. Coelho, A. Mansur. "Cementite decomposition and the second stage static strain ageing of pearlitic steel wires". Wire Journal International, pp. 191-194, febrero 1993.

[R.J. Asaro y A. Needleman 1984] R.J. Asaro, A. Needleman. "Texture development and strain hardening in rate dependent polycrystals". Acta Metall., vol. 33, pp. 923-953, 1984.

[ASM 1988] ASM International. Metal Handbook. Vol. 14. Forming and Forging. Novena edición, 1988.

[M.A. Astiz et al 1976] M.A. Astiz, M. Elices, V. Sánchez Gálvez. "Ductilidad en aceros de pretensado". Hormigón y Acero, nº 118, pp. 163-176, 1976.

[B. Avitzur 1982a] B. Avitzur. "Study of flow through conical converging dies (I)". Wire Industry, pp. 449-454, junio 1982.

[B. Avitzur 1982b] B. Avitzur. "Study of flow through conical converging dies (II)". Wire Industry, pp. 503-509, julio 1982.

[B. Avitzur 1982c] B. Avitzur. "Study of flow through conical converging dies (III)". Wire Industry, pp. 613-619, agosto 1982.

[B. Avitzur 1989] B. Avitzur. "Flow through dies. Update-1989". Wire Industry, pp. 243-249, abril 1989.

[B. Avitzur 1997] B. Avitzur. "Lubricant evaluation laboratory for fine wire drawing". Wire Journal International, pp. 95-98, octubre 1997.

[A. Van Bael et al 1991] A. Van Bael, P. Van Houtte, E. Aernoudt, F.R. Hall, I. Pillinger, P. Hartley, C.E.N. Sturgess. "Anisotropic finite-element analysis of plastic metalforming processes". Textures and Microstructures, vol. 14-18, pp. 1007-1012, 1991.

[G. Baker y N. Wright 1992a] G. Baker, N. Wright. "Drawing research with a high speed single die block". Wire Journal International, pp. 71-73, abril 1992.

[G. Baker y N. Wright 1992b] G. Baker, N. Wright. "Friction coefficients in laboratory simulation of magnet wire drawing". Wire Journal International, pp. 67-72, junio 1992.

[J.L. Bannister 1953] J.L. Bannister. "Cold drawn prestressing wire". The Structural Engineer, agosto 1953.

[J.L. Bannister 1957] J.L. Bannister. "Automatic control and recording of load during relaxation tests on prestressing wires". Magazine of Concrete Research, pp. 105-108, agosto 1957.

[J.L. Bannister 1968] J.L. Bannister. "Steel reinforcements and tendons for structural concrete". Concrete, Julio y agosto 1968.

[F. Barlat y J. Lian 1989] F. Barlat, J. Lian. "Plastic behaviour and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions". Int. Journal of Plasticity, vol. 5, pp. 51-66, 1989.

[K.J. Bathe et al 1989] K.J. Bathe, M. Kojic, J. Walczak. "Developments in methods for large strain elasto-plastic problems". Computational Plasticity, pp. 263-275, Barcelona 1989.

[M. Belassel et al 1994] M. Belassel, J.L. Lebrun, S. Denis, E. Gautier, J. Bettembourg. "Effect of thermal and mechanical loading on the generation of macro and micro stresses in an eutectoid steel". Int. Conf. Residual Stresses-4, pp. 392-401, 1994.

[M. Belassel y J.L. Lebrun 1997] M. Belassel, J.L. Lebrun. "Micro residual stress evolution during elastic and elastoplastic fatigue tests in two phase eutectoid steel". Int. Conf. Residual Stresses-5, 1997.

[S. Beretta y S. Matteazzi 1996] S. Beretta, S. Matteazzi. "Short crack propagation in eutectoid steel wires". International Journal of Fatigue, vol. 18, pp. 451-456, 1996.

[S. Beretta y M. Boniardi 1999] S. Beretta, M. Boniardi. "Fatigue strength and surface quality of eutectoid steel wires". International Journal of Fatigue, Vol. 21, pp. 329-335, 1999.

[S. Berbenni et al 2000] S. Berbenni, V. Fauvier, F. Cayssials, X. Lemoine, M. Berveillar. "Self consistent modelling of the elastic-viscoplastic behavior of low carbon steels". Advances in Mechanical Behaviour Plasticity and Damage. Proceedings of EUROMAT, 2000.

[J. Betanzos y J.I. Orbegozo 1971] J. Betanzos, J.I. Orbegozo. "La relajación del acero y la seguridad de las obras pretensadas". Hormigón y Acero nº 98, pp. 137-144, 1971.

[J.P. Boehler et al 1994] J.P. Boehler, S. Dememerle, S. Koss. "A new direct biaxial testing machine for anisotropic materials". Experimental Mechanics, vol. 34, pp. 1-9, 1994.

[N.W. Bonner et al 1996] N.W. Bonner, T.M. Holden, G. Mills, G.F. Modlen, P.J. Webster. "Residual stresses in multipass cold drawing of high carbon steel wire". Euro. Conf. Residual Stresses-4, pp. 755-763, 1996.

[N.W. Bonner et al 1997] N.W. Bonner, T.M. Holden, J.H. Root, G.F. Modlen, P.J. Webster. "Load –Sharing and interphase residual microstresses in a high carbon pearlitic steel". Int. Conf. Residual Stresses-5, pp. 755-763, 1997.

[T.L. Buono et al 1997] T.L. Buono, B.M. González, T.M. Lima, M.S. Andrade. "Measurement of fine pearlite interlamellar spacing by atomic force microscopy". Journal of Material Science, vol. 32, pp. 1005-1008, 1997.

[J.M. Campos y M. Elices 1986] J.M. Campos, M. Elices. "Influencia de las tensiones residuales en la fragilación por hidrógeno de alambres trefilados". Anales de la Mecánica de la Fractura, vol.4, pp. 251-256, 1986.

[J.M. Campos y M. Elices 1987] J.M. Campos, M. Elices. "Tensiones residuales internas en alambres trefilados". Anales de la Mecánica de la Fractura, vol. 4, pp. 143-157, 1987.

[J.M. Campos 1994] J.M. Campos. "Medida de tensiones por difracción de rayos X en alambres de acero eutectoide". Tesis doctoral. E.T.S. Ingenieros Industriales (ICAI). Universidad Pontificia de Comillas de Madrid. 1994.

[J.M. Campos et al 1995] J.M. Campos, A. Valiente, M. Elices. "Micromecánica de materiales compuestos aplicada a aceros eutectoides". Materiales Compuestos MATCOMP, pp. 67-72, 1995.

[H.B. Campos y P.R. Cetlin 1998] H.B. Campos, P.R. Cetlin. "The influence of die semi-angle and the coefficient of friction on the uniform tensile elongation of drawn copper bars". Journal of Materials Processing Technology, vol. 80-81, pp. 388-391, 1998.

[S. Carlsson y P.L. Larsson 2001] S. Carlsson, P.L. Larsson. "On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing. Part I: theoretical and numerical analysis". Acta Mater., vol. 49, pp. 2179-2191, 2001.

[J. César de Sá y R.N. Jorge 1997] J. César de Sá, R.N. Jorge. "Enhanced displacement field on low order elements for incompressible problems". Computational Plasticity, pp. 565-570, Barcelona 1997.

[J.L. Chenot 1997] J.L. Chenot. "New trends in finite element modelling of metal forming processes". Computational Plasticity, pp. 209-223, Barcelona 1997.

[K. Chung y K. Shah 1992] K. Chung, K. Shah. "Finite element simulation of sheet metal forming for planar anisotropic materials". Int. Journal of Plasticity, vol. 8, pp. 453-476, 1992.

[M.B. Chul et al 1996] M.B. Chul, J.N. Won, S.L. Chong. "Effect of interlamellar spacing on the delamination of pearlitic steel wires". Scripta Materialia, vol. 35, pp. 641-646, 1996.

[L. Corbin 1995] L. Corbin. "Interpretation of wear and failure in wiredrawing dies". Wire Journal International, pp. 68-72, noviembre 1995.

[Critrescu 1980] Critrescu. "On the optimum die angle in fast wire drawing". Journal of Mechanical Working Technology, vol. 3, pp. 275-287, 1980.

[A.J.L. Crook y E. Hinton 1989] A.J.L. Crook, E. Hinton. "Comparison of 2d quadrilateral finite elements for plasticity problems". Computational Plasticity, pp. 181-195, Barcelona 1989.

[B. Cullity 1967] B. Cullity. Elements of X-ray diffraction. Addison Wesley, Massachassetts, 1967.

[M. A. Daeubler et al 1990] M.A. Daeubler, A.W. Thompson, I.M. Bernstein. "Influence of microstructure on fatigue behavior and surface fatigue crack growth of fully pearlitic steels". Metallurgical Transactions A, vol. 21A, pp. 925-933, 1990.

[E.D.H. Davies y S.C. Hunter 1963] E.D.H. Davies, S.C. Hunter. "The dynamic compression testing of solids by the method of the Split Hopkinson Pressure Bar". Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 11, pp. 155-179, 1963.

[W. Daves y F.D. Fischer 1998] W. Daves, F.D. Fischer. "Numerical investigations of the influence of alternating bending on the mechanical properties of cold drawn wire". Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications. Balkema, Rotterdam, 1998.

[H. Delrue et al 2000a] H. Delrue, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt, I. Lefever, W. Van Raemdonck. "A study of aging of hard-drawn pearlitic steel wire by Differential Scanning Calorimetry (DSC) and thermoelectric power (TEP)". Wire & Cable Technical Symposium, junio 2000.

[H. Delrue et al 2000b] H. Delrue, E. Bruneel, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt. "Atomic Force Microscopy: A powerful tool to study the radial gradients in mechanical properties of hard drawn pearlitic steel wire". Wire & Cable Technical Symposium, pp. 5-11, junio 2000.

[S. Denis et al 1985] S. Denis, E. Gautier, A. Simon, G. Beck. "Stress-phase-transformation interactions: basic principles, modelling, and calculation of internal stresses". Material Science and Technology, vol. 1, pp. 805-814, octubre 1985.

[S. Denis et al 1987a] S. Denis, E. Gautier, S. Sjöström, A. Simon. "Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling". Acta Metallurgica, vol. 35, n°7, pp. 1621-1632, 1987.

[S. Denis et al 1987b] S. Denis, S. Sjöström, A. Simon. "Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the internal stresses evolution during cooling of a eutectoid carbon steel cylinder". Metallurgical Transactions A, vol. 18A, pp.1203-1212, julio 1987.

[E. Doege et al 2000a] E. Doege, A. Kröff, A. Massai. "Stress and strain analysis of automated multistage fem-simulation of wiredrawing considering the backward force". Wire Journal International, pp. 144-149, mayo 2000.

[E. Doege et al 2000b] E. Doege, A. Kroff, M.I. Rotarescu. "FEM analysis of wire drawing regarding the material damage". Proceedings of TPR 2000, pp. 131-136, 2000.

[M. Dollar et al 1988] M. Dollar, I.M. Bernstein, A.W. Thompson. "Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel". Acta Metall., vol. 16, pp. 311-320, 1988.

[A.B. Dove 1983] A.B. Dove. "The past, present and future of the steel wire industry". Wire Journal International, pp. 58-65, noviembre 1983.

[A.B. Dove 1990] A. B. Dove. "The production, use and corrosion of wire for prestressed concrete reinforcement". Wire Journal International, pp. 19-29, mayo 1990.

[M. Dubois y A. Magnee 1989] M. Dubois, A. Magnee. "Calculation of residual stress by means of a finite element thermo-elasto-plastic model". Computational Plasticity, Barcelona 1989.

[F. Dumas 1969] F. Dumas. "Communication sur le relaxation des aciers de précontrainte". Béton Précontraint, n° 255-256, pp. 594-607, marzo-abril 1969.

[A. El-Domiaty y S.Z. Kassab 1998] A. El-Domiaty, S.Z. Kassab. "Temperature rise in wire-drawing". Journal of Materials Processing Technology, vol. 83, pp. 72-83, 1998.

[M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1976] M. Elices, V. Sánchez-Gálvez. "Relaciones entre corrosión bajo tensión, doblados y torsiones alternas". Hormigón y Acero n°. 121, pp. 137-143, 1976.

[M. Elices 1977] M. Elices. "El acero en la prefabricación pretensada". Hormigón y Acero, n°. 124, pp. 105-112, 1977.

[M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1977] M. Elices, V. Sánchez-Gálvez. "Fatiga de alambres de pretensado". Hormigón y Acero n°. 125, pp. 85-99, 1977.

[M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1978] M. Elices, V. Sánchez Gálvez. "Relaciones entre corrosión bajo tensión y propiedades mecánicas". Hormigón y Acero, n°. 128, pp. 107-117, 1978.

[M. Elices y V. Sánchez-Gálvez 1982] M. Elices, V. Sánchez Gálvez. "El tercer Simposio de la FIP sobre corrosión en aceros para pretensado". Hormigón y Acero, n°. 144, pp. 129-135, 1982.

[M. Elices et al 1983] M. Elices, G. Maeder, V. Sánchez-Gálvez. "Effect of surface residual stress on hydrogen embrittlement of prestressing steels". Br. Corrosion Journal, vol. 18, pp. 80-81, 1983.

[M. Elices 1988] M. Elices. "Patología y terapéutica de las armaduras activas en el hormigón pretensado". Informes de la Construcción, vol. 40, n° 396, 1988.

[M. Elices 1998] M. Elices. "De la cuerda de cáñamo a los hilos de araña. La ciencia e ingeniería de los materiales". En "Horizontes Culturales. Las fronteras de la ciencia". Real Academia de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales, Espasa, 1998.

[J.D. Embury y R.M. Fisher 1966] J.D. Embury, R.M. Fisher. "The structure and properties of drawn pearlite". Acta Metall., vol. 14, pp.147-159, 1966.

[P.O. Enghag 1997] P. Enghag. "Computer program for the calculation of drafting, drawing force and drawing power". Wire Industry, pp. 570-577, 1997.

[P. Enghag 2001] P. Enghag, R. Larsson, K. Petterson. "An investigation into the forces and friction in wire drawing". Wire Industry, pp. 272-277, 2001.

[P. Estellés 1968] P. Estellés. "Obtención de alambres de acero de relajación muy reducida". Simposio FIP, Madrid, junio 1968.

[P. Estellés 1976] P. Estellés. Algunos ensayos de fragilización por hidrógeno sobre alambres para pretensado. Hormigón y Acero nº. 119-120, pp. 43-51, 1976.

[P. Estellés 1985] P. Estellés. "Alambrones de enfriamiento controlado y aceros de pretensado". Hormigón y Acero nº. 156, pp. 215-222, 1985.

[P. Estellés 1993] P. Estellés. "Tensiones internas de compresión y relajación en aceros de pretensado". Hormigón y Acero nº. 189, pp. 145-156, 1993.

[Etienne y Van't Spijker 1967] Etienne, Van't Spijker. "The influence of prestretching on the relaxation properties of cold drawn wire for prestressed concrete". Cement, enero 1967.

[Y. Fa-rong y W. Shang-li 1985] Y. Fa-rong, W. Shang-li. "Transient-temperature and residual-stress fields in axisymmetric metal components after hardening". Materials Science and Technology, vol. 1, pp. 851-856, octubre 1985.

[G.H. Farrahi et al 1995] G.H. Farrahi, J.L. Lebrun, D. Couratin. "Effect of shot peening on residual stress and fatigue life of a spring steel". Fatigue Frac. Engng. Mater. Struct., vol. 18, pp. 211-220, 1995.

[F.M.B. Fernandes et al 1985] F.M.B. Fernandes, S. Denis, A. Simon. "Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels". Materials Science and Technology, vol.1, pp.838-844, octubre 1985.

[J. Flavenot y A. Niku-Lari 1976] J. Flavenot, A. Niku-Lari. "Mesure des contraintes residuelles sur des surfaces planes". CETIM-information, vol. 48, pp. 25-37, 1976.

[M.S. Gadala y M.M. El-Madany 1989] M.S. Gadala, M.M. El-Madany. "Finite element formulation and application to metal flow problems". Computational Plasticity, pp. 989-1001, Barcelona 1989.

[J. Gerhardt y A.E. Tekkaya 1997] J. Gerhardt, A.E. Tekkaya. "Applications of the finite element method on the determination of residual stresses in drawing and extrusion". Computational Plasticity, pp. 1037-1050, Barcelona 1997.

[F.W. Gifford 1953] F.W. Gifford. "Creep tests on prestressing steel". Magazine of concrete research. Cement and Concrete Association, vol. 15, n° 14, 1953.

[J. Gil Sevillano 1975] J. Gil Sevillano. "Room temperature plastic deformation of pearlitic cementite". Materials Science and Engineering, vol. 21, pp. 221-225, 1975.

[J. Gil Sevillano et al 1978] J. Gil Sevillano, P. Van Houtte, E. Aernoudt. "Plastic anisotropy of pearlitic ferrite". ICOTOM 5, vol. II, pp. 495-504, 1978.

[J. Gil Sevillano et al 1980] J. Gil Sevillano, P. Van Houtte, E. Aernoudt. "Large strain work hardening and textures". Progress in Materials Science, vol. 25, pp. 69-412, 1980.

[H. Godfrey et al 2000] H. Godfrey, F. Richards, S. Sason. "The benefits of using wiredrawing dies with smaller included angles and longer nibs". Wire Journal International, pp. 102-113, junio 2000.

[B. Goes et al 1998] B. Goes, A. Martín-Meizoso, J. Gil Sevillano, I. Lefever. "Fragmentation of as-drawn pearlitic steel wires during torsion testing". Engineering Fracture Mechanics, vol. 60, pp. 255-272, 1998.

[B. Goes et al 1999] B. Goes, J. Gil-Sevillano, U. D'Haene. "Modelling the evolution of residual stresses during tensile testing of elastoplastic wires subjected to a previous bending operation". International Journal of Mechanical Sciences vol. 41, pp. 1031-1050, 1999.

[B. Golis et al 1997] B. Golis, W. Pilarczyk, Z. Blazejowski, E. Filipczyk. "Drawing practice of steel wires with pressure dies". Wire Journal International, pp. 54-67, abril 1997.

[B. Golis et al 1999] B. Golis, J.W. Pilarczyk, Z. Blazejowski, H. Dyja. "Small final reductions in the drawing process of rope wires". Wire Journal International, pp. 184-189, abril 1999.

[B. Golis 2001] B. Golis. "The drawing process and the possibility of its improvement: Part I". Wire Journal International, pp. 256-259, marzo 2001.

[M. Gotoh y F. Ishise 1978] M. Gotoh, F. Ishise. "A finite element analysis of rigid-plastic deformation of the flange in a deep drawing process based on a fourth degree yield function". Int. Journal of Mechanical Science, vol. 20, pp. 423-435, 1978.

[G.T. Gray et al 1985] G.T. Gray, A.W. Thompson, J.C. Williams. "Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels". Metallurgical Transactions A, vol. 16A, pp. 753-760, 1985.

[A.E. Groen y R. De Borst 1997] A.E. Groen, R. De Borst. "The necessity of mixed formulations for the eight-noded brick element in dilatant plastic flow". Computational Plasticity, pp. 571-580, Barcelona 1997.

[P. Guidugli y F. Sller 1966] P. Guidugli, F. Selleri. "Parametri di rilassamento nell'impiego delle armatura da precompresso". Instituto di Scienza delle Constructioni dell'Universit di Pisa, n 131, pp. 120-139, 1966.

[A.D. Hajare 1991] A.D. Hajare. "Steel wire: whys and hows". Wire Journal International, pp. 69-73, noviembre 1991.

[A.D. Hajare 1996] A.D. Hajare. "Optimum cold reduction by drawing of steel wire". Wire Industry, abril 1996.

[J.K. Hallgarth 1995] J.K. Hallgarth. "Torsional ductility of high carbon steel wire". Ironmaking and Steelmaking, vol. 22, pp. 211-222, 1995.

[T. Hamada et al 2001] T. Hamada, T. Hirouchi, M. Akiyama. "A numerical study of temperature in a fine high carbon steel wire subjected to high speed drawing". Wire Journal International, pp. 86-92, mayo 2001.

[Hibbit et al 1998] Hibbitt, Karlsson, Sorensen. Manual de ABAQUS. Versin 5.8, 1998.

[R. Hill 1948] R. Hill. "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals". Proc. R. Soc., A193, pp. 281-297, 1948.

[R. Hill 1979] R. Hill. "Theoretical plasticity of textured aggregates". Math. Proc. Cambridge Philos. Soc., vol. 85, pp. 179-191, 1979.

[P. Van Houtte 1977] P. Van Houtte. "Simulation of the rolling and shear texture of brass by the Taylor theory adapted for mechanical twinning". Acta Metallurgica, vol. 26, pp. 591-604, mayo 1977.

[P. Van Houtte 1987] P. Van Houtte. "Calculation of the yield locus of textured polycrystals using the Taylor and the relaxed Taylor theory". Textures and Microstructures, vol. 7, pp. 29-72, 1987.

[P. Van Houtte et al 1989] P. Van Houtte, K. Mols, A. Van Bael, E. Aernoudt. "Application of yield loci calculated from texture data". Textures and Microstructures, vol. 11, pp. 23-39, 1989.

[P. Van Houtte y L. De Buyser 1993] P. Van Houtte, L. De Buyser. "Overview n° 103: The influence of crystallographic texture on diffraction measurements of residual stresses". Acta Metall., vol. 41, pp. 323-336, 1993.

[P. Van Houtte et al 1994] P. Van Houtte, P. Watté, E. Aernoudt, J. Gil Sevillano, I. Lefever, W. Van Raemdonk. "Taylor simulation of cyclic textures at the surface of drawn wires using a simple flow field model". Materials Science Forum, vol. 157-162, pp. 1881-1886, 1994.

[Z.M. Hu y T.A. Dean 2000] Z.M. Hu, T.A. Dean. "A study of surface topography, friction and lubricants in metalforming". Int. Journal of Machine Tools and Manufacture, vol. 40, pp. 1637-1649, 2000.

[J.M. Hyzak y I.M. Bernstein 1976] J.M. Hyzak, I.M. Bernstein. "The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels". Metallurgical Transactions A, vol. 7^a, pp. 1217-1224, 1976.

[N. Ibaraki et al 2000] N. Ibaraki, K. Makii, K. Ochiai, Y. Oki. "Wire rods for ultra high tensile steel cord". Wire Journal International, pp. 122-129, marzo 2000.

[A.V. Idesman et al 1997] A.V. Idesman, V.I. Levitas, E. Stein. "Finite element simulation of martensitic phase transition in elastoplastic material at finite strains". Computational Plasticity, pp. 1323-1328, Barcelona 1997.

[A. Inoue et al 1977] A. Inoue, T. Ogura, T. Masumoto. "Burgers vectors of dislocations in cementite crystal". Scripta Metallurgica, vol. 11, pp. 1-5, 1977.

[T. Inoue y Z. Wang 1985] T. Inoue, Z. Wang. "Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations". *Materials Science and Technology*, vol 1, pp. 845-850, octubre 1985.

[W. Johnson y P.B. Mellor 1973] W. Johnson, P.B. Mellor. *Engineering Plasticity*. Ed. VNR, 1973.

[S. Kajfasz 1958] S. Kajfasz 1958. "Some relaxation tests on prestressing wire". *Magazine of Concrete Research*, vol. 10, n° 39, 1958.

[S. Kalz y R. Kopp 1997] S. Kalz, R. Kopp. "Numerical simulation of extrusion processes using the finite element method". *Computational Plasticity*, pp. 1393-1398, Barcelona 1997.

[M. Kalweit 1997] M. Kalweit. "Wire cooling on high-performance drawing machines". *Wire Journal International*, pp. 88-91, julio 1997.

[Z. Kampus 1999] Z. Kampus. "Analysis of factors influencing accuracy in the drawing of round rods". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 87, pp. 90-96, 1999.

[K. Katagiri et al 1997] K. Katagiri, T. Sato, H.S. Shin, L. Takahashi, H. Mori, S. Sasaki, H. Tashiro. "Effects of drawing strain and bluing on the fatigue strength of eutectoid steel wires". *Fatigue Frac. Engng. Mater. Struct.*, vol. 20, pp. 1677-1686, 1997.

[K. Katagiri et al 1999] K. Katagiri, T. Sato, K. Kasaba, S. Sasaki, H. Tashiro. "Effects of post-drawing treatments on the fatigue strength of eutectoid steel wires". *Fatigue Frac. Engng. Mater. Struct.*, vol. 22, pp. 753-760, 1999.

[H. Kishida et al 1985] H. Kishida, K. Machida, T. Maruyama. "Energy conservation in wiredrawing". *Wire Journal International*, pp.53-63, noviembre 1985.

[F. Knap y J.W. Pilarczyk 1995] F. Knap, J.W. Pilarczyk. "Effect of residual stresses on the limit load capacity of springs". Wire Industry, vol. 12, pp. 666-668, 1995.

[F. Knap 1998] F. Knap. "Residual stresses in plastically deformed wires". Wire Journal International, pp. 84-88, nov. 1998.

[F. Knap y J.W. Pilarczyk 2000] F. Knap, J.W. Pilarczyk. "Springback of wire and residual stresses during unloading after plastic deformation". Wire & Cable Technical Symposium, pp. 1-4, junio 2000.

[J.R. Knibloe y R.H. Wagoner 1989] J.R. Knibloe, R.H. Wagoner. "Experimental investigation and finite element modelling of hemispherically stretched steel sheet". Metall. Transactions, vol. 20A, pp. 1509-1521, 1989.

[D.C. Ko y B.M. Kim 1998] D.C. Ko, B.M. Kim. "The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing". Journal of Materials Processing Technology, vol. 102, pp. 19-24, 2000.

[H. Kolsky 1963] H. Kolsky. Stress Waves in Solids. Ed. Dover, 1963.

[M. Kornmeier et al 1997] M. Kornmeier, B. Scholtes, A.M. Dias. "Residual stresses in pearlitic steel with different cementite shape after plastic deformation analysed by mechanical and x-ray methods". ICRS-5, 16-18 junio, 1997.

[W.P. Koster 1991] W.P. Koster. "Effect of residual stress on fatigue of structural alloys". Practical Applications of Residual Stress Technology, Conference Proceedings, Indianapolis, Indiana, EEUU, 1991.

[A. Krawitz et al 1982] A. Krawitz, J. Brune, M. Schmank. "Measurements of stress in the interior of solids with neutrons". Residual Stress and Stress Relaxation (editado por E. Kulo y V. Weiss), Plenum Press, New York, pp. 139-155, 1982.

[M. Kurita 1982] M. Kurita. "Statistical analysis of X-ray residual stress measurement using the half-width method". Journal of Testing and Evaluation, vol. 10, pp. 38-46, 1982.

[G. Lanford 1977] G. Langford. "Deformation of pearlite". Metallurgical Transactions A, vol. 8A, pp. 861-875, junio 1977.

[A.M. Lancha y M. Elices 1988a] A.M. Lancha, M. Elices. "Influence of residual stresses, generated during precracking, in stress corrosion tests". Failure Analysis. Theory and Practice, (E. Czoboly, Ed.), EMAS, vol. II, pp. 961-968, 1988.

[A.M. Lancha y M. Elices 1988b] A.M. Lancha, M. Elices. "Influencia de la orientación de las colonias de perlita en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides". Hormigón y Acero, nº. 167, pp. 143-151, 1988.

[J. Languillaume et al 1997] J. Languillaume, G. Kapelski, B. Baudalet. "Evolution of the tensile strength in heavily cold drawn and annealed pearlitic steel wires". Materials Letters, pp. 241-245, diciembre 1997.

[R.Y. Lapovok y P.F. Thomson 1997] R.Y. Lapovok, P.F. Thomson. "Optimum design of tooling and preform for forging and shape rolling". Computational Plasticity, pp. 1335-1340, Barcelona 1997.

[L. Lazarotto et al 1997] L. Lazarotto, L. Dubar, A. Dubois, P. Ravassard, J. Oudin. "Identification of Coulomb's friction coefficient in real contact conditions applied to a wire drawing process". Wear, vol. 211, pp. 54-63, 1997.

[T. Leffers y N. Hansen 1992] T. Leffers, N. Hansen. "Texture, anisotropy, microstructure and models". Proc. 13th Risø International Symposium on Material Science, pp. 55-77, Dinamarca 1992.

[F. Levi 1958] "Le probleme des aciers de précontrainte en Italie". FIP Congress, Berlín 1958.

[D.F. Lupton y D.H. Warrington 1972] D.F. Lupton, D.H. Warrington. "The zero-misfit analysis of pearlite nucleation in a eutectoid steel". *Acta Metall.*, vol. 20, pp. 1325-1333, 1972

[J. Llorca 1986] J. Llorca. "Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado". Tesis Doctoral, Departamento de Ciencia de Materiales, UPM, 1986.

[J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez 1989] J. Llorca, V. Sánchez-Gálvez. "Fatigue limit and fatigue life prediction in high strength cold drawn eutectoid steel wires". *Fatigue Frac. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 12, pp. 31-45, 1989.

[J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez 1997] J. Llorca, V. Sánchez-Gálvez. "Numerical determination of the influence of residual stresses on fatigue". *Computational Plasticity*, pp. 1123-1136, Barcelona 1997.

[D. Magura et al 1964] D. Magura, M. Sozen, Ch. Siess. "A study of stress relaxation in prestressing reinforcement". *PCI Journal*, pp. 13-57, abril 1964.

[A.R. Marder y B.L. Bramfitt 1976] A.R. Marder, B.L. Bramfitt. "The effect of morphology on the strength of pearlite". *Metallurgical Transactions A*, vol. 7A, pp. 365-372, 1976.

[J. Mathar 1934] J. Mathar. "Determination of initial stresses by measuring the deformation around drilled holes". *Trans. ASME*, 56/4, pp. 249-254, 1934.

[T. Maxwell 1991] T. Maxwell. "Carbide die design- impact upon wire quality". *Wire Journal International*, pp. 45-50, diciembre 1991.

[G.M. Meseha y M. Garshasb 1997] G.M. Meseha, M. Garshasb. "Copper wire failure classification methodology based on rod and wire manufacturing processes". *Wire Journal International*, pp. 230-241, febrero 1997.

[H. Michaud et al 1997] H. Michaud, F. Merchi, Th. Foulquier. "Three dimensional representation of the residual stress distribution in steel wires or bars". ICRS-5, 16-18 junio, 1997.

[K.V. Mihailov 1968] K.V. Mihailov. "Stress relaxation of high-tensile steel". General report, Symposium FIP, Madrid, 1968.

[H. Mizubayashi et al 1999] H. Mizubayashi, S.J. Li, H. Yumoto, M. Shimotomai. "Young's modulus of single phase cementite". Scripta Materialia, vol. 40, pp. 773-777, 1999.

[K. Nakase y I.M. Bernstein 1988] K. Nakase, I.M. Bernstein. "The effect of alloying elements and microstructure on the strength and fracture resistance of pearlitic steel". Metallurgical Transactions A, vol. 19A, pp. 2819-2829, 1988.

[A. Nakagiri et al 2000a] A. Nakagiri, T. Yamano, M. Konaka, M. Asakawa, W. Sasaki, K. Yoshida. "Behavior of residual stress and drawing stress in conical-type die and circle type die drawing by FEM simulation and experiment". Wire & Cable Technical Symposium, pp. 83-92, junio 2000.

[A. Nakagiri et al 2000b] A. Nakagiri, T. Yamano, M. Konaka, K. Yoshida, M. Asakawa. "Chevron crack and optimum drawing condition in the diagram of mean stress and die-wire contact length ratio by FEM simulation". Wire & Cable Technical Symposium, pp. 75-82, junio 2000.

[W.J. Nam y Ch.M. Bae 1995] W.J. Nam, Ch.M. Bae. "Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels". Material Science and Engineering, vol. 203, pp. 278-285, 1995.

[N. Neimarlija 1988] N. Neimarlija. "Experimental testing and numerical simulation of temperature field in dies for dry steel wiredrawing". Wire Journal International, pp. 74-83, enero 1988.

[M. Niedzwiedz y E. Pyka 1982] M. Niedzwiedz, E. Pyka. "Prediction of tensile strength of cold drawn wire". Wire World International, vol 24, pp. 50-52, abril 1982 .

[C. Nosedá y R.N. Wright 2000] C. Nosedá, R.N. Wright. "The role of temperature in copper wire drawing". Wire Journal International, pp. 136-139, agosto 2000.

[I.C. Noyan y J.B. Cohen 1987] I.C. Noyan, J.B. Cohen. "Residual stresses: Measurement by diffraction and interpretation". Ed. Springer-Verlag, 1987.

[I. Ochiui et al 1993] I. Ochiui, S. Nishida, H. Tashiro. "Effects of metallurgical factors on strengthening of steel tire cord". Wire Journal International, pp. 50-61, diciembre 1993.

[F.R. Pacheco y T. Maxwell 1995] F.R. Pacheco, T. Maxwell. "Design of the wire die geometry for polycrystalline diamond, tungsten carbide, and ceramic die materials". Wire Journal International, pp. 74-77, noviembre 1995.

[M. Paech 1998] M. Paech. "Simulation of the wire straightening process". Wire Journal International, pp. 96-103, octubre 1998.

[M. Paech 1999] M. Paech. "Computerized straightening". Wire Journal International, pp. 86-94, octubre 1999.

[M. Paech 2001] M. Paech. "Tensile force requirement for the straightening of wire with roller straightening units". Wire Journal International, pp. 92-98, junio 2001.

[D. Pantuso y K.J. Bathe 1997] D. Pantuso, K.J. Bathe. "Finite element analysis of thermo-elasto-plastic solids in contact". Computational Plasticity, pp. 72-87, Barcelona 1997.

[M. Pastor et al 1997] M. Pastor, T. Li, O.C. Zienkiewicz , L. Xiaoqing. "Stabilized finite elements with equal order of interpolation for soil dynamics problems". Computational Plasticity, pp. 2027-2032, Barcelona 1997.

[D.L. Pellow 1983] D. L. Pellow. "Changing times in wire and prestressing strand-1952 to 1982". Wire Journal International, pp. 68-72, junio 1983.

[L. Persson 1996] L. Persson. "Basic principles of wire drawing". Wire Industry, pp. 727-733, octubre 1996.

[L. Persson y P. Enghag 2000] L. Persson, P. Enghag. "Die geometry and its influence on wire quality". Wire Industry, pp. 797-799, diciembre 2000.

[J. Peters et al 1978] J. Peters, R. Snoeys, M. Mars. "Residual stress in grinding". Advanced Fabrication Processes, Proc. Of Agard, Conference Proceedings N. 256, 2.1-2.15, 1978.

[H. Peter 1982] H. Peter. "Developments and trends in wire drawing tools". Wire World International, vol. 24, pp. 53-56, abril 1982.

[M. Pietrzyk y L. Sadok 1989] M. Pietrzyk, L. Sadok. "Thermal-mechanical finite element modelling of drawing process". Archives of Metallurgy, vol. 34, pp. 271-282, 1989.

[J.W. Pilarczyk et al 1995] J.W. Pilarczyk, P. Van Houtte, E. Aernoudt. "Effect of hydrodynamic and roller die drawing on the texture of high carbon steel wires". Material Science and Engineering, vol. 197A, pp. 97-101, 1995.

[J.W. Pilarczyk et al 1997] W. Pilarczyk, H. Dyja, B. Golis. "FEM analysis of metal flow in hydrodynamic drawing of steel wires". Wire Journal International, pp. 76-82, noviembre 1997.

[J.W. Pilarczyk 1997] J.W. Pilarczyk. "Hydrodynamic drawing effects on wire ASTRO characteristics". Wire Journal International, pp. 70-83, septiembre 1997.

[J.W. Pilarczyk 2000] J. W. Pilarczyk. "Analysis of reasons for increase of tensile, yield strength and number of twists of wires drawn in pressure dies". Wire & Cable Technical Symposium, pp. 93-102, junio 2000.

[D.A. Porter et al 1978] D.A. Porter, K.E. Easterling, G.D. Smith. "Dynamic studies of the tensile deformation and fracture of pearlite". *Acta Metallurgica*, vol. 26, pp.1405-1422, 1978.

[E.C. Purcino y P.R. Cetlin 1991] E.C. Purcino, P.R. Cetlin. "Fracture mechanism of coarse pearlite/ferrite mixtures". *Scripta Metallurgica*, vol. 25, pp. 167-170, 1991.

[K.E. Puttick 1957] K.E. Puttick. "The structure, deformation and fracture of pearlite". *Journal of the Iron and Steel Institute*, pp. 161-176, febrero 1957.

[A. Querales y J.G. Byrne 1980] A. Querales, J.G. Byrne. "Effects of thermomechanical treatments on the mechanical behavior of eutectoid steel". *Metallurgical Transactions A*, vol. 11A, pp. 255-266, 1980.

[R.H.U. Queiroz et al 1999] R.H.U. Queiroz, E.J. Fonseca, V.T.L. Buono, M.S. Andrade, E.M. Paula e Silva, B.M. Gonzalez. "High temperature mechanical behavior of a drawn pearlitic steel". *Wire Journal International* pp. 76-81, junio 1999.

[W. Van Raemdonk et al 1994] W. Van Raemdonk, I. Lefever, U. D'Haene. "Torsion tests as a tool for high strength wire evaluation". *Wire Journal International*, pp. 68-75, junio 1994.

[H.G. Read et al 1997] H.G. Read, W.T. Reynolds jr., K. Hono, Tarui. "APFIM and TEM studies of drawn pearlitic wire". *Scripta Materialia*, vol. 37, n° 8, pp. 1221-1230, mayo 1997.

[N.V. Reddy et al 2000] N.V. Reddy, P.M. Dixit, G.K. Lal. "Ductile fracture criteria and its prediction in axisymmetric drawing". *Int. Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 40, pp. 95-111, 2000.

[P. Renz et al 1996] P. Renz, W. Steuff, R. Kopp. "Possibilities of influencing residual stresses in drawn wires and bars". *Wire Journal International*, pp. 64-69, enero 1996.

[G.W. Rowe et al 1990] G.W. Rowe, C.E.N. Sturgess, P. Hartley, I. Pillinger. "Finite element plasticity and metalforming analysis". Cambridge University Press, 1990.

[L. Sadok et al 1994a] L. Sadok, J. Luksza, J. Majta. "Inhomogeneity of mechanical properties in stainless steel rods after drawing". Journal of Materials Processing Technology, vol. 44, pp. 129-141, 1994.

[L. Sadok et al 1994b] L. Sadok, J. Luksza, J. Majta, A. Skolyszewski. "Analysis of inhomogeneity of mechanical properties in stainless steel rods after drawing". Journal of Materials Processing Technology, vol. 45, pp. 293-298, 1994.

[L. Sadok et al 1994c] L. Sadok, J. Luksza, M. Packo, M. Burdek. "Analysis if the strain state in the stainless steel rods after drawing". Journal of Materials Processing Technology, vol. 45, pp. 305-310, 1994.

[Y. Saito 1997] Y. Saito. "Modelling of microstructural evolution in thermomechanical processing of structural steels". Materials Science and Engineering, vol. A223, pp. 134-145, 1997.

[V. Sánchez-Gálvez 1975] V. Sánchez-Gálvez. "Relajación de aceros de alta resistencia". Tesis Doctoral. Departamento de Ciencia de Materiales, 1975.

[V. Sánchez-Gálvez et al 1976] V. Sánchez-Gálvez, M. Elices, M.A. Astiz. "Método acelerado de ensayo de relajación". Hormigón y Acero nº. 119-120, pp. 97-105, 1976.

[V. Sánchez-Gálvez 1979] V. Sánchez-Gálvez. "Extrapolación de las pérdidas de pretensado por relajación en aceros envejecidos". Hormigón y Acero nº. 133, pp. 133-141, 1979.

[K. Sawamiphakdi et al 1990] K. Sawamiphakdi, P.K. Kropp, G.D. Lahoti. "Investigation of residual Stresses in drawn wire by the finite element method". Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 112, pp. 231-235, abril 1990.

[E. Schneider y K. Goebbles 1983] E. Schneider, K. Goebbles. "Determination of mechanical stress by polarized shear waves". New Procedures in NDT (P. Holler), pp. 551-560, Springer Verlag, Berlin 1983.

[L. Schwartz y J. Cohen 1987] L. Schwartz, J. Cohen. Diffraction from materials. Springer Verlag, Nueva York 1987.

[W. Serruys 1989] W. Serruys. Tesis Doctoral. Universidad Católica de Lovaina (Bélgica), 1989.

[S. Sharma et al 1985] S. Sharma, H. Mao, P. Bell, J. Xu. "Measurement of stress in diamond anvils with micro Raman Spectroscopy". Journal of Raman Spectr., 16/5, pp. 350-351, 1985.

[R.M. Shemenski 1999a] R.M. Shemenski. "Our technical roots in wire drawing". Wire Journal International, pp.166-183, abril 1999.

[R.M. Shemenski 1999b] R.M. Shemenski. "Wire drawing by computer simulation". Wire Journal International, pp.166-183, abril 1999.

[T. Shinoda et al 1979] T. Shinoda, A. Sawada, T. Mori. "The back stress decrease on annealing and hydrogen embrittlement of deformed eutectoid carbon steel". Materials Science and Engineering, vol. 41, pp. 103-111, 1979.

[S. Sjöström 1985] S. Sjöström. "Physical, mathematical and numerical modelling for calculation of residual stress. Fundamentals and applications". Materials Science and Technology, vol.1, octubre 1985.

[S. Sjöström 1985] S. Sjöström. "Interaction and constitutive models for calculating quench stresses in steel". Materials Science and Technology, vol 1, pp. 823-829, octubre 1985.

[A. Skolyszewski et al 1996a] A. Skolyszewski, L. Sadok, J. Luksza. "Dry drawing of high alloy steels and special alloys: influence of history of deformation on mechanical properties". Wire Industry, pp. 279-284, marzo 1996.

[A. Skolyszewski et al 1996b] A. Skolyszewski, J. Luksza, M. Packo. "Some problems of multi-stage fine wire drawing of high-alloy steels and special alloys". Journal of Materials Processing Technology, vol. 60, pp. 155-160, 1996.

[A. Skolyszewski y M. Packo 1998] A. Skolyszewski, M. Packo. "Back tension value in the fine wire drawing process". Journal of Materials Processing Technology, vol. 80-81, pp. 380-387, 1998.

[D. J. Smith et al 2001] D.J. Smith, G.H. Farrahi, W.X. Zhu, C.A. McMahon. "Experimental measurement and finite element simulation of the interaction between residual stresses and mechanical loading". International Journal of Fatigue, vol. 23, pp. 293-302, 2001.

[M. Sneddon 1999] M. Sneddon. "Bridges, war and community: the history of wiremaking at the J.A. Roebling's Sons Company's Kinkura Works". Wire Journal International, pp. 80-87, septiembre 1979.

[G.T. Spare 1952] G.T. Spare. "Creep and relaxation of high strength steel-wires at room temperature". Wire and Wire Products, octubre 1952.

[T.S. Srivatsan y C. Daniels 1998] T.S. Srivatsan, C. Daniels. "The tensile response of high carbon steel wires". Wire Journal International, pp. 202-209, abril 1998.

[B. Sundström y K. Törrönen 1979] B. Sundström, K. Törrönen. "The use of Barkhausen noise analysis in nondestructive testing". Mater. Eval., 02, pp. 51-56, 1979.

[G.R. Symmons et al 1993] G.R. Symmons, M.R. Stokes, P.B. McAllister, D.R. Groombridge. "Computer simulation of an industrial wire drawing process". Advances in Engineering Plasticity and its Applications, pp 937-942, 1993.

[E.M. Taleff et al 1996] E.M. Taleff, C.K. Syn, D.R. Lesser, O.D. Sherby. "Pearlite in ultrahigh carbon steels: heat treatments and mechanical properties". Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 27A, pp. 111-118, 1996.

[K. Tanaka y S. Matsuoka 1973] K. Tanaka, S. Matsuoka. "The work hardening rate of pearlitic steel". Scripta Metallurgica, vol. 7, pp. 799-802, 1973.

[S.C. Tang et al 1982] S.C. Tang, E. Chu, S.K. Samanta. "Finite element prediction of the deformed shape of an automotive body panel during preformed stage". NUMIFORM'82, pp. 629-640, Swansea 1982.

[S. Tanimura et al 2000] S. Tanimura, K. Mimura, W.H. Zhu. "Practical constitutive models covering wide ranges of strain rates, strains and temperature". Key Engineering Materials, vol. 177-180, pp. 189-200, 2000.

[G.I. Taylor 1938] G.I. Taylor. "Plastic strain in metals". J. Inst. Metals, vol. 62, pp. 307-324, 1938.

[A.E. Tekkaya 2000] A.E. Tekkaya. "State-of-the-art of simulation of sheet metal forming". Journal of Materials Processing Technology, vol. 103, pp. 14-22, 2000.

[C. Teodosiu 1992] C. Teodosiu. "Materials science input to engineering models". Proc. 13th Risø International Symposium on Materials Science, pp. 125-146, Dinamarca 1992.

[P.F. Thomson 1983] P.F. Thomson. "The origins of failure instability in metal-working processes". Materials Science and Engineering, vol. 60, pp. 25-30, 1983.

[J. Tins 1996] J. Tins. "High tensile steel wires for bridge cables". Wire Journal International, pp. 82-90, julio 1996.

[C.H. Toh y S. Kobayashi 1983] C.H. Toh, S. Kobayashi. "Finite element process modelling of sheet metal forming of general shapes". *Grundlügen der Umformtechnik I*, pp. 39-56, Berlin 1983.

[J. Toribio y M. Elices 1991] J. Toribio, M. Elices. "Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels". *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 28, nº. 6, pp. 791-803, 1991.

[J. Toribio y E. Ovejero 1997] J. Toribio, E. Ovejero. "Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progresive plastic deformation". *Materials Science and Engineering A*, vol.-234-236, pp. 579-582, 1997.

[J. Toribio 1998a] J. Toribio. "Role of crack-tip residual stresses in stress corrosion behaviour of prestressing steel". *Construction and Building Materials*, vol. 12, pp. 283-287, 1998.

[J. Toribio 1998b] J. Toribio. "Residual stress effects in stress corrosion cracking". *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 7, pp. 173-182, 1998.

[J. Toribio y E. Ovejero 1999] J. Toribio, E. Ovejero. "Micromechanics of hydrogen assisted craking in progressively drawn steels". *Scripta Materialia*, vol. 40, pp. 943-948, 1999.

[L. De Vivo y M. Diaco 1997] L. De Vivo, M. Diaco. "A variational approach to volume constrain in elastoplasticity". *Computational Plasticity*, pp. 387-392, Barcelona 1997.

[S. Vijayakar et al 1995] S. Vijayakar, T.W. Starinshak, A. Prakash, K.M. Kot, A.W. Bhagwat. "Optimization of die geometry and drawing parameters in high-strength cord production". *Wire Journal International*, pp.78-83, noviembre 1995.

[S. Vijayakar 1997] S. Vijayakar. "Thermal influences on residual stresses in drawn wire-a finite element analysis". *Wire Journal international*, pp. 116-119, junio 1997.

[N.M. Wang y B. Budiansky 1978] N.M. Wang, B. Budiansky. "Analysis of sheet metal stamping by a finite element method". Trans. ASME, J. Appl. Mech., vol. 45, pp. 73-82, 1978.

[P. Watté et al 1994] P. Watté, P. Van Houtte, E. Aernoudt, J. Gil Sevillano, W. Van Raemdonk, I. Lefever. "The work hardening of pearlite during wire drawing". Materials Science Forum, vol. 157-162, pp. 1689-1694, 1994.

[P. Watté et al 1996] P. Watté, J. Van Humbeck, E. Aernoudt, I. Lefever. "Strain ageing in heavily drawn eutectoid steel wires". Scripta Materialia, vol. 34, pp. 89-95, 1996.

[A.S. Wifi 1976] A.S. Wifi. "An incremental complete solution of the stretch-forming and deep-drawing of a circular blank using hemispherical punch". Int. Journal of Mechanical Science, vol. 18, pp. 23-31, 1976.

[P.F. Willemse et al 1982] P.F. Willemse, B.P. Naughton, C.A. Verbraak. "X-ray residual stress measurements on cold drawn steel wire". Materials Science and Engineering, vol. 56, pp.25-37, 1982.

[D.V. Wilson 1990] D.V. Wilson. "Representation of material behavior in finite element methods of modelling sheet forming processes". Int. Materials Reviews, vol. 35, pp. 329-348, 1990.

[R.A. Winholtz y J.B. Cohen 1992] R.A. Winholtz, J.B. Cohen. "Load sharing of the phases in 1080 steel during low-cycle fatigue". Metallurgical Transactions A, vol. 23A, pp. 341-354, enero 1992.

[D.M. Woo 1968] D.M. Woo. "On the complete solution of the deep-drawing problem". Int. Journal Mech. Science, vol. 10, pp. 83-94, 1968.

[R. Wright 1997] R. Wright. "Physical conditions in the lubricant layer". Wire Journal International, pp. 88-92, agosto 1997.

[B.J. Wu et al 2000] B.J. Wu, L.C. Chan, T.C. Lee, L.W. Ao. "A study on the precision modeling of the bars produced in two cross-roll straightening". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 99, pp. 202-206, 2000

[H.L. Xing y A. Makinouchi 1997] H.L. Xing, A. Makinouchi. "3D thermal-elastic-plastic FEM in finite deformation and its application to non-isothermal sheet forming". *Computational Plasticity*, pp. 1445-1452, 1997.

[K. Yoshida 2000] K. Yoshida. *High Strength Fibers*, EURESCO Conference, Mallorca 2000.

[A. Zeren y K. Tulbentci 1998] A. Zeren, K. Tulbentci. "Stress relaxation behaviour of thermomechanically heat treated cold drawn steel wires". *Wire Industry*, pp. 313-316, marzo 1998.

[M.X. Zhang y P.M. Kelly 1997] M.X. Zhang, P.M. Kelly. "Accurate orientation relationship between ferrite and cementite in pearlite". *Scripta Materialia*, vol. 37, pp. 2009-2015, 1997.

[Z. Zhao et al 1999] Z. Zhao, D.O. Northwood, C. Lin, Y. Liu. "A new method for improving the resistance of high strength steel wires to room temperature creep and low cycle fatigue". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 89-90, pp. 569-573, 1999.

[O.C. Zienkiewicz y R.L. Taylor 1989] O.C. Zienkiewicz, R.L. Taylor. *The Finite Element Method*. Ed. McGraw-Hill, 9ª edición, 1989.

[N.Y. Zolotorevski y N.Y. Krivonosova 1996] N.Y. Zolotorevski, N.Y. Krivonosova. "Effect of ferrite crystals' plastic anisotropy on residual stresses in cold drawn steel wire". *Materials Science and Engineering*, vol. A205, pp. 239-246, 1996.

[J.A. Zukas et al 1982] J.A. Zukas, T. Nicholas, N.F. Shift, L.B. Gresczuk, D.R. Curran. *Impact Dynamics*. Ed. John Willey and Sons, 1982.