

UNIVERSIDAD DE SEVILLA

ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE ARQUITECTURA

DEPARTAMENTO DE MECANICA DE MEDIOS CONTINUOS

DUCTILIDAD
EN
ARMADURAS PASIVAS

TESIS DOCTORAL

Presentada por : Rafael Bueno Maldonado

Dirigida por : Rafael López Palanco

Octubre 2006

TESIS DOCTORAL

AUTOR:

Rafael Bueno Maldonado

Arquitecto

TITULO DE LA TESIS:

Ductilidad en armaduras pasivas

DIRECTOR:

Rafael López Palanco

Doctor Ingeniero de Caminos. Catedrático de Estructuras.

DEPARTAMENTO:

Mecánica de Medios Continuos , Teoría de Estructuras e Ingeniería del Terreno

Escuela Técnica Superior de Arquitectura

Universidad de Sevilla

Sevilla , Octubre de 2006

El autor de la tesis

El Director de la tesis

Fdo: Rafael Bueno Maldonado

Fdo: Rafael López Palanco

A mi familia

AGRADECIMIENTOS

Con estas líneas quiero agradecer a mi director , Rafael López Palanco , su apoyo científico y humano para la realización del presente trabajo de investigación. Guardaré en la memoria nuestras reuniones matinales que , salpicadas por innumerables anécdotas , me proporcionaron el estímulo y la inapreciable orientación desde los comienzos.

Asimismo a GP Manufacturas del Acero S.A. , por permitirme emplear los recursos materiales y humanos necesarios para el trabajo experimental.

La ductilidad es un concepto enjundioso que goza de pública aceptación , aunque no siempre se comprende su significado profundo. Porque , también , es muy valorada la elasticidad , lo que es , en cierto modo , contradictorio.

Javier Rui-Wamba

INDICE GENERAL

SUMARIO

PARTE I.- INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

1.1.- Los aceros para armar hormigón

1.1.1.- Apuntes históricos. Del hierro al acero.....	27
1.1.2.- Las primeras armaduras.....	35
1.1.3.- Evolución de los aceros corrugados.....	38

1.2.- Las armaduras pasivas hoy. Normativa.

1.2.1.-Normativa nacional. Evolución y tipos de acero.....	45
1.2.2.-Normativa internacional.....	63
1.2.3.-Comentarios.....	67

PARTE II.- ESTADO DEL ARTE.

2.1.-Estudios previos sobre la ductilidad en los aceros.

2.1.1.- Factores que intervienen en el comportamiento seccional del hormigón armado	77
2.1.2.- Modelos propuestos para cuantificar la ductilidad	
2.1.2.1.- Propuesta de Cosenza, Greco y Manfredi.....	81
2.1.2.2.- Propuesta de A. Beeby.....	84
2.1.2.3.- Propuesta de H. Ortega.....	86
2.1.2.4.- Propuesta de Creazza-Russo.....	87
2.1.3.- Confusión respecto a la ductilidad. Propuesta	
2.1.3.1.- Introducción.....	89
2.1.3.2.-Definición de ductilidad.....	93
2.1.3.3.- Ductilidad vs. endurecimiento y tenacidad.....	95

2.2.-El ensayo de tracción.

2.2.1.- Introducción.

2.2.1.1.- Curva tensión - deformación convencional.....	99
2.2.1.2.- Curva tensión - deformación real.....	101

2.2.2.- Comportamiento en la estricción. Estudio analítico.

2.2.2.1.- Introducción. Medidas experimentales.....	105
2.2.2.2.- Estudios previos.....	111
2.2.2.3.- Distribución de deformaciones en el cuello.....	112
2.2.2.4.- Distribución de tensiones en el cuello.....	117
2.2.2.5.- Curva de fluencia.....	123

2.2.3.-Modelo numérico en régimen elastoplástico.

2.2.3.1.-Introducción.....	127
2.2.3.2.-Ley constitutiva.....	130
2.2.3.3.-Definición del modelo y condiciones de contorno.....	133
2.2.3.4.-Análisis de resultados	
2.2.3.4.1.-Formación del cuello.....	137
2.2.3.4.2.-Comparación de valores numéricos y experimentales.....	140
2.2.3.4.3.-Distribución de tensiones.....	142
2.2.3.4.4.-Comprobación hipótesis de Bridgman.....	147
2.2.3.5.-Conclusiones.....	150

PARTE III.- PROPUESTA Y APLICACIÓN PRACTICA

3.1.-La ductilidad en los aceros.

3.1.1.-Definición de un nuevo parámetro.....	155
3.1.2.-Comentarios y justificación.	
3.1.2.1.-Sentido físico.....	158
3.1.2.2.-Intervalo de validez curva de fluencia.....	160
3.1.2.3.-Deformaciones en la probeta.....	162
3.1.2.4.-DUCT versus A5d.....	165
3.1.2.5.-Procedimiento de medida.....	168
3.1.3- Aplicación del nuevo parámetro.	
3.1.3.1.-Cuantificación de la ductilidad en los aceros.....	171
3.1.3.2.-Utilidad para la industria metalúrgica.....	175
3.1.3.3.-El acero laminado en frío.....	177
3.1.3.4.-Objetivo de la experimentación.....	178
3.1.3.5.-Justificación del proceso elegido.....	179
3.1.4.-El laminado en frío de armaduras pasivas.	
3.1.4.1.-Breve repaso histórico.....	181
3.1.4.2.-La materia prima.....	184
3.1.4.3.-Secuencia del proceso de laminado.....	185
3.1.4.4.-Cambios producidos por el laminado.....	194

3.2.-Trabajo experimental.

3.2.0.-Introducción.....	203
3.2.1.-Muestreo y proceso productivo.....	204
3.2.2.-Software.....	205
3.2.3.- Estudio estadístico	
3.2.3.0.-Introducción.....	207
3.2.3.1.-Descripción estadística de características del acero.....	207
3.2.3.2.-Análisis de variabilidad.....	213
3.2.3.3.-Distribución de probabilidad. Normalidad.....	216
3.2.3.4.-Conclusiones.....	228
3.2.4.-Análisis de ductilidad en proceso de laminado en frío	
3.2.4.1.-Introducción y objetivos.....	231
3.2.4.2.-Material elegido.....	233
3.2.4.3.-Procedimiento seguido.....	234
3.2.4.4.-Análisis de resultados experimentales	
3.2.4.4.1.-Introducción.....	236
3.2.4.4.2.-Evolución de valores de tensión.....	240
3.2.4.4.3.-Evolución de valores de deformación..	244
3.2.4.4.4-Comentarios finales.....	250

PARTE IV.- CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

4.1.- Conclusiones	257
4.2.- Recomendaciones para trabajo futuro	260
4.3.- Bibliografía	263

SUMARIO

Desde el comienzo del hormigón armado la preocupación por la calidad y propiedades de las armaduras ha sido constante. Al interés inicial por el incremento de la resistencia mecánica y la preocupación por la adherencia se le añadieron nuevas exigencias , derivadas del mejor conocimiento de las estructuras y de sus materiales.

Aunque en la mayoría de las aplicaciones de arquitectura e ingeniería el diseño de la estructura queda delimitado al rango elástico de los materiales , en los últimos veinte años el interés por el comportamiento plástico de las estructuras y los materiales que la componen ha ido generando un interés cada vez más amplio en los métodos de cálculo no lineal. Son hoy de uso amplio en todos los países los métodos de redistribución limitada de momentos flectores y el empleo de los métodos de cálculo plástico.

En relación al acero , el conocimiento más allá del límite elástico es de la mayor importancia debido a las grandes deformaciones plásticas que tienen lugar tanto en el momento de la rotura como en múltiples procesos de conformación , tales como laminación , extrusión, etc.

El continuo avance técnico , el aumento de la productividad y los nuevos materiales hacen que el conocimiento del acero y su proceso industrial de fabricación estén en continua evolución. Sin embargo la definición y caracterización de la ductilidad mediante un único parámetro no ha sido resuelta aun satisfactoriamente , como lo demuestra la disparidad de modelos propuestos al respecto.

A dicho fin va dirigida la presente Tesis.

El estudio se ha estructurado en cuatro apartados :

-En la Parte I “ INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES ” se describe la evolución de los procedimientos de fabricación de los aceros y en particular de las armaduras pasivas. Durante dicho desarrollo se irán señalando determinados aspectos que afectan a las propiedades mecánicas , analizándose los tipos de acero empleados actualmente.

Esta primera parte termina con un estudio comparativo de las características técnicas de los aceros según las normativas de distintos países.

-En la Parte II “ ESTADO DEL ARTE ” se analizan los distintos modelos propuestos sobre la ductilidad en los aceros y se estudia el ensayo de tracción normalizado profundizando , posteriormente , en el comportamiento de la probeta en la estricción.

Esta parte se completa con el estudio analítico y numérico de la distribución de tensiones y deformaciones en el momento de la rotura.

-En la Parte III “ PROPUESTA Y APLICACIÓN PRÁCTICA ” se define la ductilidad en los aceros y se propone un nuevo parámetro para cuantificarla.

Asimismo se analiza experimentalmente el comportamiento de dicho parámetro y se estudia su utilidad práctica en el sector metalúrgico, aplicándolo a un proceso real de producción de armaduras pasivas mediante laminación en frío.

-En la Parte IV “ CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO ” se presentan las conclusiones de la Tesis así como las recomendaciones y líneas de investigación para trabajos futuros.

En un Anejo a la Tesis se adjuntan los datos de los ensayos realizados para el estudio experimental así como otros aspectos complementarios del mismo los cuales , por su amplitud , no se ha estimado conveniente incorporar al documento principal.

PARTE I .- INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES

1.1.-LOS ACEROS PARA ARMAR HORMIGÓN

1.1.1.- Apuntes históricos

El conocimiento y dominio de los metales ha sido un continuo catalizador en el progreso de la humanidad. Hace más de ocho mil años nuestros antepasados utilizaban los materiales que se encontraban en la Naturaleza tal y como se presentaban en ella ; huesos , astas de animales y ramas de los árboles eran los utensilios empleados habitualmente para cazar.

No es hasta finales del Neolítico , en el Próximo Oriente , cuando se empieza a experimentar con metales , en particular el **cobre** , en aquellos lugares en los que era más fácil encontrarlo nativo en pepitas, señalando así el final de la **Edad de Piedra** y el nacimiento de la **Edad de los Metales**¹ .

Del simple golpeo con un martillo de piedra sobre el cobre en estado puro se pasó a su martilleado en caliente y posteriormente a su extracción por fundición de minerales , marcando el inicio de la metalurgia. El cobre , metal maleable y poco resistente , resultaba de escasa utilidad para la fabricación de armas , herramientas y utensilios prácticos. Sin embargo , al extraerlo de minerales, se apreciaba que la calidad no era siempre la misma. En ciertas partidas , el metal resultante tenía una mayor dureza , manteniendo el filo durante mucho tiempo. Pronto se descubrió que la causa que originaba esas propiedades era el contenido en estaño en la fundición del cobre.

Con la obtención de cobre en presencia de estaño nace la primera aleación , conocida como **bronce** , la cual mejoraba la resistencia y dureza de los dos metales que la componían aisladamente. Su mejores propiedades para el

¹ La Edad de los Metales se inicia así con la Edad de Cobre , extendiéndose desde 5000 a.C hasta 1800 a.C. Dicho periodo se le denomina también CALCOLÍTICO (Del griego : calco = cobre y lithos = piedra).

empleo en armas y otros útiles , unido al inferior punto de fusión respecto al cobre (900 °C frente a 1083 °C), explica su amplio uso una vez descubierto , empleándose durante 1000 años y marcando una nueva etapa en la humanidad conocida como **Edad de Bronce** (1800 a.C-800 a.C).

Tras combatir los ejércitos durante unos 1500 años con armas de bronce , surgen los problemas de abastecimiento , al no ser ni el cobre ni el estaño materiales comunes ² . Ya por entonces se conocía un metal más duro y resistente que el bronce , de color gris oscuro. Este metal , el **hierro** , se encontraba raramente en los meteoritos pero resultaba muy difícil de trabajar y aun más difícil de encontrar que el cobre y el estaño.

Se descubrió que , así como puede obtenerse cobre calentando ciertos minerales , podría obtenerse hierro a partir de los minerales rocosos que lo contenían. Este tipo de metalurgia , aunque era químicamente más simple que las desarrolladas en la etapa anterior , era térmicamente más compleja ; de ahí que los primeros metalúrgicos raramente lo consiguieran , ni siquiera por accidente , debido a las altas temperaturas que se requerían ³. Es más , presentando un contenido de menos de un 0,008% de carbono , el hierro puro no interesaba debido a que , resultando imposible su **temple** ⁴ , el material presentaba una gran deformabilidad y baja resistencia.

El proceso de aceración del hierro surge , pues , por necesidad de contar con un material tan fuerte como el bronce , pudiéndose establecer un paralelismo entre el efecto del carbono en el endurecimiento del acero y el del estaño en el cobre. Ahora bien , como apreciamos en la figura 1 , para tener

² Los fenicios enviaban sus naves más allá del Mediterráneo , al norte de lo que consideraban el fin del mundo , para excavar las minas de estaño en Cornualles , Inglaterra.

³ El punto de fusión del hierro es de unos 1536 °C , superior en unos 500 °C al del cobre.

⁴ Tratamiento térmico que tiene por objeto endurecer y aumentar la resistencia de los aceros. Consiste en calentar el metal hasta una temperatura entre 900-950 °C y posteriormente enfriar rápidamente la pieza en agua o aceite.

una ventaja notoria sobre el bronce tuvieron que ingeniárselas para introducir , al menos , un 0,4 % de carbono en el hierro. Operación nada fácil si tenemos en cuenta que los antiguos herreros empacaban a los objetos de hierro con polvo de carbón de leña introduciéndolo posteriormente en un horno para que el carbono se difundiera en el hierro.

A temperaturas tan altas como 950 °C, se emplean nueve horas formar una corteza de acero (con 0.5% de carbono) de 1.5 mm de grueso alrededor de la pieza de hierro. Este proceso , con algunas variantes , todavía se emplea en la actualidad y se conoce como **cementación**.

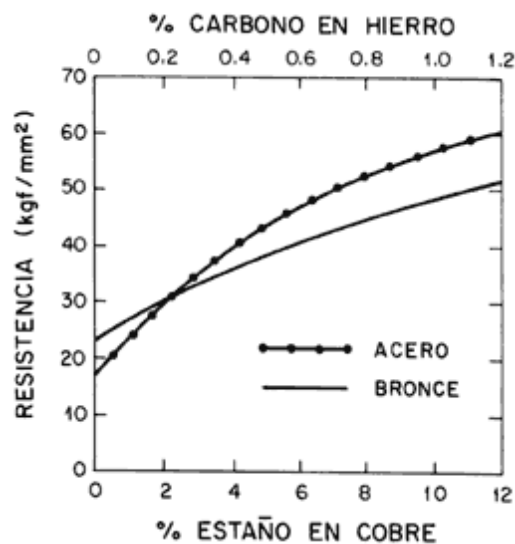


Fig 1.1.- Curvas de la resistencia del bronce y del acero en función del contenido de estaño y carbono. (Sisco.1937)

La temperatura de fusión de la aleación de hierro y carbono ya no es de 1536°C , es más baja y , aunque depende de la proporción de carbono , se sitúa en torno a los 1145 °C.

El descubrimiento de la tecnología del hierro, alrededor del 1500 a.C., se atribuye a una tribu armenia , en la actual Turquía, de la que enseguida pasó a los hititas. A la caída de su Imperio, a finales del milenio II a. C. el secreto de la reciente técnica se extendió tanto hacia Oriente como hacia Europa. Unos 800 años a.C., el uso del hierro se había generalizado ; se vivía entonces lo que se conoce como la **Edad del Hierro** (800 a.C. - I d.C.)

- Del hierro al acero.

Poco se avanzó en los diez siglos siguientes. Al emerger la civilización de la oscuridad de la Edad Media, todavía la cementación era el método más generalizado para convertir la superficie del hierro forjado en acero⁵. Después del siglo XIV se mejoraron los hornos de fundición aumentando su tamaño , en los cuales se introducía la mezcla de mineral de hierro y carbón vegetal.

Naturalmente todos los esfuerzos de nuestros antiguos siderúrgicos , ante el éxito del hierro , estuvieron encaminados a incrementar la producción. Sin embargo , cuando intentaron aumentar la altura y la temperatura de sus rudimentarios hornos surgió el inconveniente de que el mineral reducido pasaba de la forma pastosa a la líquida , presentando tanto contenido en carbono que , debido a su baja deformabilidad , su forja resultaba impracticable.

Este producto era , en principio , no aprovechable y requería un “afino” , término que se ha conservado hasta nuestros días y que se emplea para describir el proceso de transformación de hierro colado en acero.

Figura 1.2.- Fábrica de acero en Seattle.
1920



⁵ El acero , al igual que el hierro forjado o fundición , es una aleación de hierro y carbono en diferentes proporciones , radicando la diferencia entre ambas en el porcentaje de carbono que pueden llegar a alcanzar. El acero puede llegar a tener hasta un 2,11 % de carbono en peso , mientras que en la fundición dicho porcentaje es mayor , oscilando en la práctica entre 3 y 4,5 %.

En todo caso, aunque el principio de obtención accidental del hierro colado , también llamado **arrabio** , pareció una desgracia , lentamente se fue reconociendo su verdadera importancia como materia prima para producir acero.

La tecnología para producir arrabio siempre estuvo inmersa en un proceso evolutivo. El uso del carbón de leña dejó secuelas dramáticas en muchos países ; en Inglaterra la devastación fue tan brutal que a mediados de siglo los bosques ya se habían agotado. Un paso de gran trascendencia se dio en el siglo XVIII cuando el carbón de leña fue sustituido en los hornos por el carbón mineral y más concretamente por el cok .

Los avances en la tecnología del hierro seguían siendo muy lentos . Todavía en esa época se desconocía el motivo por el cual el hierro forjado , el acero y el arrabio eran distintos , no siendo hasta 1820 cuando **Kersten** planteó que era el contenido en carbono la razón de sus diferencias.

Antes de la Revolución Industrial , el acero era un material caro que se producía a escala reducida principalmente para fabricar armas. Los componentes estructurales de máquinas , puentes y edificios eran de hierro forjado o fundición. Pero un cambio trascendental ocurrió en 1855 , cuando Sir Henry **Bessemer** desarrolló un sistema para lograr la transformación masiva de hierro colado o arrabio en acero. La idea se basaba en eliminar las impurezas del arrabio líquido y reducir su contenido en carbono mediante la inyección de aire en un “ **convertidor** ”.

Dicho equipo es una especie de crisol , como el mostrado en la figura 1.3 , donde se inyecta aire soplado desde la parte inferior que , a su paso a través del arrabio líquido , logra la oxidación del carbono. Así el contenido de éste

se reduce del 4-5 % a alrededor de un 0,5 %. Como la combinación del oxígeno con el carbono del arrabio es una combustión que genera calor , Bessemer acertadamente sostenía que su proceso estaba exento de costos por energía.

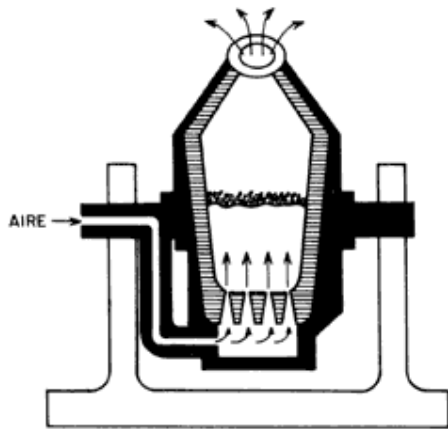


Fig 1.3. - Convertidor de Bessemer



Fig 1.4.- Convertidor de Altos Hornos de Vizcaya en 1920.

El convertidor Bessemer permitió la fabricación de acero a gran escala , lo que significó el progreso de la industria siderúrgica y metalúrgica , propiciando a su vez el desarrollo del hormigón armado. El hierro y el acero cobran entonces una importancia enorme : con el se construyen las máquinas que se aplican en la agricultura y en la industria textil , influyendo de manera decisiva en la **Revolución Industrial**.

Nuevamente el conocimiento de los metales y , en particular , del acero va parejo con la historia de la cultura y la civilización.

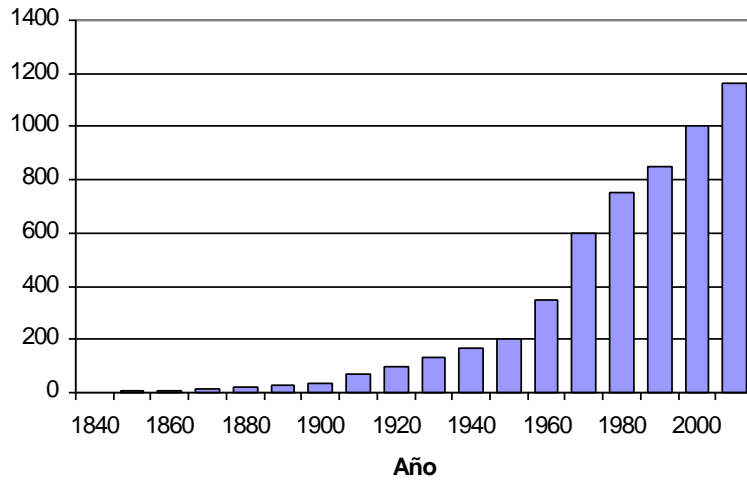


Fig. 1.5.- Evolución de la producción mundial de acero
 (Steel Statistical Yearbook 2005. UNESID)

Se puede establecer un curioso paralelismo entre la evolución que han seguido el hormigón y el acero a lo largo de la historia. Ambos se conocen desde muy antiguo , siendo su evolución casi inexistente desde la caída del imperio romano hasta mediados del siglo XIX , en el que iniciaron un gran desarrollo que llega hasta nuestros días. No es de extrañar que el nacimiento del hormigón armado (Monier , 1845) coincida con el desarrollo del cemento Pórtland (Mauder, 1843) y el inicio de la tecnología del acero (Bessemer , 1855).

1.1.2.-Las primeras armaduras

Con objeto de conocer las armaduras pasivas hoy , así como comprender las razones que han generado la consideración e investigación sobre la ductilidad de los aceros , resulta de interés analizar la evolución y desarrollo de dicho material a lo largo del tiempo.

En los comienzos del hormigón armado , a finales del siglo XIX , las armaduras empleadas tenían las mismas características que los aceros empleados en las estructuras metálicas. Dicho material , obtenido por laminación caliente y sin ningún tratamiento posterior , se le denominaba acero suave o dulce¹, y su contenido en carbono en torno al 0,15% le confería una baja resistencia y una alta deformabilidad (límite elástico de 240 MPa , carga de rotura 360 MPa y un alargamiento en base a cinco diámetros- A5d superior al 25%) . Fabricadas en forma de barras lisas , fueron las primeras armaduras empleadas en el hormigón y se las denominaba habitualmente como “ **redondos ordinarios del comercio** ”.

En Europa , el interés por incrementar el límite elástico del acero surgió de forma espontánea debido a la ventaja económica que ello suponía en el coste total de la construcción , al no ser el precio del acero y su capacidad mecánica proporcionales.

El mejor conocimiento de los materiales y un desarrollo de la industria transformadora propiciaron la fabricación de aceros de mayor resistencia , obtenidos inicialmente mediante procesos de **deformación y estirado en frío** de las barras , con incrementos pequeños del coste de la producción. Así , se

¹ Actualmente se les denomina aceros no aleados de bajo carbono (%C< 0,25) .

pasó de los aceros de 240 MPa de límite elástico a los de 350 MPa e , inmediatamente , a los de 400 MPa.

Ahora bien , el aumento de la tensión de trabajo en el acero generaba automáticamente un grave problema en el hormigón. Siendo el módulo de elasticidad virtualmente idéntico para todos los aceros ² ($E=207.000$ MPa), el pasar de emplear un acero de 240 MPa de límite elástico a uno de 400 MPa , implicaba que las deformaciones aumentaban en la misma proporción , ocasionando una fisuración no deseable en el hormigón armado. Al estar el ancho de fisura limitado a 0,2- 0,3 mm por razones de durabilidad (oxidación de armadura principalmente) se presentaba la problemática de que , pese a su ventaja económica , el empleo de aceros lisos de alta resistencia quedaba en entredicho y limitado a aplicaciones muy concretas.

El problema así planteado presentó una solución que llega hasta nuestros días. Siendo el problema el ancho de fisura , cabía la solución de aumentar el número de grietas disminuyendo la amplitud de cada una de ellas de forma que no se alcance el límite anteriormente fijado. Esta solución implicaba automáticamente mejorar la adherencia entre hormigón y acero , disponiendo para ellos unas rugosidades o salientes en las superficies de las barras.

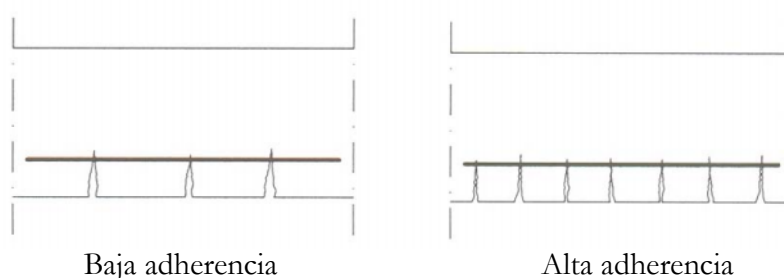


Fig. 1.6.- Influencia de la adherencia en la fisuración del hormigón. Viga a flexión

² El módulo de elasticidad está determinado por las fuerzas de unión entre los átomos. Debido a que dichas fuerzas no pueden modificarse sin cambiar la naturaleza misma del material , dicho módulo es una de las propiedades mecánicas más inalterables de los metales . Es únicamente sensible , y muy ligeramente , a los elementos aleantes , tratamientos térmicos y laminación en frío.

Paralelamente los técnicos americanos , centrados más en la adherencia que en la mejora de la resistencia , fabricaron desde el principio aceros con corrugas aunque de bajo límite elástico (210-240 MPa). En la figura 1.7 se muestra una barra producida en los Estado Unidos a principios del siglo XX.

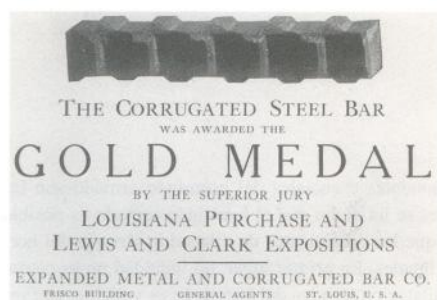


Fig. 1.7. Armadura americana empleada a comienzos del siglo XX.

Estas armaduras presentaban un serio inconveniente en el comportamiento conjunto con el hormigón ya que , debido a los bajos alargamientos desarrollados por el acero al alcanzar su carga máxima , se generaban estados de rotura en las estructuras prácticamente sin fisuración ni deformación apreciable (rotura frágil). Ello obligó a incrementar las resistencias que , en el caso de los Estados Unidos , se realizó exclusivamente mediante la composición química , fabricando los denominados **aceros de dureza natural** .

Los técnicos americanos llegaron , pues , a idéntica conclusión que los europeos aunque por planteamientos distintos : la idea de aceros de alta resistencia va unida a la de adherencia mejorada , y viceversa.

1.1.3.- Evolucion de los aceros corrugados

El primer desarrollo de aceros de alta resistencia , denominado “ **Isteg** ” (figura 1.8.b) fue inicialmente producido en Austria y consistía en barras trenzadas helicoidalmente y estiradas. Este proceso , que permitía alcanzar armaduras de hasta 400 MPa de límite elástico a partir de aceros lisos de 200 MPa , presentaba el inconveniente de su incompatibilidad con el hormigón armado , al no poder emplear la armadura resultante en elementos comprimidos.

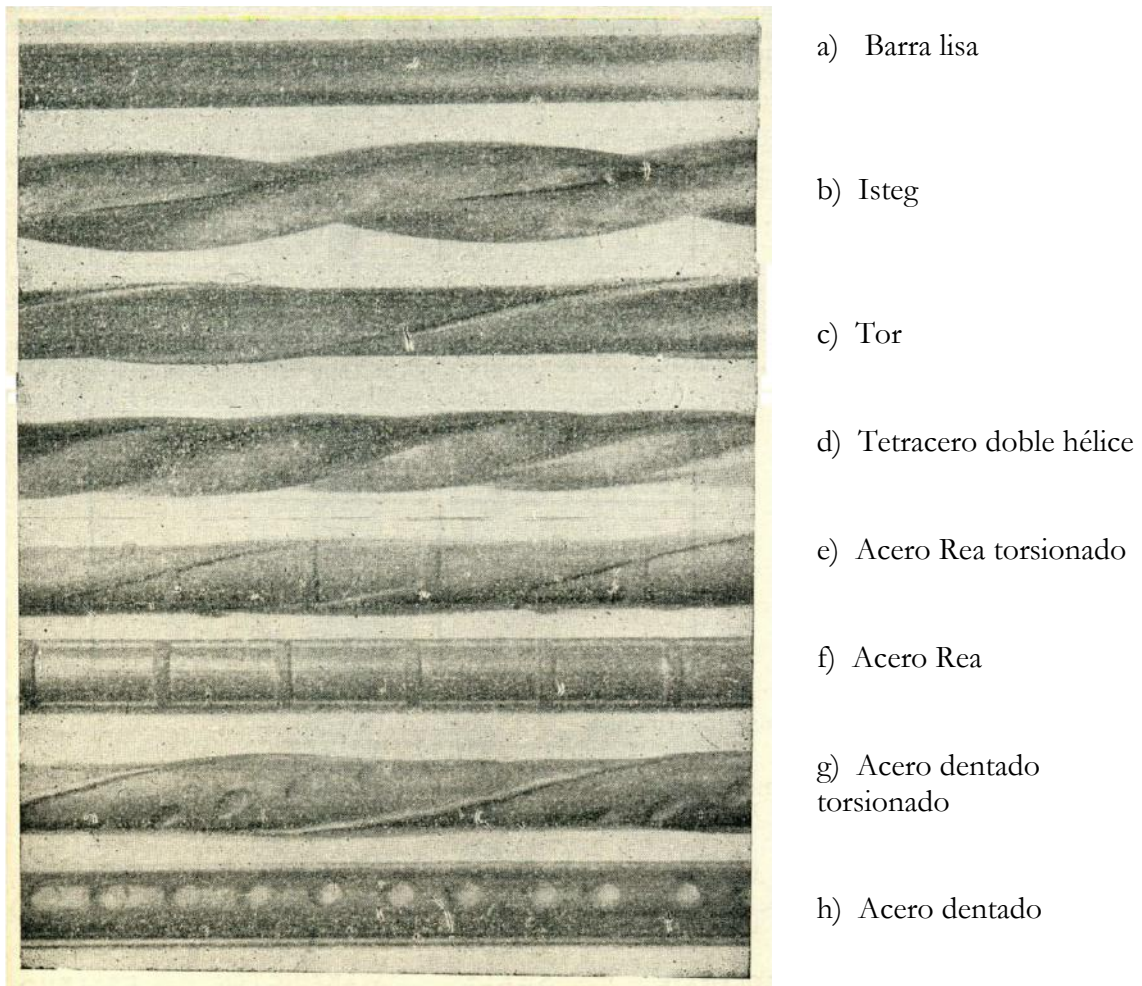


Fig.1.8. Distintos tipos de aceros a mediados del siglo XX.(Arredondo³.1963)

³ Arredondo , F. : “ Estudio de materiales. Materiales metálicos ”.Instituto Eduardo Torroja. Madrid.1963

Este primer diseño dio pie a que , simultáneamente en Austria y Alemania , se desarrollara el primer proceso industrial de laminado en frío que consistía en el retorcido y estirado de una barra de acero liso de calidad ordinaria a la que se le incorporaban unos , aún tímidos , resaltos longitudinales para mejorar la adherencia con el hormigón . Este acero , conocido como “ **Tor** ” (figura 1.8.c) se fabricó inicialmente con límite elástico de 400 MPa. Posteriormente , ya en los años 60 , se le incorporaron a los resaltos longitudinales unas nervaduras transversales fabricándose barras de 500 y 600 MPa de límite elástico.

El éxito del aumento de resistencia mediante retorcido y estirado en frío generó múltiples variantes como las que se muestran en las figuras 1.8.e)-f) y 1.8.g)-h) de la página anterior , en la se muestran las barras laminadas en caliente y su equivalente torsionado. En España es notable el trabajo realizado por la empresa Tetracero S.A. ⁴ desde los años 50 , que desarrollaría el acero del mismo nombre (figura 1.8.d). Esta patente , impulsada por el ingeniero y empresario Jesús Iribas , se inició con armaduras de límite elástico de 400 MPa y poco después , se comercializaría el de calidad 500 MPa.

Posteriormente , Altos Hornos de Cataluña fabricó el acero Rea (Fig.1.9). Este perfil , antesala de los aceros actuales , presentaba el inconveniente de no tener una sección constante a lo largo de la barra , existiendo una cantidad de acero en los resaltos transversales que no aumentan la capacidad mecánica de la barra (siendo ésta la correspondiente a la menor de sus secciones) y que sólo se dispone para mejorar su adherencia con el hormigón. Esto originaba

⁴ Son de destacar los prontuarios técnicos de esta empresa a través de los cuales se divulgaba , con gran rigor técnico , el conocimiento existente sobre hormigón armado , abarcando tanto materiales como métodos de cálculo. El comité técnico asesor de Tetracero S.A. en los años 70 estaba compuesto , entre otros , por : José Calavera , Juan del Corro , J. Ferry Borges , R. López Palanco , Juan Margarit , Fco. Morán y P.Jiménez Montoya.

que su peso y por tanto su coste económico fuese mayor que el de una barra totalmente lisa.

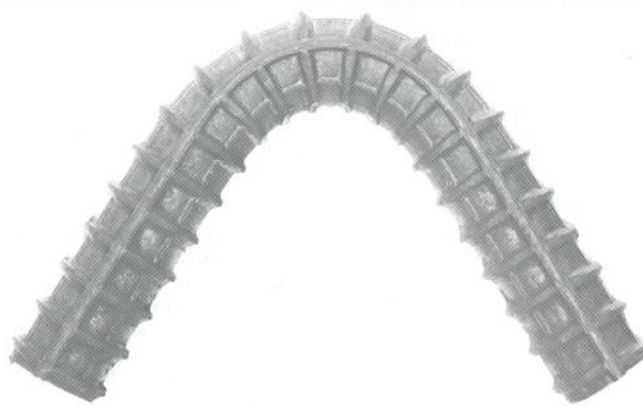


Fig. 1.9.- Acero Rea

Un diseño óptimo de una barra es aquel en el que todas las secciones transversales tengan el mismo área , lo que llevó a pensar en una distribución helicoidal de los resaltos o nervaduras . Idéntico resultado se llega si los collarines de la barra anterior en vez de estar contenidos en un plano normal al eje de la pieza , lo están en un plano oblicuo , a modo de elipses diagonalmente dispuestas.

Con este diseño de los resaltos se consiguió que las nervaduras fueran , no sólo útiles a efectos de aumentar la adherencia entre hormigón y acero⁵ , sino que colaborasen aumentando el área ⁶ y por tanto la capacidad mecánica de éste último.

⁵ Actualmente , en España , las tensiones de adherencia se determinan de forma experimental mediante el “ Beam Test ” o ensayo de la viga. Es de esperar que en breve la normativa asumirá el “ Método de la Superficie Proyectada de la Corrugación ” , modelo analítico desarrollado por el CEB en los años 90 e incorporado a los Eurocódigos.

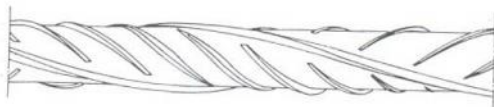
⁶ El área equivalente de un acero corrugado se calcula entonces no midiendo la barra , sino pesándola y dividiendo dicho valor por su densidad (7,85 g /cm³) y por su longitud en centímetros. La expresión $A = \frac{W}{\rho \cdot L}$ permite determinar el diámetro equivalente d_e de la barra.

Un último avance en la geometría de las corrugas surgió de la evidencia experimental de que , al unirse las corrugas transversales a las aletas longitudinales , el punto de encuentro era una zona de inicio de rotura en los ensayos de fatiga debido a la concentración de tensiones en dichas zonas. Esta geometría , habitual en los años 70-80 , podemos apreciarla en el acero Rea (figura 1.9) y en el Tetracero-42 F (figura 1.10.a , bajo estas líneas).

La eliminación de dichos encuentros originó que , en lo sucesivo , las corrugas se dispusieran y normalizaran de forma que las corrugas transversales no se uniera a las aletas longitudinales. Observamos así como en el último tipo de Tetracero que se fabricó (figura 1.10.b) en calidad de 500 MPa , desaparece dicha unión , llegándose finalmente a la geometría empleada en la actualidad (figura 1.10.c)



a) Tetracero-42 F



b) Tetracero-50 F



c) Geometría actual

Fig. 1.10.- Evolución de la geometría de la corruga

-Desaparición del Tetracero y fin del incremento de resistencias.

En el mundo empresarial del acero son identificables , desde sus inicios , dos sectores claramente diferenciados : el siderúrgico y el transformador. La breve historia del acero muestra una tensión permanente entre ambos grupos por mantener y , si es posible , aumentar su cuota de mercado. Fruto de esta competencia es la evolución en los aceros y la mejora en los procesos de fabricación , avanzando implacablemente sobre los cadáveres de innumerables empresas que no pudieron adaptarse a los cambios.

Ejemplo de ello fueron las armaduras de alta resistencia obtenidas por torsión y estirado en frío (Tor y Tetracero). Tras un gran desarrollo en Europa y en países de Centro y Sudamérica durante los años 60 y 70 , a principios de los años 80 comenzó un claro declive que culminó , en los 90 con su total desaparición. Las razones fueron estrictamente de competitividad en el mercado..

Ciertamente , dichos aceros lograron mejorar las resistencias de los aceros laminados en caliente mediante deformación en frío. Pero la industria siderúrgica , también en constante evolución , logró conseguir esas mismas resistencias únicamente mediante una adecuada composición química y sin ningún proceso ni manipulación posterior.

La escasa automatización posible en el proceso de torsionado y estirado en frío hizo imposible a los fabricantes reducir sus costes de producción y competir , por tanto , con los aceros de dureza natural fabricados directamente desde las siderúrgicas.

El incremento de las resistencias continuó hasta los años 60 y 70 , en los que se fabricaron aceros de 500 MPa y , posteriormente , los de 600.

Este último , contemplado en varias normas Europeas , nunca llegó a comercializarse salvo en ciertos países (Austria , Dinamarca) y en muy poca cantidad. En España , pese a estar contemplado en desde las Instrucciones EH-73 a la EH-91 no llegó a fabricarse. Ello se debió a varios factores técnico-económicos entre los que destacamos el aumento de la fisuración en el hormigón armado , lo que originaba aumentar la adherencia y por tanto la geometría de las corrugas , la imposibilidad de conseguir aceros soldable con esa resistencia mediante laminación en caliente , así como las grandes reducciones de sección necesarias en el proceso de laminado en frío , lo que generaba un producto escasamente deformable , difícil de fabricar y costoso.

Desde los años 90 el acero más empleado en Europa es el de límite elástico 500 MPa. Paralelamente en *EE.UU.* , las resistencias de los aceros de las armaduras se mantenían limitadas a 60.000 psi (aproximadamente 415 MPa)⁷.

⁷ El psi es la unidad anglosajona de presión. La equivalencia con el S.I. es 1 MPa = 145 psi.

1.2.- Las armaduras pasivas hoy.Normativa.

En el presente capítulo se analiza la evolución normativa , tanto nacional como internacional , en relación a las armaduras pasivas. El estudio de las normativa como documento histórico permite conocer los distintos cambios en las armaduras pasivas, tanto de sus características técnicas como de sus aplicaciones , lo cual será de utilidad para el conocimiento de los aceros actuales y de la ductilidad.

1.2.1.Normativa nacional. Evolución y tipos de acero.

La técnica del hormigón armado se introdujo en España a principios del siglo XX de la mano de José Eugenio Ribera. Iniciado profesionalmente en la construcción con hierro, ya destacaba como uno de los mejores especialistas en cálculo y ejecución de puentes cuando pasó a representar, en 1898 , a la patente francesa Hennebique en el campo del hormigón armado. Simultáneamente , en Cataluña , se desarrolló la patente Monier , representada por el Ingeniero Militar Francésc Maciá , quien sería posteriormente primer presidente de la Generalitat de Cataluña.

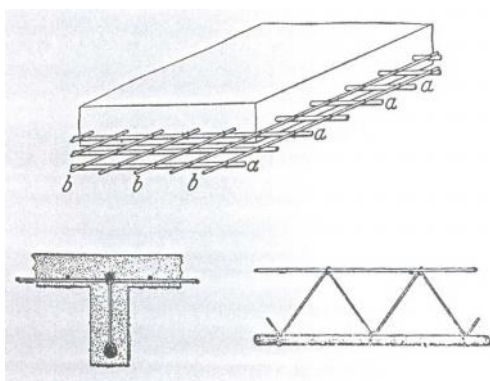


Fig.1.11 .-Sistema Monier

Se trataba de un forjado solidario de vigueta y losa. La armadura de la losa se alojaba en la parte inferior de la misma.

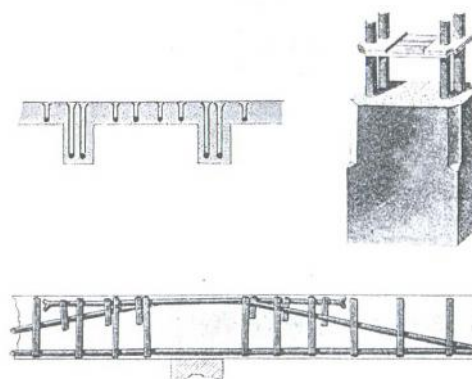


Fig.1.12 .-Sistema Hennebique

La mayor singularidad consistía en los estribos de llanta de hierro que abrazaban las barras longitudinales.

El cálculo de secciones empleados en estas patentes era el elástico , en los cuales el hormigón se hacía trabajar a 2,5 MPa y el acero , liso , a 100 MPa.

-Primeras normas. 1939 y 1940.

El hecho de que la técnica del hormigón armado estuviera sometida a patentes repercutió en su falta de normalización por parte de la Administración , no siendo hasta 1939 cuando aparece la primera norma española. Publicada por el Ministerio de Obras Públicas , la “ **Instrucción para el proyecto de obras de hormigón armado** ” y las “ **Normas para el cálculo y ejecución de estructuras metálicas , hormigón armado y forjados de ladrillo armado** “ , publicada por la Dirección General de Arquitectura en 1940 , se convirtieron en el ámbito legal del hormigón armado durante dos décadas. En ambos documentos se hacían referencia exclusivamente a barras lisas de acero dulce del comercio , especificándose las características mecánicas mínimas que debían cumplir dichos aceros :

$$f_y \geq 240 \text{ MPa}$$

$$f_s \geq 360 \text{ MPa}$$

$$0,65 f_s \leq f_y \leq 0,80 f_s \quad (\text{equivalente a } 1,25 \leq f_s/f_y \leq 1,53)$$

$$\text{Alargamiento}^1 \geq 18 \%$$

Como la Elasticidad había alcanzado un gran desarrollo cuando sobrevino la aparición del hormigón armado , no es de extrañar que se establecieran para este material unos criterios elásticos , tanto para el cálculo de esfuerzos como

¹ Resulta curioso observar como las normativas de hormigón armado, desde sus inicios hasta nuestros días , emplean inadecuadamente el término “alargamiento” cuando el correcto sería “deformación”. Uno y otro son conceptualmente muy diferentes , al tener el primero dimensión y el segundo no . Siendo $\epsilon = \frac{L}{L}$, la deformación se suele expresar en tanto por ciento.

para el de secciones . El módulo de Elasticidad se fija en $2.000.000 \text{ kg/cm}^2$ (196.000 MPa) y los coeficientes de minoración de resistencia para el hormigón y el acero se establecen en tres y dos respectivamente , por lo que la tensión máxima considerada para las armaduras es de 120 MPa .

-Aportaciones de Torroja y Páez. HA.61

Un avance significativo tiene lugar en 1956. El Instituto Técnico de la Construcción y el Cemento² publica ese año la “ **Instrucción especial para estructuras de hormigón armado** ” en la que , redactada con el inconfundible estilo de Alfredo Páez como ponente general de la Instrucción , se desarrollan aspectos relativos a los materiales, encofrados y condiciones de calidad.

Aparecen , por primera vez , las Normas de Ensayo (NE) que desarrollan temas muy concretos como los métodos de ensayo y que , posteriormente , se convertiría en las actuales Normas UNE. Se modifican los coeficientes de seguridad establecidos anteriormente , rebajándose un 20% con la consiguiente economía de materiales, y se describen las características geométricas, químicas y mecánicas que deben cumplir los distintos componentes que intervienen en el hormigón armado.

En relación a las armaduras , aunque se permite el empleo del acero liso , se recomienda el empleo de barras corrugadas denominadas “de alto límite elástico”. Un exceso de normalización en las características mecánicas (aspecto paulatinamente corregido en posteriores Instrucciones) lleva a

² Actualmente Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja.

diferenciar distintos valores de límite elástico³ en función del diámetro de la barra, según se refleja en la tabla adjunta :

	ϕ (mm)	4	5	6	8	10	12	16	20	25	30	35
f_y	Liso	326	318	309	294	284	275	255	240	230	216	211
mín. (MPa)	Corrugado			407	400	392	358	328	314	300	280	270

EH-56.- Límite elástico de las armaduras pasivas en función del diámetro.

Se normalizan las corrugas mediante condiciones geométricas , definiéndose su altura , ángulo y separación. Asimismo se detallan los pasos de hélice para los aceros estirados y torsionados en frío tipo Tetracero , que hacen su aparición en estas fechas.

La Instrucción de 1956 se convirtió en el primer volumen de la que sería , cinco años después , la **H.A. 61**.

Impulsada personalmente por Eduardo Torroja en la que fue su ultima obra (falleció el 15 de Junio de 1961 cuando la Instrucción estaba prácticamente concluida) y contando con la fiel colaboración de Páez, Urcelay y Meseguer , la citada instrucción se dedica exclusivamente al cálculo, faceta en la que produciría un avance tan sustancial que colocaría a España en la vanguardia del hormigón armado.

³ Las unidades originales venían expresadas en Kp/cm². Se han convertido a MPa empleando la relación 1 MPa = 10,2 Kp/cm².

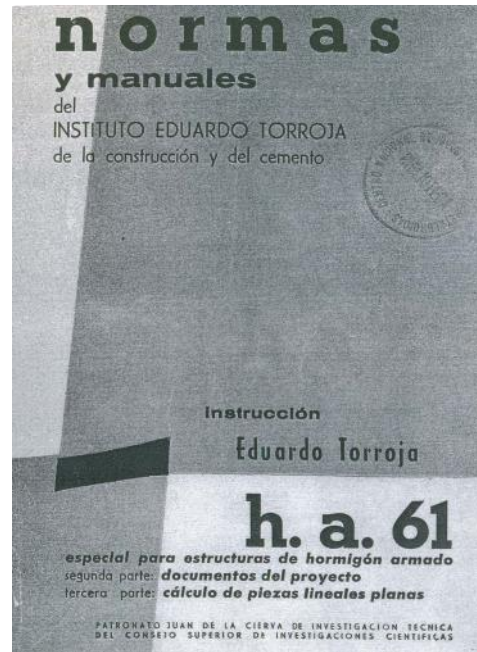


Fig 1.13.- Portadas de la Instrucción de 1956 y H.A 61.

El mejor conocimiento de los materiales y la aplicación de la estadística hicieron de catalizadores en ésta Instrucción , en la que podemos destacar dos innovaciones .La primera fue la sustitución de los coeficientes de mayoración de cargas y minoración de resistencias determinísticos por los actuales probabilísticos. Al respecto ,se fija el coeficiente de minoración de la resistencia del hormigón en 1,6 y el del acero en 1,2 (muy cercanos a los empleados actualmente : 1,5 y 1,15 respectivamente). La segunda fue la sustitución del método clásico-elástico, empleado desde el inicio del hormigón armado para el cálculo de secciones, por el método de agotamiento en rotura.

Dicho procedimiento de cálculo , denominado como Método del Momento Tope , fue cronológicamente el primero que ofreció una solución al problema de las secciones sometidas a sollicitaciones normales. El Comité Europeo del Hormigón lo incorporó a su doctrina en las Recomendaciones CEB de 1963 y fue ampliamente utilizado en toda Europa. En España , ha figurado en todas

las Instrucciones de Hormigón hasta 1998 , año de la publicación de la actual Instrucción EHE.

Para el cálculo de solicitaciones se continúan empleando los métodos elásticos⁴ aunque se abre la posibilidad futura a los incipientes métodos plásticos. En relación a éstos se citan , por primera vez en una normativa de hormigón armado, aspectos como la formación de rótulas plásticas , redistribución de esfuerzos y el comportamiento elastoplástico de los materiales que componen la sección de hormigón.

Posiblemente la consideración de las leyes reales de tensión-deformación , tanto en el hormigón como el acero , sea lo más destacable de la Instrucción HA-61 en relación al tema de esta Tesis. Además de los aceros ordinarios de construcción fabricados por laminación en caliente , se consideran por primera vez los aceros corrugados estirados en frío. Para ambos tipos se considera , además de la rama elástica , la zona plástica.

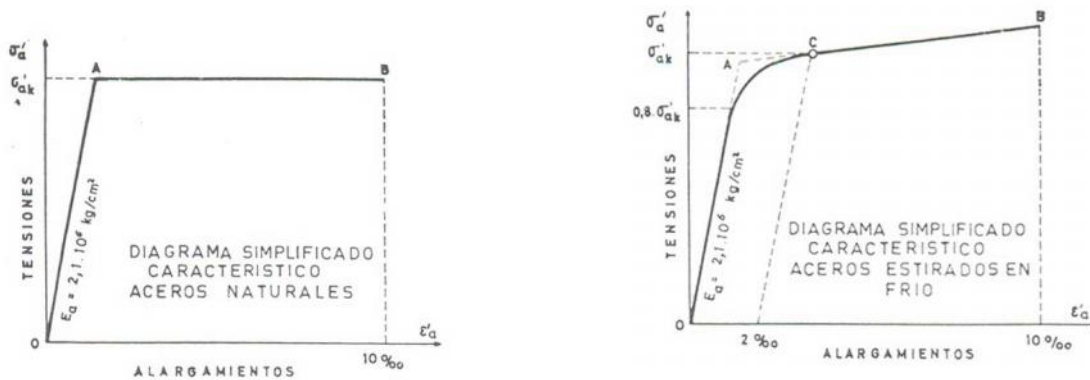


Fig 1.14.- Diagramas de cálculo σ - ϵ simplificados para aceros laminados en caliente y estirados en frío. (Art. 3.4. H.A-61)

⁴ Aun hoy , el método habitual de calcular los esfuerzos en las distintas secciones de una estructura sigue siendo el elástico aun cuando no resulte plenamente coherente con el de comprobación y armado de secciones en agotamiento.

Con objeto de compatibilizar el comportamiento del hormigón y el acero en la sección de hormigón armado se limita, en el primero, la deformación de agotamiento por compresión a 0,0035 (0,35 %) y, en el segundo, la deformación por tracción a 0,01 (1%).

Aspecto interesante en la Instrucción y que merece la pena destacar es el empleo del “**alargamiento repartido en rotura**” (a_{re}) como característica a garantizar por los aceros.

Medido tras el ensayo de tracción sobre una base de diez diámetros situada a más de cinco diámetros del cuello de estricción y a más de tres diámetros del punto de aplicación de la mordaza, el parámetro a_{re} sólo apareció en ésta Instrucción siendo sustituido en todas las sucesivas, debido a la escasa precisión de la medida manual, por el alargamiento en rotura en base a cinco diámetros (A_{5d}), que mide, en lugar de la deformación unitaria remanente, la deformación plástica localizada en la zona de la estricción.

Los avances técnicos en el campo de las máquinas de ensayo a tracción han posibilitado que el parámetro definido en esta primera Instrucción vuelva a aparecer en los años noventa bajo forma de su equivalente, la deformación bajo carga máxima, a_{max} (también denominado como A_{gt}). Este parámetro se mide, hoy en día, de forma automática por la máquina, eliminando la imprecisión propia de la época en la primera Instrucción.

Podemos establecer un claro paralelismo entre a_{re} y el actual a_{max} . Ambos miden la deformación uniforme en una barra, razón por la que la medida se hace a una determinada distancia de las deformaciones plásticas localizadas: la zona de estricción y las mordazas, pero mientras el primero se mide tras la rotura, el segundo se determina durante el proceso del ensayo.

Como podemos observar en la figura 1.15 , ambos parámetros son prácticamente idénticos , con la única diferencia que ϵ_{max} mide la deformación uniforme total (elástica + plástica) bajo carga máxima y el alargamiento repartido en rotura cuantifica únicamente la parte plástica de dicha deformación , debido a la descarga elástica que sufre la probeta al cesar las cargas que la solicitan.

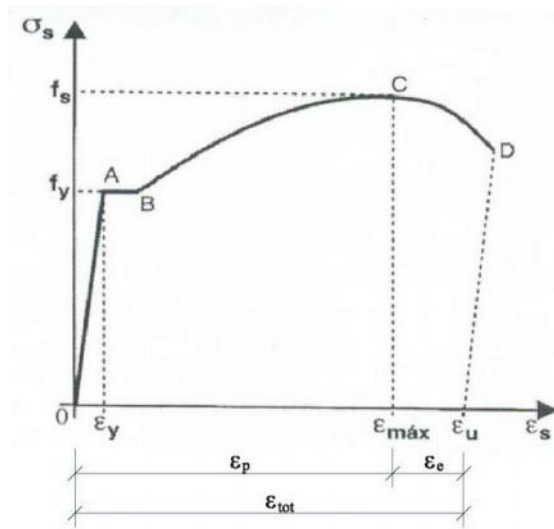


Fig 1.15.-Deformaciones elásticas y plásticas bajo carga máxima.

Resulta inmediato calcular la relación entre ellos , ya que :

$$\begin{aligned}
 & \epsilon_{total} = \epsilon_{plástica} + \epsilon_{elástica} \\
 \text{como } \left\{ \begin{array}{l} \epsilon_{total} = \epsilon_{max} \\ \epsilon_{plástica} = a \cdot \epsilon_e \\ \epsilon_{elástica} = \frac{s}{E} \end{array} \right. & \Rightarrow \epsilon_{max} = a \cdot \epsilon_e + \frac{s}{E} \quad (1)
 \end{aligned}$$

siendo E el módulo de elasticidad del acero (200.000 MPa)

Considerando que el factor $\frac{s}{E}$ para los aceros de la época , en los que $s \approx 500MPa$, se situaba en torno al 0.25% y que el mínimo exigido por la

Instrucción era el 4 % , la diferencia entre considerar un parámetro u otro se sitúa entorno al 6%.

Como veremos en el capítulo 2 de la Tesis , el parámetro ρ_{max} aparece en toda la normativa internacional desde que en 1990 lo incorporara el Código Modelo CEB-FIP⁵ como característica a verificarse por los aceros para su empleo en el hormigón armado , con un valor mínimo entre el 2,5% y el 5% , intervalo en el que se encuentra , como valor medio , el 4 % que ya fijara la Instrucción española de 1961 .

-Estados Límites. Dominios de Deformación

Dos años más tarde , en 1963 , el Comité Europeo del Hormigón publicó las Recomendaciones CEB en las que , incorporando a su doctrina el Método del Momento Tope , proponía una mejora del mismo. Este nuevo método de cálculo en rotura, denominado como Estados Límites , sustituía el diagrama rectangular por el de parábola-rectángulo y definía los dominios de deformación en la sección de hormigón armado , también denominado como diagrama de pivotes.

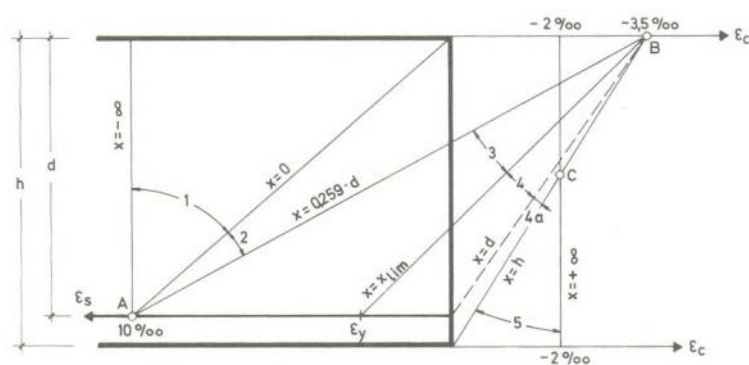


Fig 1.16.- Dominios de deformación de secciones en rotura
(Montoya , 1966)

⁵ Código Modelo CEB-FIP 1990 para hormigón estructural. CEB.1990

Considerando que todos los elementos de una estructura deben proyectarse de modo que los materiales se aprovechen de forma óptima y que, antes de que la sollicitación máxima resistida por la pieza sea alcanzada, se produzcan unas visibles muestras de agrietamiento que denuncien la proximidad de la rotura con suficiente margen, el Dominio 3 se corresponde con el óptimo para el caso de flexión simple, ya que aunque el colapso se produce por agotamiento del hormigón, la armadura alcanza su deformación máxima ($\epsilon_s = 1\%$).

Este tipo de rotura, asociado a la capacidad de aviso debido a las **grandes deformaciones del acero** en el momento del colapso, se le denomina como “**dúctil**”, en contraposición al que se obtendría en el Dominio 4, en el que la sección rompería igualmente por agotamiento del hormigón pero con pequeñas deformaciones en el acero (rotura frágil).

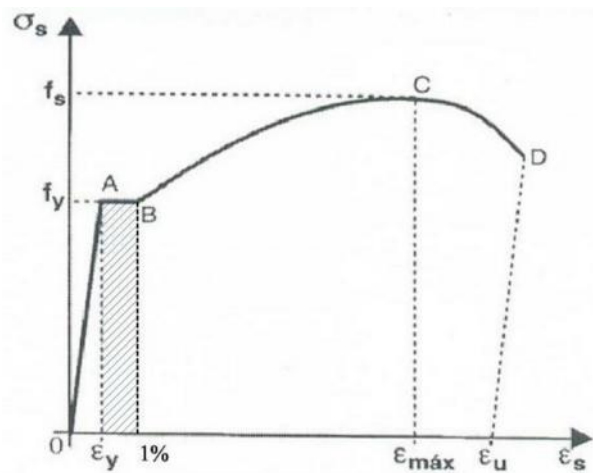


Fig 1.17.- Rango de deformaciones del acero en el Dominio 3 ($\epsilon_y \leq \epsilon_s \leq 1\%$). Para los aceros actuales de límite elástico 500 MPa,

$$\epsilon_y = f_{yd} / E = 0,22 \%$$

Ciertamente el acero admite deformaciones uniformes en tracción mayores al 1% (hoy en día se fabrican aceros con $\epsilon_{m\acute{a}x}$ cercanas al 10%), pero dichas

deformaciones son incompatibles con el trabajo del hormigón armado ya que , considerando el caso de flexión simple , llevaría implícita la elevación de la fibra neutra , la reducción de la zona de hormigón comprimido y , finalmente , su rotura por aplastamiento.

La limitación de $\epsilon_s \leq 1\%$ se mantiene actualmente en todas las normativas sobre hormigón armado nacionales e internacionales. (EHE , CM-90 , EC-2 , etc)

-Años 60 y 70.Normas UNE y EH-73

Desde el año 60 se inicia en España una fuerte expansión del uso de barras corrugadas de alta resistencia siendo , junto con Austria , uno los países más avanzados en este tipo de armaduras , especialmente en el uso de aceros de 500 MPa de límite elástico. En el resto de los países europeos la implantación fue más lenta.

A principio de los 70 se sientan en España las bases fundamentales de la normativa para barras , mallas y alambres. La Comisión 36 de IRANOR , compuesta por representantes de Productores , Usuarios y la Administración , redacta la serie de normas UNE siguientes :

36097 /1/81	“ Redondo liso para hormigón armado ”
36088 /1/81	“ Barras corrugadas para hormigón armado”
36092 /1/81	“ Mallas electrosoldadas de acero para hormigón armado”
36099 /1/81	“ Alambres corrugados de acero para hormigón armado”

Estas normas fueron pioneras a nivel mundial , y de hecho han servido para posteriores reformas. Aparte de su gran rigor técnico , estas normas fueron especialmente eficaces ya que hasta su publicación en España era frecuente la

relaminación. La nueva normativa introducía una mayor exigencia de calidad , que dio como resultado que el número de fabricantes se redujera de más de 80 a un número entre 5 y 12 , cantidad análoga al resto de países europeos.

Mención especial merece la Instrucción EH-73 para el Proyecto y la Ejecución de obras de Hormigón en Masa y Armado , ya que supuso un avance en cuanto a la normalización que situó a España en primera línea en este campo. Se introduce un nuevo título dedicado al control de calidad que , pionero en su género , regulaba los aspectos correspondientes relativos al proyecto , materiales y ejecución.

En relación a los aceros , se distinguen los de dureza natural y los estirados en frío para barras corrugadas y los trefilados para mallas electrosoldadas , con resistencias que varían desde los 400 MPa hasta 600 MPa. En la tabla adjunta se muestra la tabla original de la norma con las características a garantizar por el fabricante para ambos productos.

Designación	Clases de acero	Límite elástico f_y en kp/cm^2 no menor que	Carga unitaria de rotura f_s en kp/cm^2 no menor que	Alargamiento de rotura en $\%$ sobre base de 5 diámetros no menor que	Relación f_s/f_y en ensayo no menor que
AE 42N	Dureza natural	4200	5500	18	1,25
AE 42F	Estirado en frío	4200	5000	12	1,10
AE 46N	Dureza natural	4600	6000	16	1,25
AE 46F	Estirado en frío	4600	5500	11	1,10
AE 50N	Dureza natural	5000	6500	14	1,20
AE 50F	Estirado en frío	5000	6000	10	1,10
AE 60N	Dureza natural	6000	7200	12	1,15
AE 60F	Estirado en frío	6000	6600	8	1,10

Fig.1.18.-EH-73.-Características de las barras corrugadas

Designación de las barras.	Límite elástico f_y kp/cm ² no menor que	Carga unitaria f_s kp/cm ² no menor que	Alargamiento de rotura (%) sobre base de 5 diámetros no menor que	Relación en ensayo f_s/f_y no menor que
AE 50T	5000	5500	10	1,05
AE 60T	6000	6600	8	1,05

Fig.1.19.-EH-73.-Características de las mallas electrosoldadas

Los aceros de dureza natural (denominados como tipo N) son aquellos cuyas propiedades se obtienen exclusivamente mediante laminación en caliente , es decir , que las características de estos aceros (resistencia , deformabilidad , etc) se deben a su composición química. Para poder llegar a los valores de resistencia requeridos hace falta una composición con carbonos altos o con adiciones importantes (fundamentalmente Vanadio).

Los aceros estirados en frío(F) son aquellos cuyas características finales se obtienen mediante la aplicación en frío de un proceso en el cual las barras son simultáneamente torsionadas y estiradas. Este tipo de acero fue muy utilizado en los años sesenta y setenta , en una época en la cual no era sencillo fabricar directamente , mediante laminado en caliente , aceros de alta resistencia debido a las dificultades tanto de las instalaciones productivas como de los medios y materias primas empleados. En esta situación , el estirado en frío proporcionaba un sistema válido para obtener resistencias elevadas con materias primas de inferior calidad.

Este tipo de acero se dejó de utilizar cuando los aceros de dureza natural consiguieron las características de alta resistencia necesarias sin precisar manipulaciones posteriores. Ya no tenía sentido , pues , el incremento del

coste debido al estirado , abandonándose su producción a finales de los años setenta.

En relación a las características de adherencia , aparece por primera vez el ensayo “ Beam Test ” como método para determinar la idoneidad de la geometría de las corrugas. Este ensayo se ha venido empleando desde la EH-73 hasta nuestros días.

Aspecto importante a señalar es que esta normativa no normaliza ningún aspecto en relación al soldeo , señalando únicamente que “ el fabricante indicará si es apto o no y las condiciones y procedimientos para realizarla ”.

-Años 80. Instrucciones EH-80 , EH-82 y EH-88.

Pocos cambios se establecen en relación a los aceros , con respecto a la Instrucción anterior , en las Instrucciones EH-80 , 82 y 88. Básicamente destaca la eliminación del acero tipo AE-46 y el cambio de nomenclatura en las armaduras , pasándose a denominar AEH (Aceros para Estructuras de Hormigón).

Designación	Clases de acero	Límite elástico f_y en kp/cm^2 no menor que	Carga unitaria de rotura f_s en kp/cm^2 no menor que (1)	Alargamiento de rotura en % sobre base de 5 diámetros no menor que	Relación f_s/f_y en ensayo no menor que (2)
AEH 400N	Dureza natural	4100	5300	16	1,20
AEH 400F	Estirado en frío	4100	4500	12	1,05
AEH 500N	Dureza natural	5100	6100	14	1,15
AEH 500F	Estirado en frío	5100	5600	10	1,05
AEH 600N	Dureza natural	6100	7100	12	1,10
AEH 600F	Estirado en frío	6100	6700	8	1,05

Fig.1.20.- EH-80.-Características de las barras corrugadas

Designación de los alambres	Ensayo de tracción (1)				Ensayo de doblado simple $\alpha = 180^\circ$ (5) diámetro del mandril D	Ensayo de doblado desdoblado $\alpha = 90^\circ$ $\beta = 20^\circ$ (6) diámetro del mandril D'
	Límite elástico f_y kp/cm ² (2)	Carga unitaria f_s kp/cm ² (2)	Alargamiento de rotura (%) sobre base de 5 diámetros	Relación f_s/f_y		
AEH 500 T	5.100	5.600	(3)	(4)	4 d (7)	8 d (7)
AEH 600 T	6.100	6.700	8	(4)	5 d (7)	10 d (7)

Fig.1.21.- EH-80.-Características de las mallas electrosoldadas

Aparecen , por primera vez , los términos “ alambres “ y “ barras ” para identificar a los aceros laminados en frío y en caliente respectivamente. En la EH-88 , aunque permanecen los mismos tipos de aceros , se simplifican y homogeneizan las características mecánicas a verificarse , principalmente la relativa a los alargamientos en rotura (A5d) y a la relación f_s/f_y , la cual se fija en 1.05.

-Años 90. Instrucciones EH-91 y EHE-98.

Dos fueron las causas que originaron la desaparición de los aceros de dureza natural en los años ochenta. La primera fue la dificultad en la soldadura , debido al alto contenido en carbono , lo que obligaba a soldaduras especiales . La segunda que la alternativa para reducir dicho contenido mediante la adición de Vanadio incrementaba el coste de producción , lo que lo hacían poco competitivo. A pesar de que dichos aceros seguían apareciendo en la Instrucción EH-91 , de hecho fueron sustituidos a finales de los ochenta por los aceros soldables (S) , en los que no era necesario comprobar su aptitud al soldeo .

Designación	Clases de acero	Límite elástico f_y en kp/cm^2 no menor que	Carga unitaria de rotura f_s en kp/cm^2 no menor que (1)	Alargamiento de rotura relación en % sobre base de 5 diámetros no menor que	Relación f_s/f_y en ensayo no menor que (2)
AEH 400 N	Dureza natural	4100	4500	16	1,05
AEH 400 F	Estirado en frío	4100	4500	14	1,05
AEH 400 S	Soldable	4100	4500	14	1,05
AEH 500 N	Dureza natural	5100	5600	14	1,05
AEH 500 F	Estirado en frío	5100	5600	12	1,05
AEH 500 S	Soldable	5100	5600	12	1,05
AEH 600 N	Dureza natural	6100	6700	12	1,05
AEH 600 F	Estirado en frío	6100	6700	10	1,05

Fig.1.22.- EH-91.-Características de las barras corrugadas

Designación de los alambres	Ensayo de tracción (1)				Ensayo de doblado simple $\alpha = 180^\circ$ (5) diámetro del mandril D	Ensayo de doblado-desdoblado $\alpha = 90^\circ$ $\beta = 20^\circ$ (6) diámetro del mandril D'
	Límite elástico f_y kp/cm^2 (2)	Carga unitaria f_s kp/cm^2 (2)	Alargamiento de rotura(%) sobre base de 5 diámetros	Relación f_s/f_y		
AEH 500 T	5100	5600	(3)	(4)	4 d (7)	8 d (7)
AEH 600 T	6100	6600	8	(4)	5 d (7)	10 d (7)

Fig.1.23.- EH-91.-Características de las mallas electrosoldadas

Estos aceros se fabricaban en las calidades 400 y 500 y se obtenían mediante laminación en caliente seguida de un proceso de enfriamiento controlado, con lo que se conseguían las características resistentes adecuadas. En resumen, las características de dichos aceros se deben a dos factores: la composición química y el proceso de enfriamiento.

Mediante la composición química se controla que el carbono equivalente no sobrepase el valor de 0.52 %, porcentaje límite para la soldabilidad del acero. El enfriamiento produce en la barra una corona martensítica externa sobre un núcleo de ferrita-perlita. La martensita, obtenida por enfriamiento rápido, es la que proporciona la resistencia, de forma que, con la misma composición química, un mayor espesor de la corona de martensita proporciona unas

características resistentes (límite elástico y carga de rotura) más elevadas. La ferrita-perlita es más blanda y es la que controla la deformabilidad del acero.

El conjunto equilibrado de composición química más corona de martensita proporciona un acero adecuado en lo que a sus características resistentes vs. deformabilidad se refiere. Estos aceros soldables empezaron a utilizarse a mediados de los ochenta y siguen empleándose en la actualidad en España.

En la última Instrucción publicada , EHE-98⁶ , destaca la simplificación de los tipos de acero , desaparecen los tipos N y F así como el acero de 600 MPa , y la aparición de un nuevo tipo de acero denominado “ de alta ductilidad ” (tipo SD). Este acero , cuyas características se muestran en la tabla adjunta , se diferencia básicamente de los tipo S en los parámetros f_s/f_y , A5d y en la incorporación del Agt (que ya apareciera en la HA-61).

Designación	Clase de acero	Límite elástico f_y en N/mm ² no menor que (1)	Carga unitaria de rotura f_s en N/mm ² no menor que (1)	Alargamiento de rotura en % sobre base de 5 diámetros no menor que	Relación f_s/f_y en ensayo no menor que (2)
B 400 S	Soldable	400	440	14	1,05
B 500 S	Soldable	500	550	12	1,05

Fig.1.24.- EHE-98.-Características de las barras corrugadas

Designación de los alambres	Ensayo de tracción (1)				Ensayo de doblado-desdoblado $\alpha = 90^\circ$ (5) $\beta = 20^\circ$ (6) Diámetro de mandril D'
	Límite elástico f_y N/mm ² (2)	Carga unitaria f_s N/mm ² (2)	Alargamiento de rotura (%) sobre base de 5 diámetros	Relación f_s/f_y	
B 500 T	500	550	8 (3)	1,03 (4)	8 d (7)

Fig.1.25.- EHE-98.-Características de las mallas electrosoldadas

⁶ El reciente Código Técnico de la Edificación (BOE , 28 de Marzo de 2006) se remite íntegramente a la Instrucción EHE en relación a los aceros.

Designación	Clase de acero	f_y [N/mm ²] no menor que (1)	f_s [N/mm ²] no menor que (1)	f_y real / f_y nominal	Alargamiento de rotura sobre base de 5 diámetros	ϵ_{max}	f_s/f_y en ensayo (2)
B 400 SD	Soldable con características especiales de ductilidad	400	480	$\leq 1,20$	$\geq 20\%$	$\geq 9\%$	$\geq 1,20$ $\leq 1,35$

Fig.1.26.- EHE-98.-Características de los aceros SD

La aparición de estos aceros ha estado impulsada por las grandes siderúrgicas con el claro objetivo de eliminar a la industria transformadora, tensión constante en la historia del acero , al no ser posible obtener esta variedad mediante laminación en frío. Los motivos de su desarrollo son pues más comerciales que técnicos.

Sin embargo es de destacar que la aparición de dichos aceros ha generado , en los últimos cinco años , la aparición de un nuevo procedimiento de fabricación , mixto entre la laminación en caliente y en frío. Dicho proceso , conocido como “ Stretching ” se basa básicamente en un estirado en línea , en torno al 2-5 % , unido a una fuerte relajación del material. Este proceso permite pasar de acero corrugado de 420 MPa 500 MPa con las características arriba indicadas. Este acero se está actualmente empleando masivamente por los ferrallistas y empresas de prefabricados , con un uso cada vez más creciente.

1.2.2.-Normativa internacional .

Tanto los países tecnológicamente más avanzados de Europa como los Estados Unidos , constataron pronto la necesidad de elaborar Normas que reglamentasen el proyecto y la ejecución del hormigón y , lógicamente , las armaduras. Las primeras Normas datan de principios del siglo XX en Francia⁷, Reino Unido⁸ y Estados Unidos⁹.

De la normativa internacional más reciente debe tenerse en cuenta las publicaciones del CEB (Comité Européen du Béton) , actualmente FIB (Federation International du Béton). La FIB ha producido hasta el momento las cuatros ediciones de recomendaciones siguientes :

- 1964 “ Recomendaciones prácticas unificadas para el cálculo y ejecución de obras de hormigón armado”.
- 1970 “ International recommendations for the design and construction of concrete structures”
- 1978 “ Model Code CEB for concrete structures ”
- 1990 “ Model Code for structural concrete ”

En muchos organismos se ha realizado una ingente labor de investigación sobre el hormigón armado y en particular sobre las armaduras . Destacan las realizadas por muchas de las comisiones en que está estructurado el CEB y entre las que debe mencionarse la antigua Comisión II “ Aceros , Adherencia y Anclajes ” ,que posteriormente se transformó en la comisión VII “ Tecnología de las Armaduras y Control de Calidad”.

⁷ Francia .- “Instructions Relatives a l’emploi du Beton Armé”.1906

⁸ R. Unido.- “ Report of the Joint Committee on Reinforced Concrete”.1907

⁹ USA .- “Standard Building Regulation for the use of Reinforced Concrete”.1910

Debe asimismo señalarse el trabajo desarrollado por la ASTM (American Society for Testing of Materials). En primer lugar por el avance que introdujo en los métodos de ensayo de adherencia y en la definición del corrugado y en segundo lugar porque , de hecho , han constituido durante muchos años unas normas de aplicación habitual en los procesos de importación y exportación de aceros.

A continuación se analiza , comparativamente , la normativa actual sobre los aceros en distintos países. Con dicho estudio se pretende disponer de una tabla donde estén representados las distintas normas internacionales , los distintos tipos de acero y las características técnicas (geométricas , mecánicas y químicas) de cada uno de ellos. Dicha información permitirá extraer conclusiones posteriores en relación a la ductilidad.

1.2.3.- Comentarios a la comparativa de normativas internacionales.

El estudio normativo anterior permite , además de su inmediata utilidad para conocer y comparar toda la normativa internacional (información que puede ser de provecho tanto a fabricantes como a usuarios y proyectistas) , extraer los siguientes comentarios de interés para el tema que se aborda en la presente Tesis :

a) Normalización.

Todos los países analizados disponen de normativas que regulan la fabricación y el empleo de los aceros para armar hormigón. Dicha normativa distingue tanto barras como los productos prefabricados (mallas y celosías). Asimismo , las normativas más recientes , incluyendo las disposiciones europeas normalizan los rollos de acero. Este producto ha sufrido un fuerte incremento en su demanda en los últimos años , principalmente debido a la modernización de las empresas de ferralla , que lo emplean en máquinas automáticas para fabricación de estribos , armadura de pilares y vigas , etc.

Otro aspecto que merece mencionar es la desaparición del proceso de fabricación como requisito técnico a cumplir por los fabricantes. Así , la Euronorma EN-10080 en su artículo 5 establece que “ *el proceso de fabricación queda a elección del fabricante* ” , especificando exclusivamente unos requisitos técnicos a cumplir por los aceros.

Históricamente este aspecto presenta gran trascendencia , ya que ha sido clásica la distinción , incluso normativa , de aceros fabricados por laminación en caliente o por laminación en frío (estirado , torsionado ,

trefilado , etc). De hecho en las Instrucciones de hormigón se denominaba de diferente forma a uno y otro producto : “ alambre (wire) ” para los laminados en frío y “ barras (bar) ” para los laminados en caliente.

b) Corrugas

Hemos comentado anteriormente como la adherencia entre hormigón y acero es uno de los fundamentos de la existencia del hormigón armado. Sin adherencia las armaduras no llegaría a solicitarse , con lo que no colaborarían en la sección de hormigón armado , ocasionando la ruina de la estructura.

Entre los factores principales que influyen en la adherencia hormigón – acero , destaca la geometría superficial de este. Las armaduras consiguen fundamentalmente su adherencia por el anclaje mecánico de sus resaltos en el hormigón.

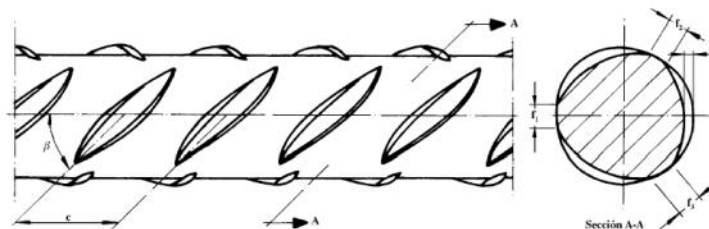


Fig 1.27.- Geometría de la corruga. UNE 36099/96.

El problema de asignar a una barra de acero un número que exprese su adherencia con el hormigón ha originado gran cantidad de estudios teóricos y experimentales , los cuales se han concretado en diversos métodos para determinar las tensiones de adherencia (Beam-Test , Pull-Out , etc).

A falta de un modelo teórico robusto , cada país ha ido adoptando un método u otro según su experimentación . En España se adoptó el BEAM-TEST (o ensayo de la viga) , aun hoy normalizado en la actual EHE.

A principios de los años 90 , el Código Modelo CEB-FIP (base del actual Eurocódigo) estableció un método geométrico muy simple para la determinación de las tensiones de adherencia y que se le denominó como “ METODO DE LA SUPERFICIE PROYECTADA DE CORRUGA ”.

Dicho método , por su sencillez y rapidez , ha sido adoptado por el Eurocódigo , y la práctica totalidad de los países europeos.

Como consecuencia directa , el uso de aceros lisos se restringe únicamente al caso de celosías en viguetas para forjados , cuyo anclaje se realiza mecánicamente en los nudos soldados.

c) Composición química. Soldabilidad.

El tanto por ciento de carbono influye de forma determinante en las propiedades mecánicas de los aceros. Pero , a su vez , es el elemento fundamental que determina la aptitud para la soldadura de los aceros.

Anteriormente señalábamos como hito importante en el ámbito de las armaduras la aparición , a finales de los 80 , de los aceros soldables. Esto obligó a todos los países a normalizar una composición química donde se establecieran los porcentajes máximos de Carbono , Fósforo , Azufre y Nitrógeno.

Dado que el acero podía estar aleado con otros componentes (como Manganeso , Níquel , Vanadio , etc) y que estos componentes afectaban a la soldabilidad , se desarrolló a finales de los 70 una formulación para normalizar la composición química en un solo parámetro que valorase la aptitud a la soldadura (así como , originariamente , al endurecimiento y templabilidad).

Este término , definido como un coeficiente de equivalencia en relación al carbono , fue propuesto por (Séferian¹,1965) y se le denominó CARBONO EQUIVALENTE (C_{eq}). Tiene por expresión :

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

Toda la normativa internacional presenta unas exigencias casi idénticas en relación a las características químicas , centrándose en torno a los porcentajes máximos expresados en la tabla adjunta.

Análisis	C % máx.	C_{eq} ¹⁾ % máx.	P % máx.	S % máx.	N ²⁾ % máx.
colada	0,22	0,50	0,050	0,050	0,012
producto	0,24	0,52	0,055	0,055	0,013

Tabla 1.28.- Composición química para las armaduras pasivas. UNE 36099/96.

¹ Séferian D. “ Métallurgie de la Soudure ”. Ed. Dumond . 1965

d) Gama de diámetros.

Los diámetros contemplados en las normas varían según el producto de que se trate , principalmente debido a las limitaciones en la manipulación y el transporte. En la práctica totalidad de las normas internacional , se ajustan según lo siguiente :

-Para los aceros en barras la serie es : 5, 6, 8, 10, 12, 16, 20 , 25, 32, 40 mm.

-Para las mallas electrosoldadas : 4, 5, 6, 8, 10, 12, 16 mm.

Aspecto a destacar es el empleo de diámetros pequeños (principalmente 4 mm) como malla antifisuración y reparto. Experimentalmente (Calavera² , 1984) se demuestra que , tanto desde el punto de vista de la fisuración como de las deformaciones en el hormigón armado , resulta más conveniente el empleo de mallas tupidas y diámetros menores. Algunos países , como por ejemplo Francia (NF-A35024-98³) , disponen incluso de normativas específicas para este tipo de productos.

-Para armaduras básicas electrosoldadas en celosía y rollos de acero corrugado : 4, 5, 6, 8, 10, 12 y 16 mm.

e) Características mecánicas.

Hay una tendencia internacional a normalizar los valores de límite elástico y tensión de rotura en torno a los valores de 500 MPa y 550 MPa respectivamente. Así se fija en la mayoría de los países , incluyendo la norma

² Calavera , J . “ Distribución de la armadura de momentos negativos en forjados de viguetas semirresistentes”. Intemac.1984

³ Norma francesa NF-A35024-98 : “ Aciers pour béton - Treillis soudés constitués de fils de diamètre inférieur à 5 mm ”. Febrero. 1998.

europea (EN-10080). Las excepciones a esta tendencia ocurren únicamente en Italia (donde se normaliza en torno al límite elástico de 400 MPa) y en los países anglosajones , donde debido a las unidades de medida , oscila entre 460 y 515 MPa).

Sin embargo , respecto a las características de f_s/f_y y deformabilidad , no existe una uniformidad internacional al respecto de los valores mínimos exigibles. El valor de f_s/f_y oscila entre 1.03 y 1.35 , mientras en relación a las deformaciones se aprecia una disparidad de criterios.

En efecto , hay países que normalizan las deformaciones uniformes bajo carga máxima (A_{gt}) , mientras otros contemplan las deformaciones en rotura (A_{5d} y A_{10d}). Asimismo se aprecian discrepancias importantes respecto a los valores exigibles para dichos parámetros.

Este aspecto , que justifica de por sí el estudio normativo realizado , será de vital importancia para el desarrollo de la Tesis y la propuesta de un parámetro que cuantifique la ductilidad en los aceros.

País – Definición y diámetros de aceros para armar hormigón						Propiedades mecánicas							Composición química (Análisis de producto)					
País	Norma y año de publicación	Tipo de producto	Designación del acero	Diámetro del alambre(mm)	Desviación permitida (%)	Límite elástico (N/mm ²)	Carga de rotura (N/mm ²)	Relación R _m /R _e	Alargam. A5 (%)	Alargam. A10 (%)	Alar.carg máx Agt (%)	Aptitud al doblado (Doblado mandril diam.D=)	C	P	S	N	C _{eq}	
ESPAÑA	UNE 36731 / 36099 (1996)	Acero liso / corrugado	B 500 T	De 4 a 12	± 4,5	R _{eH} = 500	R _m = 550	≥1,03	8			8d	0,24	0,055	0,055	0,013	0,52	
	UNE 36068 (1996) UNE 36065 (2000)	Barra corrugada	B 400 S B 500 S B 400 SD B 500 SD	De 6 a 40	± 4,5	R _{eH} = 400 R _{eH} = 500	R _m = 440 R _m = 550	≥1,05	14 12			10d 12d	0,24	0,055	0,055	0,013	0,52	
AUSTRIA	ÖNORMN B 4200(1987)	Barra / Alambre liso	BSt 220	De 4a 50	± 5	R _e ≥ 220	R _m ≥ 360		17			Para d ≤ 12 = 3d						
		Barra / Alambre corrugado	BSt 420	Barra de 6 a 50		R _e ≥ 420	R _m ≥ 460		21		2,5 5 7,5			Para 12 < d ≤ 18= 5d				
			BSt 500			R _e ≥ 500	R _m ≥ 560		17 / 12 ²⁾									
			BSt 550	R _e ≥ 550		R _m ≥ 620		17 / 12 ²⁾										
			BSt 600	De 4 a 14		R _e ≥ 600	R _m ≥ 670		15 / 10 ²⁾				Para d > 18 = 6d					
		Malla	M 500 M 550	De 4 a 14		R _e ≥ 500 R _e ≥ 550	R _m ≥ 560 R _m ≥ 620		8				3d					
	ÖNORMN B 3360 (1976)	Celosía	22			R _e ≥ 215	R _m ≥ 360			20		Para d ≤ 12 = 3d Para d > 12 = 5d						
			33			R _e ≥ 325	R _m ≥ 430			8 – 18								
			42			R _e ≥ 410	R _m ≥ 460			8 – 18								
			50			R _e ≥ 490	R _m ≥ 560			8 – 15								
			60			R _e ≥ 590	R _m ≥ 670			8 - 10								
			68			R _e ≥ 665	R _m ≥ 780			7								
USA	A 496 (2005)	Alambre corrugado	ASTM A 496	5,64 – 19,23	± 6 %	R _e ≥ 515 R _e ≥ 485	R _m ≥ 585 R _m ≥ 550					d ≤ 2, 18 =2d, d >2, 18=4d						
	A 82 (2005)	Alambre liso	ASTM A 82	2,03 – 19,23		R _e ≥ 515 R _e ≥ 450	R _m ≥ 550 R _m ≥ 515					d ≤ 7,5 =1d, d >7,5=2d						
AUSTRALIA N. ZELANDA	Borrador sólo para aceros para armar hormigón	Barras	250N 300E - Sísmico	De 6 a 40		R _e ≥ 250 R _e 300		1,08 1,13			5 15							
	BD/084 – 0030 (2000)	Rollos, alambres Mallas electrosoldadas	500L 500N 500E - Sísmico	De 5 a 16		R _e ≥ 500		1,03 1,08 1,15			1,5 5 10		0,24	0,055	0,055	0,013	0,51	
BRASIL		Alambre	CA – 25	De 2,4 – 10	± 3 % del d _n	f _y = 250		1,20		18,0								
	NBR 7480 (1996)	Barra	CA – 50	De 5 - 40		f _y = 500		1,10		8,0								
			CA - 60		f _y = 600		1,05		5,0									
MÉXICO	B – 253 (1997)	Alambre trefilado		De 2,68 - 7,79	± 3 % del d _n	490 (50 MPa)	560 (57 MPa)					8d						
	B – 72 (19...)	Alambre nervado																
	B – 290 (1974)	Malla		Ver B - 253	Ver B – 253	Ver B - 253	Ver B - 253					Ver B - 253						
	B – 455/456 (1987)	Celosía		Ver B - 253	Ver B – 253 e 72	Ver B - 253	Ver B - 253					Ver B - 253						

País – Definición y diámetros de aceros para armar hormigón						Propiedades mecánicas							Composición química (Análisis de producto)						
País	Norma y año de publicación	Tipo de producto	Designación del acero	Diámetro del alambre(mm)	Desviación permitida (%)	Límite elástico (N/mm ²)	Carga de rotura (N/mm ²)	Relación R _m /R _e	Alargam. A5 (%)	Alargam. A10 (%)	Alar.carg máx Agt (%)	Aptitud al doblado (Doblado mandril diam.D=)	C	P	S	N	C _{eq}		
ESPAÑA	UNE 36731 / 36099 (1996)	Acero liso / corrugado	B 500 T	De 4 a 12	± 4,5	R _{eH} = 500	R _m = 550	≥1,03	8			8d	0,24	0,055	0,055	0,013	0,52		
	UNE 36068 (1996) UNE 36065 (2000)	Barra corrugada	B 400 S B 500 S B 400 SD B 500 SD	De 6 a 40	± 4,5	R _{eH} = 400 R _{eH} = 500	R _m = 440 R _m = 550	≥1,05	14 12			10d 12d	0,24	0,055	0,055	0,013	0,52		
AUSTRIA	ÖNORMN B 4200(1987)	Barra / Alambre liso	BSt 220	De 4a 50	± 5	R _e ≥ 220	R _m ≥ 360		17			Para d ≤ 12 = 3d							
		Barra / Alambre corrugado	BSt 420	Barra de 6 a 50		R _e ≥ 420	R _m ≥ 460		21		2,5 5 7,5								
			BSt 500				R _e ≥ 500	R _m ≥ 560		17 / 12 ²⁾				Para 12 < d ≤ 18= 5d					
			BSt 550			R _e ≥ 550	R _m ≥ 620		17 / 12 ²⁾										
			BSt 600	De 4 a 14		R _e ≥ 600	R _m ≥ 670		15 / 10 ²⁾					Para d > 18 = 6d					
		Malla	M 500 M 550	De 4 a 14		R _e ≥ 500 R _e ≥ 550	R _m ≥ 560 R _m ≥ 620		8				3d						
	ÖNORMN B 3360 (1976)	Celosía	22			R _e ≥ 215	R _m ≥ 360			20		Para d ≤ 12 = 3d Para d > 12 = 5d							
			33			R _e ≥ 325	R _m ≥ 430			8 – 18									
			42			R _e ≥ 410	R _m ≥ 460			8 – 18									
			50			R _e ≥ 490	R _m ≥ 560			8 – 15									
			60			R _e ≥ 590	R _m ≥ 670			8 - 10									
			68			R _e ≥ 665	R _m ≥ 780			7									
USA	A 496 (2005)	Alambre corrugado	ASTM A 496	5,64 – 19,23	± 6 %	R _e ≥ 515 R _e ≥ 485	R _m ≥ 585 R _m ≥ 550					d ≤ 2, 18 =2d, d >2, 18=4d							
	A 82 (2005)	Alambre liso	ASTM A 82	2,03 – 19,23		R _e ≥ 515 R _e ≥ 450	R _m ≥ 550 R _m ≥ 515					d ≤ 7,5 =1d, d >7,5=2d							
AUSTRALIA N. ZELANDA	Borrador sólo para aceros para armar hormigón	Barras	250N 300E - Sísmico	De 6 a 40		R _e ≥ 250 R _e 300		1,08 1,13			5 15								
	BD/084 – 0030 (2000)	Rollos, alambres Mallas electrosoldadas	500L 500N 500E - Sísmico	De 5 a 16		R _e ≥ 500		1,03 1,08 1,15			1,5 5 10		0,24	0,055	0,055	0,013	0,51		
BRASIL		Alambre	CA – 25	De 2,4 – 10	± 3 % del d _n	f _y = 250		1,20		18,0									
	NBR 7480 (1996)	Barra	CA – 50	De 5 - 40		f _y = 500		1,10		8,0									
			CA - 60			f _y = 600		1,05		5,0									
MÉXICO	B – 253 (1997)	Alambre trefilado		De 2,68 - 7,79	± 3 % del d _n	490 (50 MPa)	560 (57 MPa)					8d							
	B – 72 (19...)	Alambre nervado																	
	B – 290 (1974)	Malla		Ver B - 253	Ver B – 253	Ver B - 253	Ver B - 253					Ver B - 253							
	B – 455/456 (1987)	Celosía		Ver B - 253	Ver B – 253 e 72	Ver B - 253	Ver B - 253					Ver B - 253							

1.2.3.- Comentarios a la comparativa de normativas internacionales.

El estudio normativo anterior permite , además de su inmediata utilidad para conocer y comparar toda la normativa internacional (información que puede ser de provecho tanto a fabricantes como a usuarios y proyectistas) , extraer los siguientes comentarios de interés para el tema que se aborda en la presente Tesis :

a) Normalización.

Todos los países analizados disponen de normativas que regulan la fabricación y el empleo de los aceros para armar hormigón. Dicha normativa distingue tanto barras como los productos prefabricados (mallas y celosías). Asimismo , las normativas más recientes , incluyendo las disposiciones europeas normalizan los rollos de acero. Este producto ha sufrido un fuerte incremento en su demanda en los últimos años , principalmente debido a la modernización de las empresas de ferralla , que lo emplean en máquinas automáticas para fabricación de estribos , armadura de pilares y vigas , etc.

Otro aspecto que merece mencionar es la desaparición del proceso de fabricación como requisito técnico a cumplir por los fabricantes. Así , la Euronorma EN-10080 en su artículo 5 establece que “ *el proceso de fabricación queda a elección del fabricante* ” , especificando exclusivamente unos requisitos técnicos a cumplir por los aceros.

Históricamente este aspecto presenta gran trascendencia , ya que ha sido clásica la distinción , incluso normativa , de aceros fabricados por laminación en caliente o por laminación en frío (estirado , torsionado ,

trefilado , etc). De hecho en las Instrucciones de hormigón se denominaba de diferente forma a uno y otro producto : “ alambre (wire) ” para los laminados en frío y “ barras (bar) ” para los laminados en caliente.

b) Corrugas

Hemos comentado anteriormente como la adherencia entre hormigón y acero es uno de los fundamentos de la existencia del hormigón armado. Sin adherencia las armaduras no llegaría a solicitarse , con lo que no colaborarían en la sección de hormigón armado , ocasionando la ruina de la estructura.

Entre los factores principales que influyen en la adherencia hormigón – acero , destaca la geometría superficial de este. Las armaduras consiguen fundamentalmente su adherencia por el anclaje mecánico de sus resaltos en el hormigón.

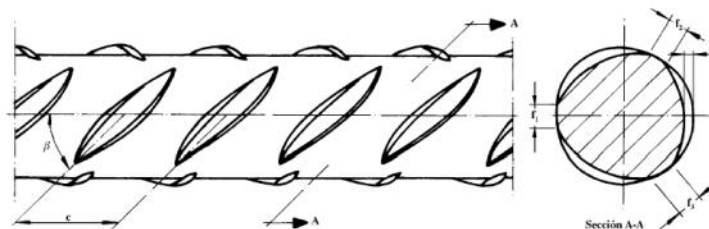


Fig 1.27.- Geometría de la corruga. UNE 36099/96.

El problema de asignar a una barra de acero un número que exprese su adherencia con el hormigón ha originado gran cantidad de estudios teóricos y experimentales , los cuales se han concretado en diversos métodos para determinar las tensiones de adherencia (Beam-Test , Pull-Out , etc).

A falta de un modelo teórico robusto , cada país ha ido adoptando un método u otro según su experimentación . En España se adoptó el BEAM-TEST (o ensayo de la viga) , aun hoy normalizado en la actual EHE.

A principios de los años 90 , el Código Modelo CEB-FIP (base del actual Eurocódigo) estableció un método geométrico muy simple para la determinación de las tensiones de adherencia y que se le denominó como “ METODO DE LA SUPERFICIE PROYECTADA DE CORRUGA ”.

Dicho método , por su sencillez y rapidez , ha sido adoptado por el Eurocódigo , y la práctica totalidad de los países europeos.

Como consecuencia directa , el uso de aceros lisos se restringe únicamente al caso de celosías en viguetas para forjados , cuyo anclaje se realiza mecánicamente en los nudos soldados.

c) Composición química. Soldabilidad.

El tanto por ciento de carbono influye de forma determinante en las propiedades mecánicas de los aceros. Pero , a su vez , es el elemento fundamental que determina la aptitud para la soldadura de los aceros.

Anteriormente señalábamos como hito importante en el ámbito de las armaduras la aparición , a finales de los 80 , de los aceros soldables. Esto obligó a todos los países a normalizar una composición química donde se establecieran los porcentajes máximos de Carbono , Fósforo , Azufre y Nitrógeno.

Dado que el acero podía estar aleado con otros componentes (como Manganeso , Níquel , Vanadio , etc) y que estos componentes afectaban a la soldabilidad , se desarrolló a finales de los 70 una formulación para normalizar la composición química en un solo parámetro que valorase la aptitud a la soldadura (así como , originariamente , al endurecimiento y templabilidad).

Este término , definido como un coeficiente de equivalencia en relación al carbono , fue propuesto por (Séferian¹,1965) y se le denominó CARBONO EQUIVALENTE (C_{eq}). Tiene por expresión :

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

Toda la normativa internacional presenta unas exigencias casi idénticas en relación a las características químicas , centrándose en torno a los porcentajes máximos expresados en la tabla adjunta.

Análisis	C % máx.	C_{eq} ¹⁾ % máx.	P % máx.	S % máx.	N ²⁾ % máx.
colada	0,22	0,50	0,050	0,050	0,012
producto	0,24	0,52	0,055	0,055	0,013

Tabla 1.28.- Composición química para las armaduras pasivas. UNE 36099/96.

¹ Séferian D. “ Métallurgie de la Soudure ”. Ed. Dumond . 1965

d) Gama de diámetros.

Los diámetros contemplados en las normas varían según el producto de que se trate , principalmente debido a las limitaciones en la manipulación y el transporte. En la práctica totalidad de las normas internacional , se ajustan según lo siguiente :

-Para los aceros en barras la serie es : 5, 6, 8, 10, 12, 16, 20 , 25, 32, 40 mm.

-Para las mallas electrosoldadas : 4, 5, 6, 8, 10, 12, 16 mm.

Aspecto a destacar es el empleo de diámetros pequeños (principalmente 4 mm) como malla antifisuración y reparto. Experimentalmente (Calavera² , 1984) se demuestra que , tanto desde el punto de vista de la fisuración como de las deformaciones en el hormigón armado , resulta más conveniente el empleo de mallas tupidas y diámetros menores. Algunos países , como por ejemplo Francia (NF-A35024-98³) , disponen incluso de normativas específicas para este tipo de productos.

-Para armaduras básicas electrosoldadas en celosía y rollos de acero corrugado : 4, 5, 6, 8, 10, 12 y 16 mm.

e) Características mecánicas.

Hay una tendencia internacional a normalizar los valores de límite elástico y tensión de rotura en torno a los valores de 500 MPa y 550 MPa respectivamente. Así se fija en la mayoría de los países , incluyendo la norma

² Calavera , J . “ Distribución de la armadura de momentos negativos en forjados de viguetas semirresistentes”. Intemac.1984

³ Norma francesa NF-A35024-98 : “ Aciers pour béton - Treillis soudés constitués de fils de diamètre inférieur á 5 mm ”. Febrero. 1998.

europea (EN-10080). Las excepciones a esta tendencia ocurren únicamente en Italia (donde se normaliza en torno al límite elástico de 400 MPa) y en los países anglosajones , donde debido a las unidades de medida , oscila entre 460 y 515 MPa).

Sin embargo , respecto a las características de f_s/f_y y deformabilidad , no existe una uniformidad internacional al respecto de los valores mínimos exigibles. El valor de f_s/f_y oscila entre 1.03 y 1.35 , mientras en relación a las deformaciones se aprecia una disparidad de criterios.

En efecto , hay países que normalizan las deformaciones uniformes bajo carga máxima (A_{gt}) , mientras otros contemplan las deformaciones en rotura (A_{5d} y A_{10d}). Asimismo se aprecian discrepancias importantes respecto a los valores exigibles para dichos parámetros.

Este aspecto , que justifica de por sí el estudio normativo realizado , será de vital importancia para el desarrollo de la Tesis y la propuesta de un parámetro que cuantifique la ductilidad en los aceros.

PARTE II .- ESTADO DEL ARTE

2.1.

ESTUDIOS PREVIOS SOBRE LA DUCTILIDAD EN LOS ACEROS

2.1.1.- Factores que intervienen en el comportamiento seccional del hormigón armado. Influencia del acero.

La capacidad de deformación plástica en las secciones de hormigón armado es indispensable , entre otros aspectos , para dotar a las estructuras isostáticas e hiperestáticas de suficiente capacidad de aviso antes del agotamiento .La llamada rotura dúctil , con grandes deformaciones previas , permite reajustes de tensión que descargan la zona peligrosa y , en cualquier caso , advierte del peligro a tiempo para evitar el desastre.

Entre los múltiples los factores que intervienen en la capacidad de rotación de las rótulas plásticas en el hormigón armado se encuentran las propiedades mecánicas de los materiales que lo componen. Tal vez una de las expresiones más bellas pronunciadas en relación al binomio Hormigón-Acero se deba a (Torroja ¹ , 1960) al señalar que “ **en el hormigón armado , el acero da fibra a la piedra , mientras el hormigón da masa al acero** ”. La profundidad relativa x/d del bloque comprimido en agotamiento representa adecuadamente el efecto combinado de los diagramas tensión-deformación de ambos materiales , de la geometría de la sección transversal y de las cuantías de las armaduras de tracción y compresión.

Para que una sección sea dúctil , es decir , para que pueda admitir curvaturas plásticas importantes , no se debe agotar el hormigón comprimido con deformaciones del acero , a su vez , alejadas de su alargamiento máximo. De acuerdo con la Teoría de los Dominios de Deformación , este caso se corresponde , en flexión , con el Dominio 2 y con la primera parte del Dominio 3 (Ver figura 1.16, página 53).

¹ Torroja , E. “ Razón y ser de los tipos estructurales ” .Ed. Instituto Eduardo Torroja. 1961

Tras los estudios de (Macchi².1976) , (Eibl³ .1986) y (Eligehausen-Langer⁴.1987) se pone de manifiesto el diferente comportamiento , en régimen plástico , de losas de hormigón armado en función de las características del acero empleado. Esto lleva a la modificación del Código Modelo de 1978 , que en su edición de 1990 ⁵ propone considerar distintas capacidades de rotación plástica en función de distintos tipos de acero y no exclusivamente de la profundidad relativa de la fibra neutra.

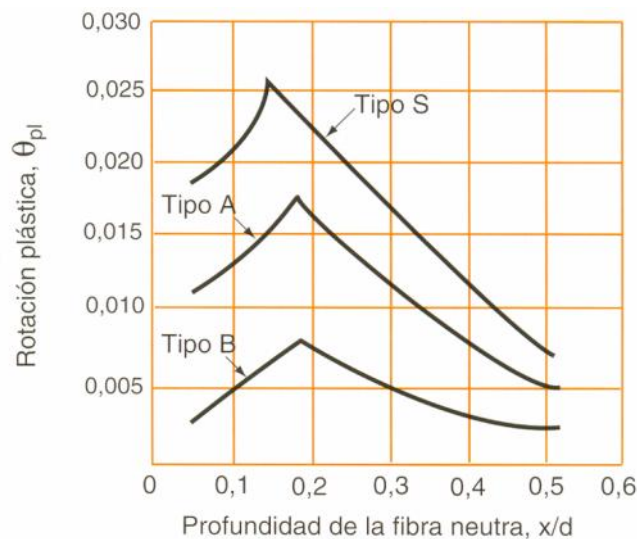


Fig 2.1.- Capacidad de rotación plástica en flexión (CM-90)

El CM-90 establece una clasificación de los aceros en función de su ductilidad , aunque no define dicho término , empleando como parámetros la deformación bajo carga máxima⁶ ϵ_u y la relación entre la tensión bajo carga máxima y el límite elástico f_s/f_y :

² Macchi , G . “ Ductility condition for simplified design without check of compatibility ” . CEB Bulletin , n° 105. 1976.

³ Eibl , J . Informe para la Comisión II del CEB-Universidad de Karlsruhe. Noviembre 1986

⁴ Eligehausen, R y Langer , P : “The Rotation Capacity of Plastic Hinges in Reinforced Concrete Beams and Slabs ”.Institute for building Materials.University of Stuttgart.1987

⁵ Código Modelo CEB-FIP 1990 para hormigón estructural. CEB. 1990

⁶ Es frecuente expresar la deformación bajo carga máxima indistintamente como ϵ_u o A_{gt}

Clase A : $(f_s/f_y) \geq 1.08$ y $\epsilon_u \geq 5 \%$

Clase B : $(f_s/f_y) \geq 1.05$ y $\epsilon_u \geq 2,5 \%$

Clase C : $(f_s/f_y) \geq 1.15$ y $\epsilon_u \geq 6 \%$

La aparición de esta propuesta en el Código Modelo unida a otros criterios sensiblemente diferentes en el Eurocódigo 2⁷ llevan a la comunidad científica internacional a experimentar al respecto.

En ese ámbito se enmarca las experimentaciones en losas de hormigón armado con distintos tipos de acero en Inglaterra (BCA⁸ –1991), Alemania (DIN -1992) y España (ATA⁹ – 1992). A pesar del gran número de ensayos realizados sobre losas hiperestáticas armadas con aceros de diferentes características (ϵ_u y f_s/f_y) no se llegaron a conclusiones definitivas, siendo imposible establecer una relación clara entre las rotaciones plásticas de la pieza de hormigón armado y las características mecánicas anteriormente citadas del acero empleado.

Por otro lado, el cuantificar la ductilidad del acero en base a los dos parámetros expuestos presentaba la duda de la importancia de cada uno de ellos en el resultado final. Además, considerando la clasificación del Código Modelo 90 de los distintos tipos de acero en función de su ductilidad, se aprecia que muchos aceros no se encontrarían identificados en las categorías definidas. Por ejemplo, un acero de características mecánicas $f_s/f_y = 1.15$ y $\epsilon_u = 4 \%$ no estaría encuadrado en ninguna de las tres clases de aceros (A, B, C).

⁷ Eurocódigo 2. CEN..1991

⁸ BCA (British Cement Association). “The ductility of reinforcement and its influence on the rotation capacity of concrete sections”. 1991

⁹ ATA (Asociación de trefiladores del acero). “Informe de resultados de los ensayos de flexión realizados en losas armadas con mallas electrosoldadas”.1991

Es entonces cuando se empiezan a desarrollar diferentes propuestas, elaboradas en el seno del CEB por distintos grupos de trabajo , para definir y cuantificar la ductilidad del acero mediante un único parámetro .

2.1.2.- Modelos propuestos sobre la ductilidad en los aceros.

2.1.2.1.-Propuesta de Cosenza , Greco y Manfredi..

Uno de los primeros intentos se debe a (Cosenza , Greco y Manfredi¹⁰ .1993) que , partiendo de la clasificación de los aceros del Código Modelo de 1990 , calculan un parámetro que combina f_s/f_y y u , definiendo acero equivalente como aquel que proporciona el mismo comportamiento estructural que los definidos por dicho código y asumiendo como principal requisito la capacidad de rotación plástica.

Empleando un complejo modelo matemático (similar al de Eligehausen y Langer ¹¹) simulan la rotura de vigas simplemente apoyadas de sección 30*60 cm² armadas con 2 ϕ 12 mm y una profundidad relativa de la fibra neutra en rotura de $x/d = 0,10$, haciendo variar únicamente los valores f_s/f_y y u del acero , obteniendo mediante un proceso analítico iterativo un haz de curvas donde se representa la rotación plástica (θ_{pl} en radianes) en función de los parámetros del acero anteriormente citados.

Dicho haz de curvas permite un ajuste por mínimos cuadrados según la ecuación :

$$\theta_{pl} = 1.3 \cdot u^{0.75} \cdot \left(\frac{f_s}{f_y} - 1 \right)^{0.9}$$

En la gráfica siguiente se muestra la representación de dichas curvas.

¹⁰ Cosenza , Greco ,Manfredi (1993). The concept of equivalent steel. CEB Bulletin n° 218.Pgs 163-184

¹¹ Eligehausen y Langer (1987).Rotation capacity of plastic hinges and allowable degree of moment redistribution.CEB , Bulletin n° 175

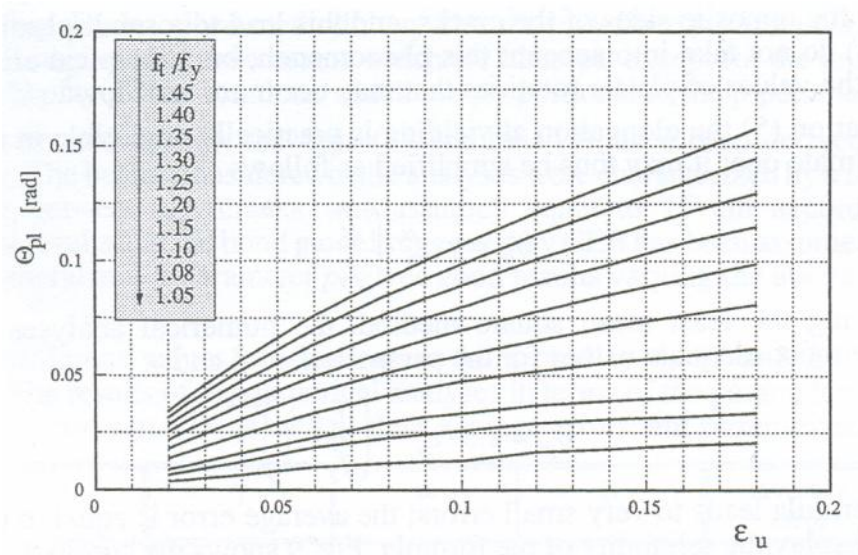


Fig 2.2.-Relación $\theta_{pl} - \epsilon_u$ (Cosenza et al. 1993)

Esta formulación puede expresarse como $\theta_{pl} = 1.3 \cdot p$, definiéndose “aceros equivalentes” aquellos que caracterizados por la pareja de parámetros $(f_s/f_y, \epsilon_u)$ proporcionan el mismo valor de p .

Aplicando la fórmula anterior a la clasificación propuesta en el CM-90 obtenemos los distintos valores de p según el tipo de acero (Fig.2.3). Es de resaltar que los valores de p para un acero S serían más de 5 veces superiores a los del tipo B y por tanto la rotaciones plásticas estarían en la misma proporción.

Parámetro	Acero B	Acero A	Acero S
ϵ_u (%)	2.5	5	6
f_s/f_y	1.05	1.08	1.15
p	0,134	0.344	0.695
	(100 %)	(257 %)	(519 %)

Fig. 2.3.-Valores del parámetro p para los aceros tipificados en el CM-90.

Finalmente los autores , en base a lo desarrollado anteriormente , proponen ampliar la clasificación de los aceros según la siguiente tabla , en la que se mantienen los tres tipos de acero añadiendo a la clasificación del CM-90 varias series de aceros equivalentes :

Clase B	$f_s/f_y \geq 1.05$	$u \geq 2.5 \%$
Clase A	$f_s/f_y \geq 1.07$	$u \geq 6 \%$
	$f_s/f_y \geq 1.08$	$u \geq 5 \%$
	$f_s/f_y \geq 1.09$	$u \geq 4.5 \%$
Clase C	$f_s/f_y \geq 1.13$	$u \geq 9 \%$
	$f_s/f_y \geq 1.15$	$u \geq 6 \%$
	$f_s/f_y \geq 1.17$	$u \geq 5 \%$

Fig. 2.4 .-Tipos de aceros equivalentes y características mecánicas asociadas.(Cosenza et al.1993)

2.1.2.2.-Propuesta de A.Beeby.

Propuesta similar conceptualmente establece Beeby¹² (1994) en la que intenta relacionar la rotación de la rótula plástica en vigas simplemente apoyadas de hormigón armado y el diagrama $\sigma - \epsilon$ del acero (en lugar de emplear únicamente los factores f_s/f_y y ϵ_u). El autor propone como parámetro para medir la ductilidad el factor D_f , mostrado en la figura 2.5 y definido como el área encerrada por la curva tensión deformación, la prolongación de la recta que define su deformación elástica y la prolongación de la recta tangente a dicha curva en su máximo o valor de su resistencia a la tracción.

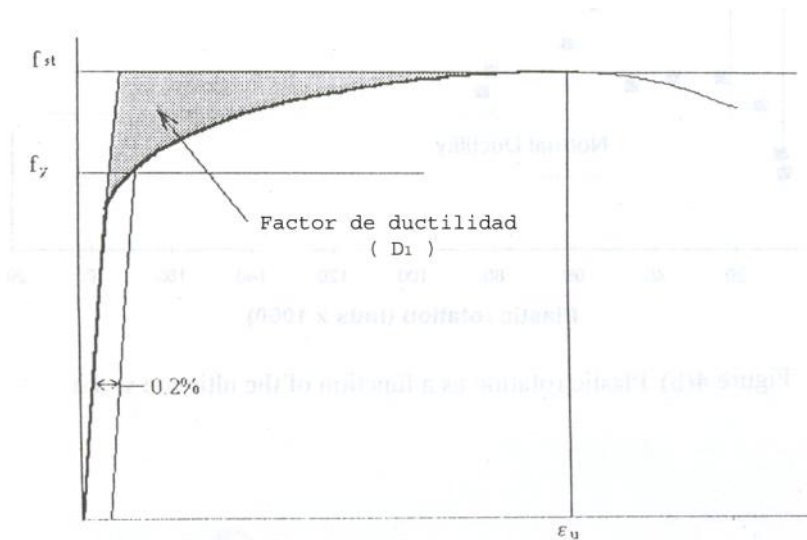


Fig. 2.5.- Factor de ductilidad D_f en el diagrama $\sigma - \epsilon$ del acero (Beeby,1994)

Mediante semejanza geométrica establece una proporción entre la rotación plástica θ_p y la zona sombreada del diagrama tensión –deformación, definida como factor de ductilidad (D_f).Dicho factor definiría, pues, el efecto de las

¹² Beeby A. Ductility Tests for ASW LTD.Research Report. CEB.Task Group 2.2. 1994

propiedades del acero sobre la capacidad de rotación. Tras experimentar en vigas simplemente apoyadas obtiene la expresión analítica :

$$P = \frac{D_f \cdot L}{f_s (d - x)}$$

siendo L la longitud de la viga , d el canto útil y x la profundidad de la fibra neutra en la rotura.

La complejidad del modelo matemático empleado en las propuestas anteriores, basado en múltiples hipótesis teóricas , que intentan controlar analíticamente todos los fenómenos que se producen en una viga de hormigón armado hasta el colapso así como las divergencias frente a resultados experimentales , genera que las investigaciones posteriores se centren exclusivamente en el estudio del acero y sus características con idea de definir la ductilidad en dicho material.

2.1.2.3.-Propuesta de Ortega.

En este ámbito se encuadra la propuesta de **Ortega**¹³ (1993) que centrándose en el diagrama tensión-deformación propone para cuantificar la ductilidad en los aceros la valoración de la energía plástica disponible , constituida por el área encerrada por la curva tensión-deformación nominal y el eje de deformaciones.

Dicha área , medida desde el límite elástico para independizar la zona elástica de la plástica , se define como “ **factor de energía plástica total** ” (F.E.P.T) o factor de energía dúctil.

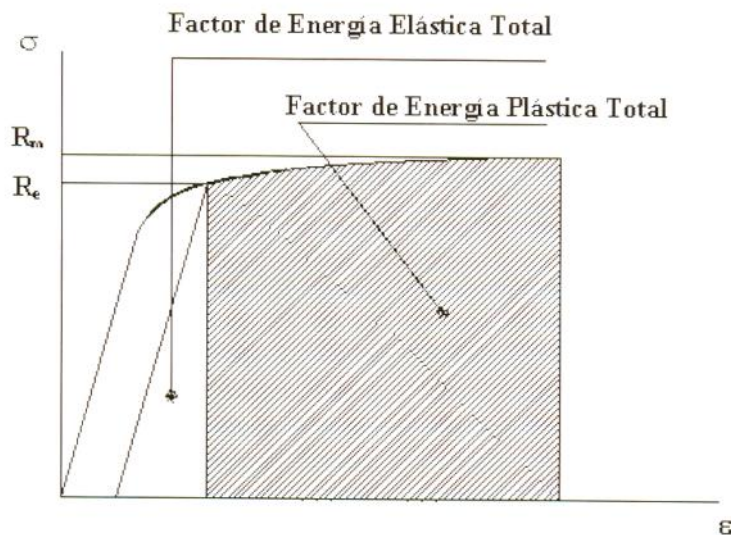


Fig. 2.6.- Definición de factores de energía (Ortega , 1993)

Dicho factor tiene como expresión $F.E.P.T \cong \frac{1}{2}(f_s + f_y)(\epsilon_u - \epsilon_y)$ y sería válido para comparar únicamente energías de aceros con igual límite elástico.

¹³ Ortega , H. “ About ductility definition of reinforcing steels and its numerical expresion”.CEB . GT VII/5. Mayo 1993.

2.1.2.4.-Propuesta de Creazza-Russo.

Continuando la línea de caracterizar la ductilidad de los aceros en base a su diagrama $f - \epsilon$ se enmarca la propuesta de **Creazza-Russo**¹⁴ (1996) que , matizando la propuesta de Ortega (1993) explicada anteriormente , considera no toda la energía plástica generada durante todo el proceso del ensayo de tracción , sino únicamente la correspondiente al endurecimiento del metal. Definen así la ductilidad de un acero como el **trabajo de deformación durante la fase de endurecimiento** , cuantificándolo mediante el área A^* del diagrama $f - \epsilon$ nominal :

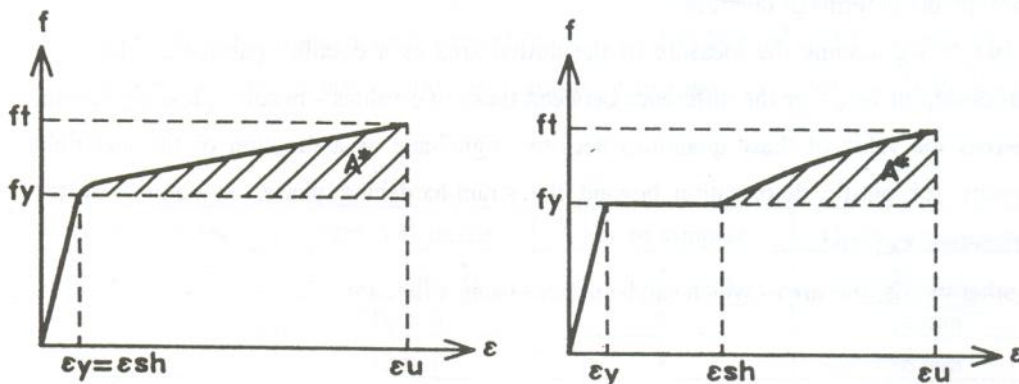


Fig.2.7.- Ductilidad (A^*) para aceros laminados en frío y en caliente.
(Creazza y Russo.1996)

Este parámetro obvia el problema de la resistencia del acero que se planteaba en otros parámetros , permitiendo así comparar aceros de cualquier tipo y límite elástico y puede cuantificarse analíticamente , mediante un ajuste parabólico del diagrama $f - \epsilon$ en la zona de endurecimiento , según la expresión :

$$A_k^* = \frac{2}{3} (f_{sk} - f_{yk}) (\epsilon_{uk} - \epsilon_{shk})$$

¹⁴ Creazza y Russo."A new proposal for defining the ductility of concrete reinforcement steels by means of a single parameter". Materials and Structures, vol 29 , n° 191. 1996

donde el subíndice k indica valores característicos y siendo ϵ_{sh} la deformación a partir de la cual comienza el endurecimiento. Dicho parámetro coincide obviamente con ϵ_y en el caso de los aceros laminados en frío, no ocurriendo lo mismo con los laminados en caliente en los que se excluye el escalón de cedencia. Los autores proponen establecer un valor de A^* como medida de la ductilidad para cada tipo de acero¹⁵.

Como resumen de las propuestas analizadas concluiremos que, pese a los numerosos experimentos realizados tanto en el CEB¹⁶ como en el ACI¹⁷, aun no ha sido posible establecer un modelo concluyente para cuantificar la ductilidad de los aceros en base a un único parámetro y posteriormente correlacionar dicho parámetro con el comportamiento en rotura de piezas de hormigón armado.

¹⁵ La influencia de dicho factor en el comportamiento del hormigón armado ha sido estudiado por Ortega. H en “ Estudio experimental de la influencia del tipo de acero en la capacidad de redistribución en losas de hormigón armado ”(Tesis Doctoral. Julio 1998) , no llegándose a resultados concluyentes.

¹⁶ CEB Task Group 2.2. (1998). “ Ductility of reinforced concrete structures”.CEB Bull.nº 242.(Mayo1998).

¹⁷ ACI (American Concrete Institute). Building Code Requirements for structural concrete.1999

2.1.3.-Confusión respecto al término ductilidad. Propuesta.

2.1.3.1.- Introducción.

La variedad de definiciones y parámetros propuestos para cuantificar la ductilidad en los aceros muestra la falta de uniformidad en la comunidad científica al respecto. Este aspecto tiene un reflejo inmediato en las publicaciones técnicas relativas al hormigón armado y a los aceros, en las que se observa la asignación de todo tipo de parámetros a dicho término:

“Tradicionalmente la capacidad de deformación, característica relacionada con la ductilidad del material, se ha expresado a través del alargamiento máximo en rotura (A_{5d}). No obstante, en la actualidad se tiende a admitir que la deformación bajo carga máxima (ϵ_{max}) expresa mejor las características de ductilidad” (Monografía ACHE. 2000¹).

Posteriormente, dentro de la misma monografía, se introduce un nuevo parámetro al expresar que *“ la ductilidad de un acero se define a través de dos parámetros: f_s/f_y y ϵ_{max} . En la actualidad se estudia la valoración numérica mediante un único parámetro que permita la graduación de los aceros respecto del mismo ”*.

Asimismo, en monografías del sector siderúrgico especializadas sobre aceros se expresa que *“ actualmente no existe una forma única de cuantificar la ductilidad, sino una serie de variables que, bien de forma aislada o combinadas entre sí, miden la ductilidad. Entre ellas destacan: A_{5d} , ϵ_{max} , f_s/f_y , tenacidad, índice de tenacidad, etc ”* (Monografía ARCER. 2000²).

¹ ACHE (GEHO+ATEP) . Monografía sobre armaduras pasivas en la Instrucción EHE. 2000.Pág.19.

² ARCER .Monografía sobre aceros con características especiales de ductilidad. Ed. Calidad Siderúrgica. 2000. Pág. 9.

Las numerosas propuestas y enfoques tan diversos ponen de manifiesto que la definición y cuantificación de la ductilidad en los aceros siguen aun siendo objeto de debate.

Con objeto de esclarecer y definir unívocamente dicho término aclararemos previamente dos conceptos que , en ocasiones , se emplean de forma inadecuada para definirla. Nos referimos al ENDURECIMIENTO y la TENACIDAD.

-Endurecimiento.

Una de las más apreciadas cualidades que poseen los metales para soportar esfuerzos , homogeneizar las irregularidades de resistencia de una pieza y reforzar , mediante pequeñas deformaciones locales , los puntos de concentración de esfuerzos es la acritud.

Definida como el aumento de resistencia a la deformación que adquiere un metal como consecuencia de provocar en el una deformación plástica , la acritud se cuantifica mediante el ENDURECIMIENTO . Dicho parámetro indica el incremento de tensión que es preciso suministrar a la probeta en el ensayo de tracción para continuar su deformación una vez que se ha sobrepasado el límite elástico del material.

El índice que define este parámetro en el diagrama tensión-deformación convencional es la relación entre la tensión bajo carga máxima y el límite elástico. Dicho factor establece una reserva de resistencia del acero , mayor cuanto más distancia entre el límite elástico y la carga de rotura. En las figuras 2.8 y 2.9 se muestran ensayos reales de acero con valores similares de límite elástico y deformación pero con valores distintos de endurecimiento.

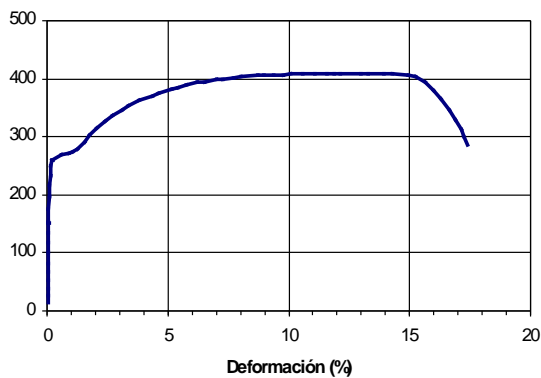


Fig. 2.8.- Acero con bajo endurecimiento
($f_s/f_y = 1.47$)

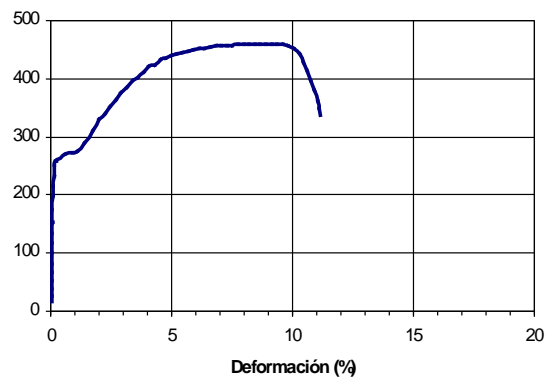


Fig. 2.9.- Acero con alto endurecimiento
($f_s/f_y = 1.65$)

Pese a los intentos de distintos investigadores por relacionar la relación f_s/f_y con la capacidad de giro de las rótulas plásticas en las piezas de hormigón armado , ningún resultado concluyente se ha podido obtener.

En el seno del CEB , A. Beeby³ trató de hallar , sin éxito , dicha correlación analizando los resultados de ensayos realizados en losas de hormigón armado por Eifer/Plauk (1974) , Calvi/ Cantú/Macchi/ Magenes (1990) , Clarke (1990) , Eibl/Buhler(1991) y Bosco/Debernardi (1992). En España , idénticos resultados se obtuvieron anteriormente por J.Calavera (1977).⁴

-Tenacidad.

Otro concepto empleado en ocasiones , de forma inapropiada , como ductilidad es el de TENACIDAD. Dicho término se refiere a la aptitud que tiene un material para almacenar o consumir energía antes de romperse. En el caso de un producto metálico , será la energía (trabajo) que , en forma de deformación plástica , es necesario suministrarle para romperlo. Las unidades que definen esta propiedad son las de un trabajo (fuerza* distancia).

³ A. BEEBY . " Ductility Test for ASW LTD.1994

⁴ CALAVERA J. Hormigón y Acero , n° 122 .Madrid 1977

La tenacidad , aunque se determina normalmente en ensayos de impacto realizados sobre probetas entalladas (ensayo Charpy) , se puede medir también , al igual que ocurría con el endurecimiento , en un ensayo de tracción. La energía por unidad de volumen que se necesita aportar para romper un material a tracción es igual al área encerrada debajo de la curva tensión-deformación obtenida en el ensayo. Dicho área tiene como expresión

$$S = \int_0^{\epsilon} (\sigma) \cdot d\epsilon \quad \text{y como unidades el Pascal}^5.$$

La tenacidad o energía total a rotura se puede dividir a su vez en sus dos componentes , la energía elástica y la energía plástica. En las figuras 2.10 y 2.11 se muestran aceros con diferente tenacidad⁶.

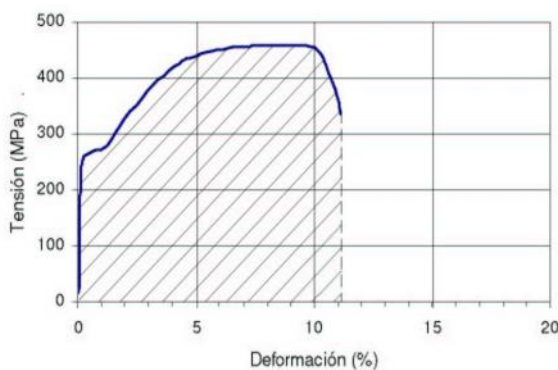


Fig. 2.10.-Acero con baja tenacidad
(Área = 44 MPa)

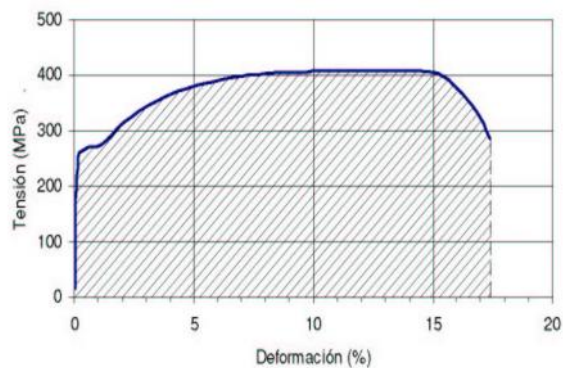


Fig. 2.11.-Acero con alta tenacidad
(Área = 64 MPa)

La idea de medir la tenacidad mediante el área en la gráfica tensión-deformación no es reciente , siendo propuesta por varios autores en los años 60 dentro del campo de la Ciencia de los Materiales. Si revisamos las recientes propuestas para definir y cuantificar la ductilidad en los aceros expuestas en el capítulo anterior , apreciamos que varias de ellas (Ortega, Creaza-Russo , Beeby) definen , a nuestro entender equivocadamente , la ductilidad en términos de tenacidad.

⁵ 1 Pa = 1 N/m² = 1 J/m³

⁶ Para el cálculo de la tenacidad se opera con la deformación en tanto por uno.

2.1.3.2.– Definición de ductilidad.

Resulta indispensable definir claramente el concepto de ductilidad aplicado al acero para , una vez admitida dicha definición , proponer un parámetro adecuado para cuantificarla. Para ello resulta conveniente revisar el significado que dicho vocablo ha atesorado, con objeto de no tergiversarlo innecesariamente :

Ductilidad : Calidad de dúctil

Dúctil : (del latín ductilis).Dícese de los metales que admiten grandes deformaciones mecánicas en frío sin llegar a romperse

(Diccionario de la Lengua Española . Real Academia .21ª Edición)

En similares términos se expresa CALVO RODÉS al distinguir los términos de plasticidad y ductilidad ... " *debemos insistir en la diferencia que existe entre estas dos propiedades , a pesar de que ambas suelen definirse igualmente como " capacidad que posee un metal para la deformación plástica " ; pero así como en la ductilidad la capacidad de deformación tiene la acepción de "cantidad " , en la plasticidad dicha capacidad se refiere a la aptitud o facultad para soportar efectos triaxiales y enfragilizadores."*⁷

Sorprendentemente observamos como , pese a la gran cantidad de significados que se le asignan actualmente al término ductilidad en los aceros , dicho vocablo está clara y unívocamente definido en el campo de la Ciencia e Ingeniería de Materiales. Autores como (Askeland⁸.1985) , (Dowling⁹.1988) (Smith¹⁰.1992) y (Callister¹¹.1995) definen claramente **DUCTILIDAD**

⁷ Calvo Rodés , R. " El acero. Su elección y selección". INTA. Madrid 1956.Pág.12.

⁸ Askeland , D. " La Ciencia e Ingeniería de los Materiales ". Grupo Editorial Iberoamericana.1985

⁹ Dowling , N.E. " Mechanical Behaviour of Materials". McGraw-Hill. 1988.

¹⁰ Smith ,W.F . "Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales ". McGraw-Hill.1992

¹¹ Callister , W.D . " Ciencia e Ingeniería de los Materiales ".Reverté.1995

como **CAPACIDAD DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA HASTA ROTURA QUE PUEDE SOPORTAR UN METAL .**

Esta es la definición de ductilidad que adoptaremos en la presente Tesis . De la misma se desprende una conclusión evidente pero no por ello menos importante : La ductilidad es una deformación , y por tanto adimensional.

Actualmente , en toda la normativa internacional , se emplea como medida de las deformaciones a garantizar por el fabricante dos medidas de deformaciones (denominadas de forma equívoca como alargamientos) : El alargamiento en rotura en base a n veces el diámetro (A_{5d} o A_{10d}) y el alargamiento bajo carga máxima (A_{gt} o ϵ_u).

Varios autores han planteado dentro del CEB propuestas , a nuestro entender no suficientemente valoradas, en las que se asimilan ductilidad y deformabilidad. Destacamos entre ellas la de (**Paolucci , Siviero , Rasesa y Barba** ¹².1993) en las que se define ductilidad como A_{5d} o la de (**Siviero y Russo** ¹³ .1993) en la que se propone el factor ϵ_u / ϵ_y para cuantificarla , siendo ϵ_y la deformación correspondiente al límite elástico.

En base a la definición aceptada de ductilidad , podemos comparar y apreciar las diferencias entre ésta , el endurecimiento y la tenacidad. Para ello consideraremos , en una primera aproximación , como medida de ductilidad la deformación máxima (ϵ_{max}) obtenida en el ensayo de tracción y representada en el diagrama $\sigma - \epsilon$.

¹² Paolucci , Siviero , Rasesa y Barba. “ Ductility of stainless steel rebars”. CEB.1993

¹³ Enzo Siviero y Salvatore Russo. “ Ductility requirements for reinforcement steel”.CEB.1993.

2.1.3.3.-Ductilidad vs. endurecimiento y tenacidad.

Una alta ductilidad no tiene que ir ligada necesariamente a un alto grado de endurecimiento. Para demostrar esta afirmación basta comparar , por ejemplo , las dos curvas de tracción que se representan en la figura 2.12 y que corresponderían respectivamente a un producto dúctil (alto alargamiento) que endurece poco por deformación y a un producto de baja ductilidad y que , sin embargo , endurece fuertemente por deformación. Los términos ductilidad y endurecimiento no son , pues , idénticos.

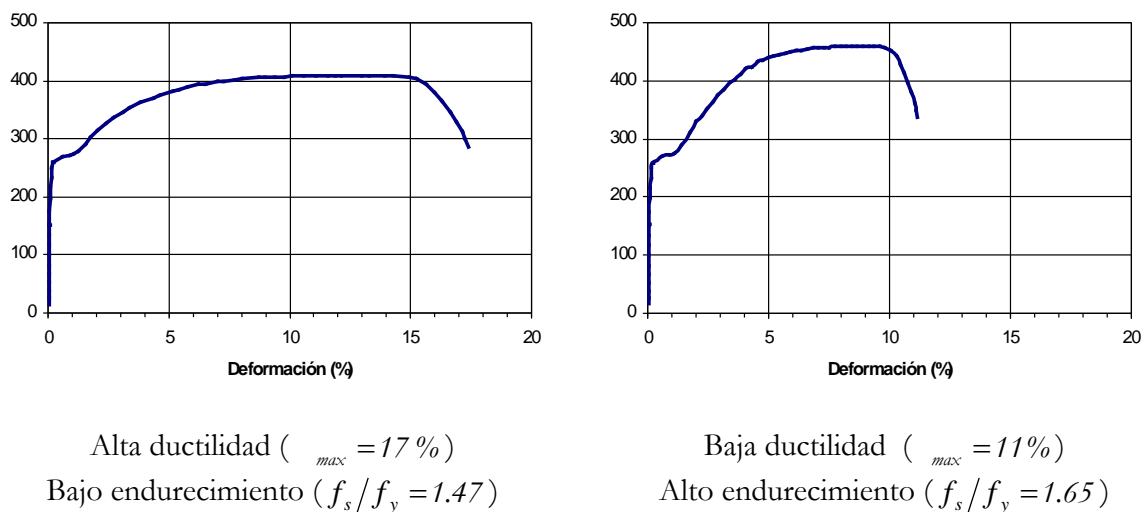
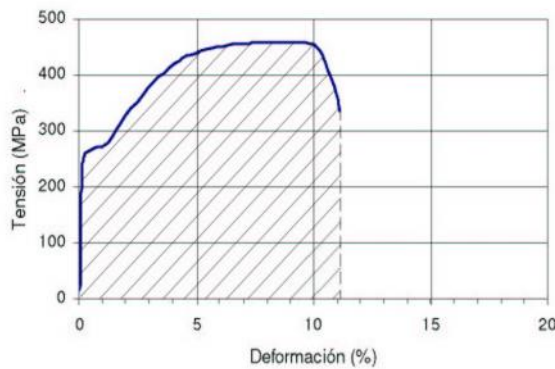
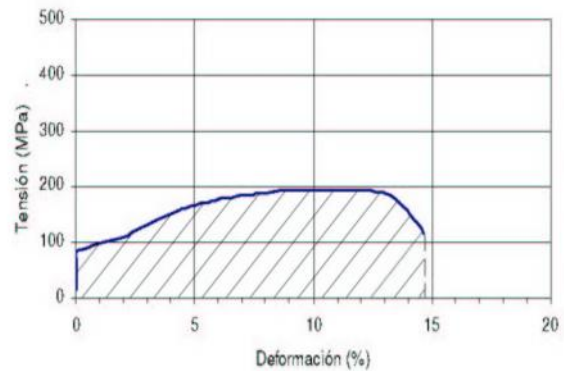


Fig 2.12.- Ductilidad vs. endurecimiento

Asimismo , si bien los términos ductilidad y tenacidad suelen ser proporcionales , tampoco tiene que ser necesariamente así. Este último punto se pone de manifiesto al comparar las curvas de tracción de la figura 2.13 , que corresponden respectivamente a un acero caracterizado por una tenacidad alta y una ductilidad baja y a un acero de baja tenacidad y alta ductilidad.



Alta tenacidad ($S = 44 \text{ MPa}$)
 Baja ductilidad ($\epsilon_{max} = 11\%$)



Baja tenacidad ($S = 23 \text{ MPa}$)
 Alta ductilidad ($\epsilon_{max} = 14.7\%$)

Fig 2.13.- Ductilidad vs. tenacidad

Actualmente , en toda la normativa internacional sobre aceros , se emplea como medida de las deformaciones dos parámetros obtenidos en el ensayo de tracción : El alargamiento en rotura (A_{5d}) y el alargamiento bajo carga máxima (A_{gt}).

Sin embargo , es importante señalar que aunque el ensayo uniaxial de tracción es el método más frecuentemente empleado para caracterizar las propiedades mecánicas de los materiales metálicos¹⁴ , **dicho ensayo no proporciona información sobre las grandes deformaciones elasto-plásticas** capaces de desarrollar las armaduras sometidas a tracción.

Para obtener dicha información y caracterizar el material más allá del régimen elástico lineal es necesario analizar el comportamiento en la estricción de la probeta. Con ese objetivo estudiaremos , en el capítulo siguiente , el ensayo de tracción .

¹⁴ Los procedimientos para dicho ensayo están normalizados y recogidos por toda la normativa internacional : ASTM E8-82 (Methods of tensión testing of metallic materials) , DIN 488 (Reinforcing steel testing) , EN-10.002-1 (Materiales Metálicos.Ensayo de Tracción).

2.2

EL ENSAYO DE TRACCIÓN

2.2.1.-Introducción.

2.2.1.1.- Diagrama tensión - deformación convencional.

El modo habitual de caracterizar el diagrama tensión-deformación de los aceros , así como sus propiedades mecánicas más relevantes , es mediante el ensayo de tracción. Los procedimientos de dicho ensayo están claramente establecidos por las principales normas internacionales : EN-10.002-1 (Materiales Metálicos. Ensayo de Tracción) , ASTM E8-82 (Methods of tensión testing of metallic materials).

El ensayo consiste básicamente en someter una probeta normalizada a una fuerza monoaxial que va incrementándose de forma progresiva midiéndose , simultáneamente, los correspondientes alargamientos (Fig.1). Para que el resultado del ensayo sea independiente de las dimensiones de la probeta (longitud y sección) y que , por tanto , sean comparables los ensayos realizados con probetas de diferentes dimensiones se utiliza , en lugar del diagrama fuerza-alargamiento , el de tensión-deformación .

La tensión empleada es la tensión media longitudinal producida en la probeta, obtenida dividiendo la fuerza (P) por el área de la sección transversal inicial de la probeta (A_0) :

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (2.1)$$

La deformación utilizada en la curva de tensión-deformación es la deformación lineal media , obtenida al dividir el alargamiento de la distancia entre puntos de la probeta (ΔL) por su longitud original (L_0)

$$\varepsilon = \frac{(L - L_0)}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2.2)$$

Puesto que la tensión y la deformación se obtienen dividiendo la fuerza y el alargamiento por factores constantes, la curva fuerza-alargamiento tendrá similar forma que la de tensión - deformación. Las dos curvas se usan, con frecuencia, indistintamente. En las gráficas siguientes se muestran las curvas citadas para una barra de acero de calidad SAE 1010, diámetro 13,5 mm y longitud 200 mm. Este material, cuya composición química se indica a continuación, es la materia prima de las armaduras pasivas laminadas en frío.

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Cr %	Ni %	Mo %	Cu %	Sn %
0,09	0,45	0,14	0,038	0,014	0,104	0,118	0,023	0,392	0,031

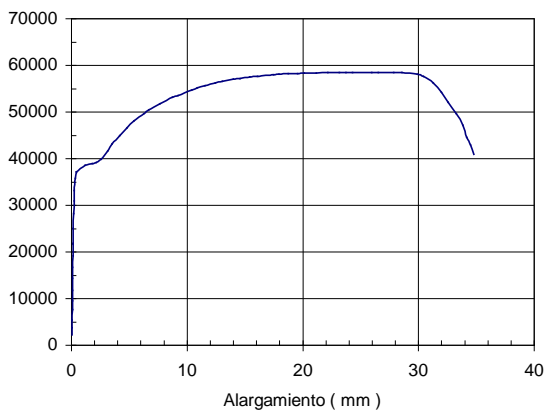


Fig 2.14.-Diagrama fuerza alargamiento

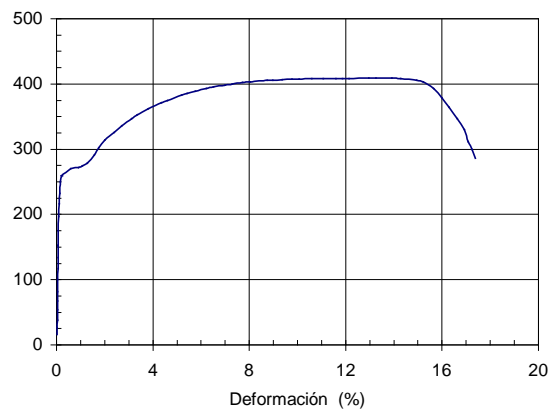


Fig 2.15.-Diagrama tensión-deformación

Los parámetros normalizados para describir el diagrama tensión-deformación del ensayo son la resistencia a tracción o carga de rotura ($f_s = 409,04 \text{ N/mm}^2$), el límite elástico convencional ($f_y = 282,2 \text{ N/mm}^2$), la relación ($f_s/f_y = 1,45$), la deformación en rotura en base a cinco diámetros ($A_{5d} = 24,8 \%$) y la deformación bajo carga máxima (ε_{max} o $A_{gt} = 13,92 \%$).

Este último parámetro señala el fin de las deformaciones uniformes a lo largo de la probeta y el comienzo de la estricción localizada, en la que las deformaciones se concentran en el cuello.

2.2.1.2.-Diagrama tensión - deformación real.

El diagrama expuesto anteriormente no representa realmente las características de tensión y deformación del metal. Dicho diagrama se obtiene considerando constantes las dimensiones originales de la muestra (A_0 y L_0) sin embargo dichas dimensiones cambian continuamente durante el ensayo.

En efecto, al deformarse la probeta la sección disminuye paulatinamente y por tanto la tensión que realmente soporta es $\sigma_{real} = P/A$ siendo A el área instantánea de la muestra.

Una de las hipótesis básicas aplicable al estudio de deformaciones plásticas en metales es suponer que estos son incompresibles. Experimentalmente se ha comprobado que esta hipótesis es correcta, ya que después de que un metal ha sufrido una gran deformación plástica su densidad varía menos de un 0,1 %. Por tanto, no está alejado de la realidad suponer que durante la deformación plástica el volumen del sólido permanece constante, es decir que $A_0 \cdot L_0 = A \cdot L$.

Aplicando dicha condición se llega a una expresión que nos relaciona las tensiones convencionales, también denominadas de ingeniería, con las reales:

$$\sigma_{real} = \sigma (1 + \epsilon) \quad (2.3)$$

Asimismo, para el cálculo de las deformaciones hemos considerado $\epsilon = L/L_0$ estando referida pues a la longitud inicial. A medida que transcurre

el ensayo la longitud de la probeta se va incrementando paulatinamente y, por tanto, la deformación se deberá medir respecto a la longitud que presenta en cada momento y no frente a la longitud inicial.

Así pues, la deformación real vendrá dada por :

$$\epsilon_{real} = \int \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0}$$

Como el volumen permanece constante, tenemos :

$$\frac{A_0}{A} = \frac{L}{L_0} = \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} = 1 + \frac{\Delta L}{L_0} \Rightarrow \epsilon_{real} = \ln(1 + \frac{\Delta L}{L_0}) \quad (2.4)$$

La aplicación de las ecuaciones (2.3) y (2.4) , formuladas por (Nadai¹ , 1933) , en el ensayo de tracción genera el denominado diagrama tensión-deformación real. En el gráfico siguiente se comparan las curvas de tensión-deformación convencionales , también denominadas de ingeniería , respecto a las reales.

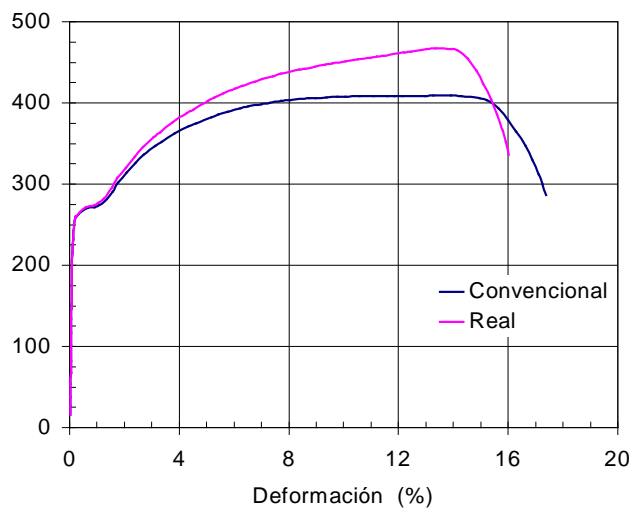


Fig 2.16.-Representación de los diagramas tensión-deformación convencional y real de un acero SAE 1010.

¹ Nadai, A.-Theories of Strength -Journal Applied Mechanics, Vol. 1-1933

	– <i>convenc.</i>	– <i>real</i>
f_y (N/mm ²)	282,2	282,9
f_s (N/mm ²)	409,04	466,98
ϵ_y (%)	0,34	0,34
ϵ_s (%)	13,92	13,04

Fig 2.17.-Comparación de los valores convencionales y reales en el ensayo de tracción. Acero SAE 1010

Al utilizar tensiones y deformaciones reales, la curva tensión deformación sufre un ligero desplazamiento hacia menores deformaciones. El límite elástico casi no se altera, pero el valor de la resistencia máxima se incrementa de forma importante (14,1%) si lo comparamos con las magnitudes convencionales. Hasta el escalón de cedencia las curvas son idénticas ya que las deformaciones son muy pequeñas ($\epsilon_y < 1\%$), separándose dichas gráficas a partir de dicha zona y llegando, en el punto de carga máxima, a tener una diferencia en tensiones de 58 MPa.

Es claro que dicha diferencia será mayor cuanto más deformable sea el material, ya que el aumento de deformación longitudinal irá paralelo a la reducción de sección, aumentando la diferencia del área real (A) respecto a la inicial (A_0) e incrementándose por tanto las diferencias entre las tensiones reales y convencionales.

Sin embargo, las ecuaciones de Nadai asumen las condiciones de volumen constante y distribución homogénea de deformaciones en toda la longitud de la muestra por lo que pueden emplearse, únicamente, hasta el comienzo de la estricción, es decir hasta la deformación bajo carga máxima (ϵ_{max}). En el capítulo siguiente estudiaremos lo que ocurre a partir de dicha deformación.

2.2.2.-Comportamiento en la estricción. Estudio analítico.

2.2.2.1.-Introducción. Medidas experimentales.

El fenómeno de la estricción se presenta cuando la tasa de aumento de la tensión debido al endurecimiento del material es menor que la tasa con que disminuye la sección transversal. Entonces se presenta una inestabilidad de tipo geométrico, en el que las deformaciones se concentran en la sección central de la probeta, formándose un cuello o estricción.

Al iniciarse la estricción las deformaciones dejan de ser uniformes. A partir de entonces, la tensión real debe determinarse desde la medida real de la carga y la sección ($\sigma = P/A$). Respecto a las deformaciones reales, la expresión $\epsilon = \ln L/L_0$ deja de ser válida; sin embargo aplicando la condición de volumen constante obtenemos una sencilla relación:

$$\epsilon_{real} = \int \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \frac{A_0}{A} \quad (2.5)$$

Con objeto de disponer de las imágenes de la probeta para los distintos estados de carga y deformación en cualquier instante del ensayo, así como estudiar la evolución del mismo, se dispusieron tres cámaras digitales AXIS 2120 de alta resolución y velocidad de 16 fotogramas / seg. Dos de las cámaras se colocaron para grabar la evolución en las deformaciones de distintas zonas de la probeta (mordazas, zona intermedia y estricción) y la tercera grababa la evolución numérica de la carga y los alargamientos directamente del ordenador de la máquina de ensayo.

Las imágenes de las tres cámaras se grabaron simultáneamente mediante el programa informático IYTCam en un ordenador IBM a 2,40 GHz y 512 Mb

de memoria RAM ,conectado a las cámaras mediante una red Ethernet. Dichas imágenes se almacenaron en formato gráfico *.jpeg de forma que pudieran ser analizadas digitalmente a través del programa informático Autocad 2006. En la figura siguiente se muestra el esquema de la instalación.



Fig 2.18.-Instalación de cámaras de vídeo sobre la máquina de ensayos.

A continuación se muestra un ejemplo de las imágenes captadas durante la evolución del ensayo , correspondiente al momento de la rotura (P=41915 N) y su análisis gráfico posterior.

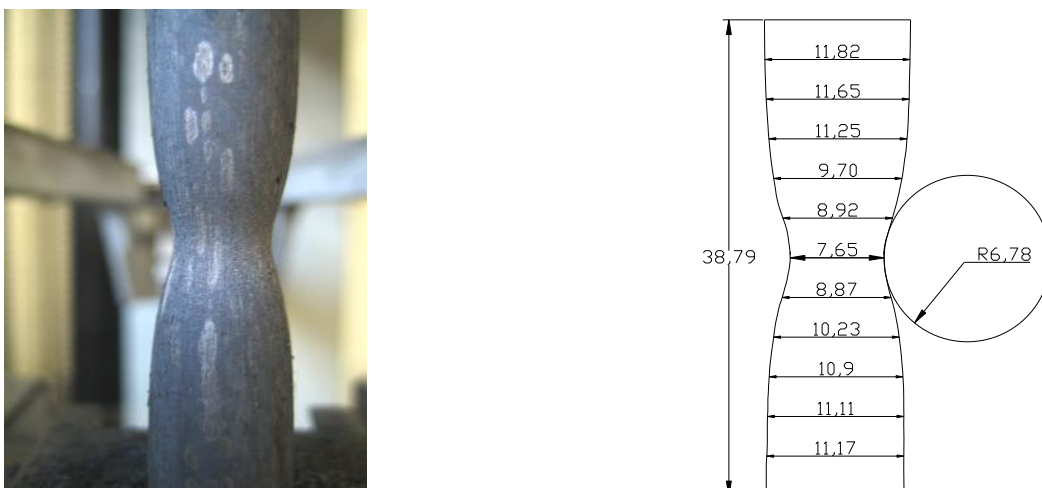


Fig 2.19.-Estricción en el momento de la rotura .

Con las medidas del diámetro de la sección en la zona del cuello , durante el ensayo , se obtienen los valores del área real y la deformación logarítmica mediante la expresión (2.5). Con estos valores y los datos extraídos de la máquina a lo largo del ensayo , se obtuvieron los puntos de las curvas Fuerza-Deformación real y Tensión axial media (P/A)-Deformación real :

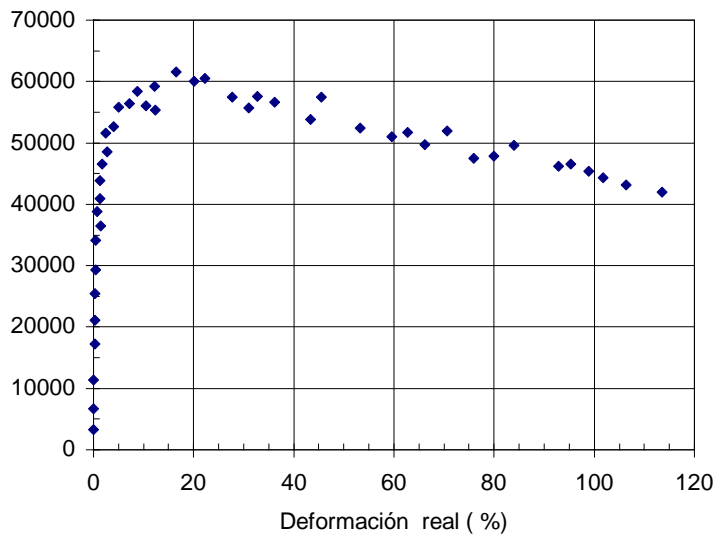


Fig 2.20.-Curva Fuerza-Deformación real.

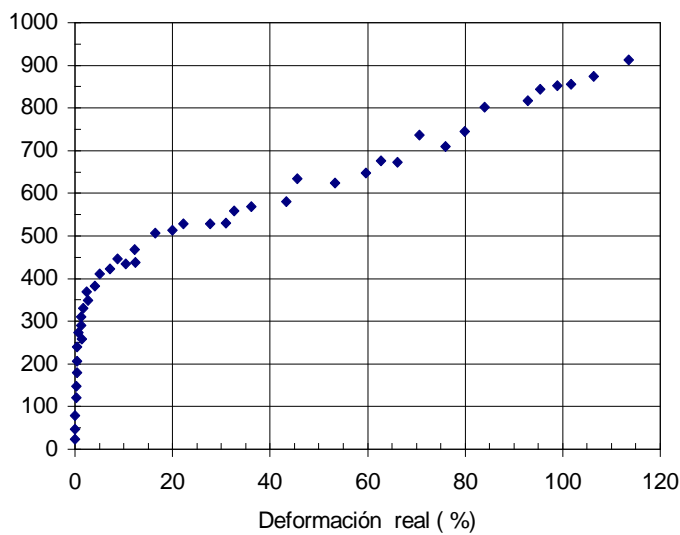


Fig 2.21.-Curva Tensión axial media-Deformación real.

Apreciamos en la figura 2.20 que , aunque la carga aplicada P disminuye a partir del instante en que comienza la inestabilidad , debido a la reducción del valor del área el material se endurece a lo largo de todo el proceso resultando una tensión axial media siempre creciente (Fig.2.21) que contrasta con la tensión convencional o de ingeniería , que disminuye a partir de ϵ_{max} .

Curvas experimentales con similar forma , aunque lógicamente con diferentes rangos de tensión y deformación , han sido obtenidas por otros autores para distintos materiales metálicos. En las figuras 2.22 y 2.23 se muestran las obtenidas por (Goicolea¹ , 1985) para el aluminio y (Cabezas-Celentano² , 2003) para acero de medio carbono , SAE 1045.

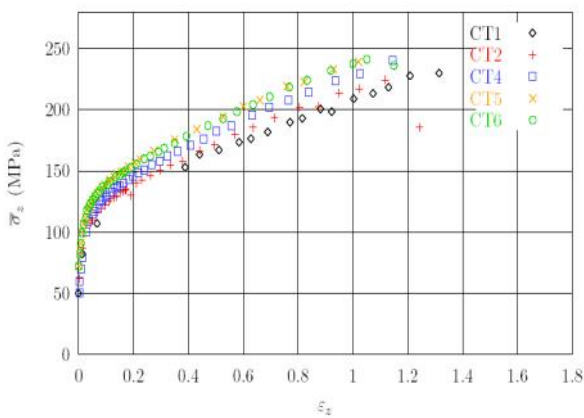


Fig.2.22.-Curvas $\bar{\sigma} - \epsilon_{real}$ obtenidas para aluminio (Goicolea , 1985)

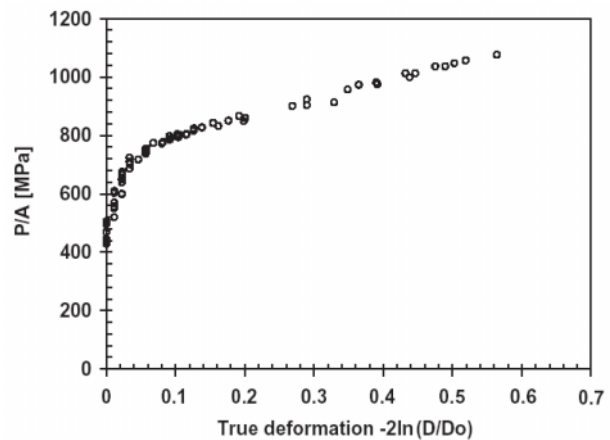


Fig.2.23.- Curva $\bar{\sigma} - \epsilon_{real}$ obtenidas para acero SAE 1045 (Cabezas , 2003)

En las gráficas 2.20 y 2.21 se aprecia como la fuerte deformación localizada en la zona de estricción sobrepasa ampliamente la calculada mediante la expresión (2.4) , con la que obteníamos una deformación del 17,38 % frente al 114 % de deformación logarítmica. Asimismo, la tensión corregida según

¹ Goicolea , J : “ Numerical modelling in large strain plasticity with application to tube collapse analysis”.Tesis Doctoral.University of London.1985

² Cabezas E. Y Celentano D : “ Experimental and numerical analysis of the tensile test using sheet specimens”. Science Directo. 2003

las ecuaciones de Nadai en el punto de carga máxima es de 467 MPa frente a los 912,4 MPa alcanzados en la sección del cuello en el momento de la rotura.

Si en la primera etapa del ensayo de tracción (hasta ϵ_{max}) las deformaciones son uniformes y el estado tensional es uniaxial con distribución homogénea de las tensiones, esta segunda fase se caracteriza porque aparecen tensiones radiales y circunferenciales que dan lugar a un estado complejo de tensiones triaxiales en la zona del cuello.

En el capítulo siguiente se desarrolla el estudio analítico de las tensiones y deformaciones que se producen en el cuello de la estricción y se particulariza, posteriormente, para la probeta de acero que estamos analizando.

Dicho estudio tendrá una gran importancia para la propuesta del parámetro que cuantifica la ductilidad, objetivo principal de esta Tesis.

2.2.2.2.-Estudios Previos.

El estudio de la distribución de tensiones y deformaciones en la estricción de una barra sometida a tracción fue iniciado por Bridgman.



Fig.2.24.-P.W. Bridgman
(1882-1961)

Este investigador norteamericano , galardonado con el Premio Nóbel en Física en 1946 por sus estudios sobre los materiales sometidos a altas presiones , publica en 1944 un interesante artículo¹ donde obtiene la distribución de tensiones y deformaciones en el cuello de una barra sometida a tracción simple.

La aportación fundamental de Bridgman en relación al tema que nos ocupa es no sólo haber intuido el complejo estado de tensiones que se desarrolla en el cuello de la estricción , sino la elegancia con la que resuelve un complicado problema de plasticidad con grandes deformaciones.

Su trabajo abrió el camino a distintas contribuciones sobre dicho tema : casi paralelamente (Davidenkov y Spiridinova¹ ,1946) proponen una expresión similar basándose en evidencias experimentales , (Kaplan² ,1973) amplía el trabajo de Bridgman más allá de la sección mínima y predice la forma del cuello de la probeta con sus mismos parámetros , (Eisenber y Yen³ , 1983) generalizan sus expresiones para barras ortótropas , etc.

¹ Davidenkov y Spiridinova. "Analysis of the state of stress in the neck of a tensile specimen." Proceedings of ASTM. Vol 46.1946

² Kaplan , A.M. "The stress and deformation in mild steel during axisymmetric necking". ASME, Vol 40.1973

³ Eisenberg M. y Yen , C. "An anisotropic generalization of the Bridgman analysis of tensile necking". Eng.Mater.Technology , Vol 105.1983.

En lo relativo a esta Tesis , el análisis del trabajo de Bridgman tiene una gran importancia para la definición del parámetro que se propondrá para cuantificar la ductilidad , razón por la que se expone y profundiza en dicho desarrollo.

2.2.2.3.-Distribución de deformaciones en el cuello.

Para la definición de tensiones y deformaciones en una probeta de sección circular sometida a carga uniaxial emplearemos coordenadas cilíndricas. Un punto P del sólido vendrá , pues , definido por tres números reales (r , θ , z) según el esquema adjunto :

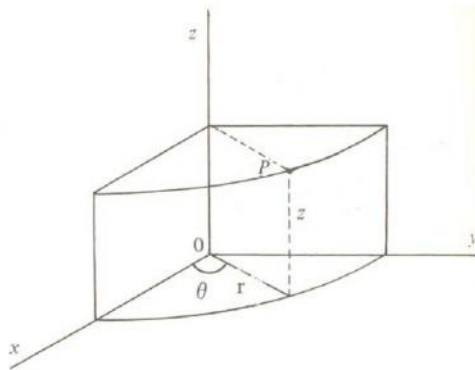


Fig.2.25.- Sistema de referencia en coordenadas cilíndricas

-Campo de desplazamientos

Para un sólido tridimensional genérico el movimiento de un punto en el espacio queda definido por las tres componentes del vector desplazamiento :

$$\vec{u} = \begin{pmatrix} u(r, \theta, z) \\ v(r, \theta, z) \\ w(r, \theta, z) \end{pmatrix}$$

donde u , v , w son los desplazamientos del punto según el sistema de referencia r , θ , z respectivamente.

-Campo de deformaciones

Seguindo la teoría de la plasticidad , el estado de deformaciones para un punto genérico del sólido en coordenadas cilíndricas queda definido por el tensor gradiente de deformación⁴ $\dot{\epsilon}_{ij}$ caracterizado por :

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon}_{rr} & \dot{\epsilon}_{rz} & \dot{\epsilon}_{zr} \\ \dot{\epsilon}_{rz} & \dot{\epsilon}_{zz} & \dot{\epsilon}_{zz} \\ \dot{\epsilon}_{zr} & \dot{\epsilon}_{zz} & \dot{\epsilon}_{zz} \end{pmatrix}$$

siendo

$$\dot{\epsilon}_{rr} = \frac{\partial \dot{u}}{\partial r} \quad (2.6)$$

$$\dot{\epsilon}_{zz} = \frac{\partial \dot{v}}{\partial z} \quad (2.7)$$

$$\dot{\epsilon}_{rz} = \frac{\partial \dot{w}}{\partial r} \quad (2.8)$$

$$\dot{\epsilon}_{rz} = \frac{1}{2} (\dot{\epsilon}_{rz} + \dot{\epsilon}_{rz}) = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{u}}{\partial z} + \frac{\partial \dot{v}}{\partial r} \right) \quad (2.9)$$

$$\dot{\epsilon}_{rz} = \frac{1}{2} (\dot{\epsilon}_{rz} + \dot{\epsilon}_{rz}) = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{u}}{\partial z} + \frac{\partial \dot{w}}{\partial r} \right) \quad (2.10)$$

$$\dot{\epsilon}_{rz} = \frac{1}{2} (\dot{\epsilon}_{rz} + \dot{\epsilon}_{rz}) = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{v}}{\partial z} + \frac{\partial \dot{w}}{\partial r} \right) \quad (2.11)$$

⁴ En plasticidad , las leyes de comportamiento real de los materiales son irreversibles , lo que obliga a plantear el problema en forma incremental. En este planteamiento , las ecuaciones de equilibrio y compatibilidad son idénticas a las del problema elástico pero planteadas en forma diferencial. En particular , las ecuaciones de compatibilidad son :

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2} (\dot{u}_{i,j} + \dot{u}_{j,i}) \text{ en } V \text{ , siendo } V \text{ el volumen del sólido.}$$

En dicha expresión , el punto indica derivada respecto al tiempo : $\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{d \epsilon_{ij}}{dt}$

En el caso particular que analizamos, tanto la geometría de la probeta como la distribución de fuerzas externas presenta simetría respecto a una recta (estado axisimétrico), siendo por tanto nula la componente circunferencial v del vector desplazamientos. Asimismo, debido a la simetría axial del problema, los dos desplazamientos no nulos u y w son independientes de la coordenada circunferencial θ , deduciéndose de inmediato que las deformaciones tangenciales $\gamma_{r\theta}$ y $\gamma_{\theta z}$ son nulas, y por tanto:

$$\left. \begin{array}{l} v = 0 \\ \frac{\partial(\cdot)}{\partial \theta} = 0 \end{array} \right\} \vec{u} = \begin{pmatrix} u(r, z) \\ w(r, z) \end{pmatrix} \quad \dot{r} = \dot{z} = 0 \quad (2.12)$$

Por otra parte, la deformación axial del sólido provoca que los puntos situados sobre una circunferencia de radio r pasen después de la deformación a estar situados sobre otra circunferencia de radio $r-u$.

Por ello, se define la deformación circunferencial $\dot{\epsilon}$ como la variación relativa de longitud entre dichas circunferencias, tomando la expresión

$$\dot{\epsilon} = \frac{2}{r} \frac{\dot{r} - 2(u - \dot{u})}{2} = \frac{\dot{u}}{r} \quad (2.13)$$

El tensor gradiente de deformación $\dot{\epsilon}_{ij}$ nos queda pues con las componentes siguientes:

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon}_r & 0 & \dot{\epsilon}_{rz} \\ 0 & \dot{\epsilon} & 0 \\ \dot{\epsilon}_{rz} & 0 & \dot{\epsilon}_z \end{pmatrix} \quad \text{siendo} \quad \begin{array}{l} \dot{\epsilon}_r = \frac{\partial \dot{u}}{\partial r} \\ \dot{\epsilon} = \frac{\dot{u}}{r} \\ \dot{\epsilon}_z = \frac{\partial \dot{w}}{\partial z} \\ \dot{\epsilon}_{rz} = \frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{rz} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{u}}{\partial z} + \frac{\partial \dot{w}}{\partial r} \right) \end{array}$$

-Distribución de deformaciones en el cuello.

En la sección central de la probeta ($z = 0$), donde se produce la estricción, se verifica simetría respecto del plano r, θ y por tanto:

$$\dot{\epsilon}_{rz} = 0 \quad (2.14)$$

quedando el estado de deformación para los puntos de dicha sección con la expresión:

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon}_r & 0 & 0 \\ 0 & \dot{\epsilon}_\theta & 0 \\ 0 & 0 & \dot{\epsilon}_z \end{pmatrix}$$

De acuerdo con la hipótesis de que las deformaciones radiales son uniformes (Bridgman.1944), comprobado experimentalmente mediante ensayos metalográficos que midieron el tamaño del grano (Davidenkov y Spiridinova . 1946) y mediante ensayos de microdureza (Goicolea ⁵.1985), resulta :

$$\dot{\epsilon}_r = \frac{\dot{r}}{r} = \frac{\dot{D}}{D} \quad (2.15)$$

$$\dot{\epsilon}_\theta = \dot{\epsilon}_r = \frac{\dot{D}}{D} \quad (2.16)$$

Integrando la ecuación (2.11) con la condición de que la deformación radial es nula al comienzo del ensayo ($D = D_0$), se obtiene :

$$\dot{\epsilon}_r = \frac{\dot{r}}{r} = \frac{\dot{D}}{D} \Rightarrow r = \int \frac{\dot{D}}{D} dt = \int_0^t \frac{1}{D} \frac{dD}{dt} = \ln \frac{D}{D_0} \quad (2.17)$$

⁵ Goicolea. J.M. " Numerical modelling in large strain plasticity with application to tube collapse analysis ". Tesis Doctoral. University of London. 1985.

Para obtener la distribución de deformaciones axiales se desprecian las deformaciones elásticas frente a las plásticas y se impone la incompresibilidad del flujo plástico :

$$lD^2 = l_0 D_0^2 \Rightarrow (l_0 + u_z) D^2 = l_0 D_0^2 \Rightarrow \dot{u}_z = -2l \frac{\dot{D}}{D} \quad (2.18)$$

y por tanto :

$$\dot{\epsilon}_z = \frac{\partial \dot{u}_z}{\partial z} = -2 \frac{\partial}{\partial l} \left(l \frac{\dot{D}}{D} \right) = -2 \frac{\dot{D}}{D} = -2 \dot{\epsilon}_r \Rightarrow \dot{\epsilon}_z = -2Ln \frac{D}{D_0} \quad (2.19)$$

Por último , la distribución de deformaciones plásticas efectivas en el cuello se obtiene despreciando nuevamente las deformaciones elásticas frente a las plásticas y considerando que las deformaciones tangenciales son nulas

$$\epsilon^p = \int d\epsilon^p = \int_0^t \sqrt{\left(\frac{2}{3} \dot{\epsilon}^p \cdot \dot{\epsilon}^p \right)} dt = 2 \int_0^t \frac{\dot{D}}{D} dt = -2Ln \frac{D}{D_0} \quad (2.20)$$

De esta ecuación se deduce que el valor de la deformación plástica efectiva coincide con el de la deformación logarítmica axial.

2.2.2.4.-Distribución de tensiones en el cuello.

A partir del estado de deformaciones deducido en el apartado anterior es inmediato comprobar que el tensor de tensiones en la sección del cuello son :

$$= \begin{pmatrix} r & 0 & 0 \\ 0 & r & 0 \\ 0 & 0 & z \end{pmatrix}$$

Aplicando el criterio de fluencia de Von Mises al estado de tensiones anterior , resulta :

$$z - r = \sigma_{eq} \quad (2.21)$$

siendo σ_{eq} la tensión equivalente o de fluencia uniaxial.

Bridgman(1944) resuelve el problema plástico introduciendo las siguientes hipótesis :

- El contorno del cuello se aproxima mediante un arco de circunferencia.
- La sección transversal en la zona de la estricción permanece circular durante el ensayo.
- Las deformaciones son constantes en los puntos de la sección transversal del cuello

De acuerdo con estas hipótesis plantea las ecuaciones diferenciales de equilibrio, obteniendo :

$$\sigma_{eq} = \left[1 + \ln \left(1 - \frac{r^2}{DR} + \frac{D}{4R} \right) \right] \quad (2.22)$$

Esta expresión debe integrarse en la sección del cuello para obtener la tensión axial media $\bar{\sigma}_z$:

$$\bar{\sigma}_z = \frac{1}{D^2/4} \int_0^{\frac{D}{2}} \sigma_z r dr = \sigma_{eq} \cdot \left(1 + \frac{4R}{D}\right) \ln\left(1 + \frac{D}{4R}\right) \quad (2.23)$$

El inconveniente de la expresión anterior es la dificultad para medir el radio de curvatura R durante el progreso del ensayo. Con objeto de facilitar dicha tarea, Bridgman⁶ determinó una relación empírica entre el contorno del cuello (a/R), siendo a el radio en la estricción y R el radio de curvatura, y la deformación real. Para ello empleó más de cincuenta probetas de aceros de diferentes tipos así como otros metales. La figura siguiente muestra los ensayos realizados y el ajuste obtenido.

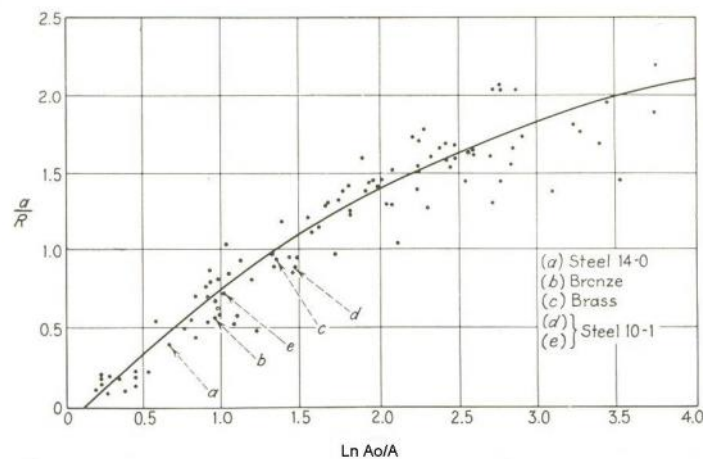


Fig.2.26. Relación entre a/R y la deformación real. Bridgman (1944)

Dicho autor propone como ecuación de ajuste a dicha curva la expresión $a/R = \sqrt{(\bar{\sigma}_z - 0.1)}$, válida para valores de $\bar{\sigma}_z > 0.1$, la cual permite expresar la tensión $\bar{\sigma}_z$ en términos de la deformación logarítmica axial :

⁶ Bridgman, P.W. "Studies in large plastic flow and fracture.", 1944. Harvard University Press

$$\bar{\sigma}_z = \sigma_{eq} \cdot \left(1 + \frac{2}{\sqrt{(z-0,1)}} \right) \cdot \text{Ln} \left(1 + \frac{\sqrt{(z-0,1)}}{2} \right) \quad (2.24)$$

o lo que es lo mismo :

$$\frac{\sigma_{eq}}{\bar{\sigma}_z} = \frac{1}{\left[1 + \frac{2}{\sqrt{z-0,1}} \right] \cdot \left[\text{Ln} \left(1 + \frac{\sqrt{z-0,1}}{2} \right) \right]} \quad (2.25)$$

Al cociente $\sigma_{eq}/\bar{\sigma}_z$ se le denomina factor de corrección de Bridgman. Para deformaciones menores de $z < 0,1$ la corrección no es necesaria, pero a partir de dicho valor, el factor es siempre menor que la unidad (Fig 2.27), lo que expresa que la tensión requerida para causar la fluencia plástica (σ_{eq}) es siempre menor que la tensión media axial en el cuello ($\bar{\sigma}_z$).

Aspecto novedoso de esta Tesis, obtenido durante el proceso de investigación, es el comprobar que la ecuación propuesta por Bridgman ($a/R = \sqrt{(z-0,1)}$) para el ajuste de la curva a los puntos experimentales no es del todo precisa, apreciándose importantes divergencia en el rango de deformación 0-1.5, que es precisamente el intervalo en el que nos movemos en este trabajo.

Posiblemente Bridgman propuso dicha ecuación, en una época donde las computadoras estaban por descubrir, debido a la sencillez con que resultaba la expresión del factor de corrección. Para la presente Tesis hemos recalculado el ajuste de dicha curva a los datos experimentales y la expresión obtenida y que se ajusta a la perfección a los datos experimentales ($R^2 = 0,99$) es :

$$\frac{a}{R} = -0,1 \cdot \frac{z}{z-0,1} + 0,95 \cdot \sqrt{z-0,1} \quad (2.26)$$

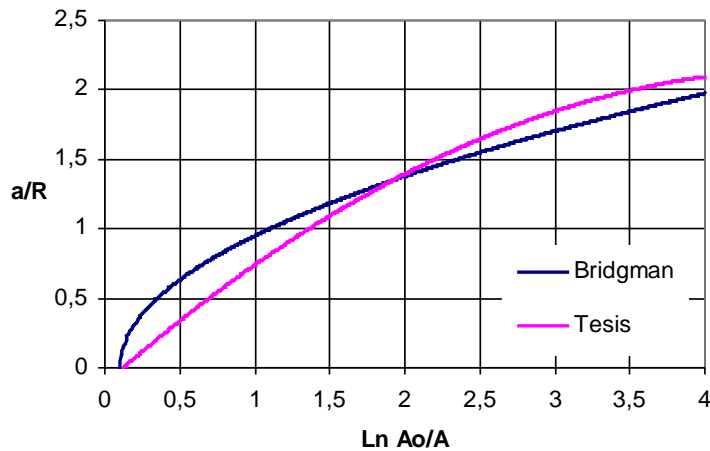


Fig.2.27.- Comparación de la ecuación propuesta por Bridgman con la ajustada en la presente Tesis para $a/R - \epsilon_z$

En la figura 2.27 se muestra , en azul , la representación de la curva propuesta por Bridgman y en rojo la curva experimental que corresponde al polinomio anteriormente expuesto. Obtenemos pues una expresión del factor de corrección más compleja que la propuesta por Bridgman pero , por el contrario , más precisa. Dicho factor será la que empleemos en esta Tesis y tiene por expresión :

$$\frac{\epsilon_z^{eq}}{\epsilon_z} = \frac{1}{\left[1 + \frac{2}{-0,1 \cdot \frac{\epsilon_z^2}{z} + 0,95 \cdot \frac{\epsilon_z}{z} - 0,1} \right] \cdot \left[\text{Ln} \left(1 + \frac{-0,1 \cdot \frac{\epsilon_z^2}{z} + 0,95 \cdot \frac{\epsilon_z}{z} - 0,1}{2} \right) \right]} \quad (2.27)$$

En la figura 2.28 se muestra la representación y comparación entre dicho factor y el propuesto por Bridgman donde se aprecian diferencias en torno al 12 % en el rango de deformaciones $0 \leq \epsilon_z \leq 1,4$.

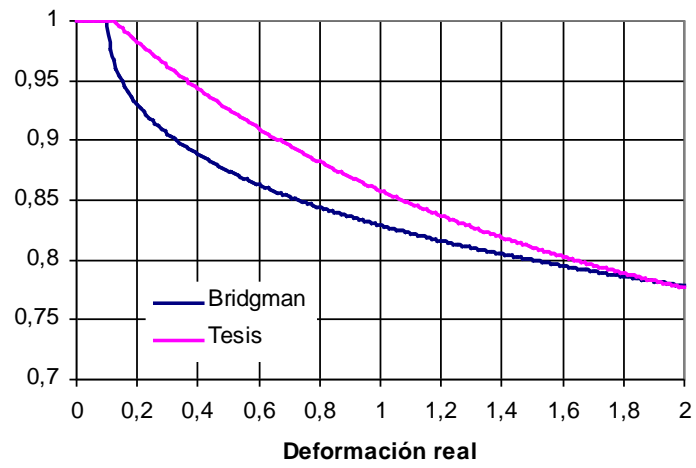


Fig.2.28.-Comparación del Factor de corrección de Bridgman y el propuesto para esta Tesis, en función de la deformación real.

2.2.2.5.- Curva de fluencia .

El factor de corrección de Bridgman expuesto anteriormente permite obtener el diagrama tensión equivalente-deformación equivalente partiendo de la curva tensión-deformación real (Fig. 2.21) , simplemente introduciendo los valores $(\bar{\sigma}_z, \epsilon_z)$ en la ecuación (2.25). En la figura siguiente se muestran simultáneamente las curvas $\bar{\sigma}_z - \epsilon_z$ convencional , real y corregida mediante la expresión (2.27), correspondientes al acero ensayado SAE 1010 :

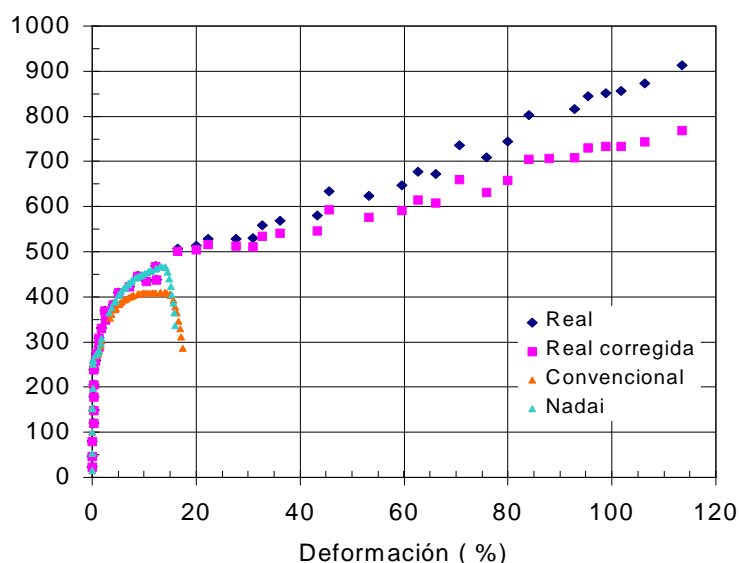


Fig. 2.29.- Diagramas tensión-deformación convencional , real y equivalente.

En el instante correspondiente a la rotura se aprecia cómo la tensión axial media es sensiblemente mayor que la tensión equivalente ($\bar{\sigma}_z = 912$ MPa , $\sigma_{eq} = 770$ MPa). La aparición de las tensiones radiales y circunferenciales al formarse la estricción ocasiona que aumente el valor de la tensión longitudinal requerida para causar la fluencia plástica. Por ello, la tensión media real en el cuello es mayor que la tensión que se necesitaría para causar fluencia si la tensión simple permaneciera. Asimismo , en función de la ecuación (2.21) , la diferencia entre $\bar{\sigma}_z$ y σ_{eq} corresponde al valor de la tensión radial , la cual coincide con la circunferencial.

La igualdad entre la deformación plástica equivalente (ϵ_{eq}^p) y la deformación logarítmica axial (ϵ_z), expresada en la ecuación (2.16) origina que la coordenada x de los puntos de ambas curvas no se altere, tomando el valor de 1,14 (114 %) en el momento de la rotura.

A la representación de $\epsilon_{eq} - \epsilon_{eq}^p$ se le denomina también curva de fluencia (en inglés “flow curve”) ya que representa las características de fluencia plástica del material. El conocimiento de dicha curva presenta múltiples aplicaciones, tanto en modelos numéricos como en la fabricación de metales, especialmente en los aceros para armar hormigón, donde la deformación en frío controlada (laminado) produce aumentos de resistencias muy considerables debido a la acritud del metal.

Para la deducción de los resultados obtenidos en este capítulo, en particular la expresión (2.25) se han utilizado dos aproximaciones:

- 1.-Las deformaciones radiales son uniformes (e iguales a las circunferenciales).
- 2.-El radio en la estricción (a) y el radio de curvatura (R) están relacionados por la expresión:

$$\frac{a}{R} = -0,1 \cdot \frac{z}{z} + 0,95 \cdot \frac{z}{z} - 0,1$$

Tanto por validar las formulaciones expresadas anteriormente como por el propio interés de conocer la distribución de tensiones y deformaciones en la estricción y su entorno, se ha realizado una simulación numérica en régimen

elastoplástico del ensayo de tracción simple. En el capítulo siguiente se muestra el desarrollo de dicho modelo así como los resultados obtenidos.

2.2.3.- Modelo numérico en régimen elastoplástico.

2.2.3.1.-Introducción.

Aunque la distribución de tensiones en la estricción fue estudiada en los años cuarenta (Bridgman¹ , 1944 ; Davidenkov² , 1946) no sería hasta veinte años después cuando dichos resultados experimentales fueron reproducidos numéricamente.

Los primeros resultados , puramente teóricos , obtenidos cuando el cálculo tanto por diferencias finitas como de elementos finitos no lineales estaba en sus inicios , se deben a (Wilkins³ , 1968) , (Chen⁴ , 1971) y (Needleman⁵ ,1972).

Posteriormente es destacable el estudio de (Norris et al⁶. 1978) en el que se relacionan los resultados experimentales de probetas de acero , destinadas a la industria nuclear , con la simulación numérica del ensayo de tracción.

Complementando dichos ensayos con fotografías de alta resolución , se registraron distintas variables de interés como la estricción y la forma del cuello. Asimismo se realizaron varios estudios metalográficos con idea de correlacionarlos con los valores obtenidos numéricamente.

En la misma línea , pero en este caso experimentando con probetas de aluminio , se sitúa la aportación de (Goicolea⁷ , 1985) que propone nuevos

¹ Bridgman, P.W : “ The stress distribution at the neck of a tensile specimen ”. Transactions of the American Society of Metals . Tomo 32. 1944

² Davidenkov y Spiridinova : “ Análisis of the state o stress in the neck of a tension specimen”.Proceedings of American Society o Testing Materials, Tomo 46.1946

³ Wilkins , M : “ Third progress report of light armor program” .University of California.1968.

⁴ Chen , W : “ Necking of a bar ”. International Journal of Solids and Structures , Tomo 7. 1971.

⁵ Needleman , A : “A numerical study of necking in circular cylindrical bars ”. Journal of Mechanics , Physics and Solids. Tomo 20 , 1972.

⁶ Norris , Moran , Quiñones y Scudder :” A computer simulation of the tensión test”. Journal of Mecahnics .1978

⁷ Goicolea , J : “ Numerical modelling in large strain plasticity with application to tube collapse análisis ”. Tesis Doctoral. University of London. 1985

elementos elasto-plásticos para el tratamiento numérico de grandes deformaciones empleando para ello el Método de Diferencias Finitas. Posteriormente la simulación numérica de este ensayo ha recibido la atención de varios autores (Simó⁸ , 1988) , (Garcia-Garino⁹ ,1993) , centrados principalmente en el desarrollo de nuevas formulaciones matemáticas.

El gran desarrollo , en los últimos años del Método de los Elementos Finitos (MEF) , ha propiciado su empleo en investigaciones recientes en relación al tema que nos ocupa.

La aplicación de los trabajos de Bridgman a probetas planas de cobre (Ling¹⁰ , 1996) , la comparación de los resultados numéricos y experimentales de aceros SAE 1045 en probetas de distinta geometría (Cabezas et al.¹¹ 2003) o el empleo de distintos tipos de elementos para analizar la sensibilidad de los resultados frente a las imperfecciones geométricas y a la mayor o menor discretización de la malla de elementos finitos en probetas de aluminio (Goicolea¹², 2004) , son algunas de las aplicaciones recientes del MEF en relación al tema que nos ocupa.

Es importante destacar que los autores arriba citados se centran en un aspecto no tratado en profundidad en anteriores trabajos : La obtención de leyes constitutivas (tensión-deformación) físicamente válidas y representativas del fenómeno a representar. Dichas leyes son imprescindibles para que los análisis con grandes deformaciones sean válidos y los modelos correctos. En estos trabajos se emplean , con éxito , programas comerciales de

⁸ Simó , J. . “ A framework for finite strains elastoplasticity based on maximum plastic dissipation and the multiplicative decomposition”. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. 1988.

⁹ García-Garino , C : “ Un modelo numérico para el análisis de sólidos elastoplásticos sometidos a grandes deformaciones”. Tesis Doctoral. ETS. Ingenieros de Caminos . Barcelona. 1993

¹⁰ Ling , Y : “ Uniaxial true stress-strain after necking”. AMP Journal of technology.1996

¹¹ Cabezas E. y Celentano D.: " Experimental and numerical analysis of the tensile test using sheet specimens ". Science Direct .2003

¹² Goicolea , Gabaldón y García-Carino : " Simulación computacional del ensayo de tracción simple con estricción ". Proyecto PICT 12-03268. Agencia nacional de Promoción científica y tecnológica. Madrid.2004

Elementos Finitos (ABAQUS) poniendo de manifiesto el buen comportamiento de este tipo de herramientas para dichas simulaciones mecánicas.

En este ámbito se enmarca el presente trabajo , en el que , empleando el programa comercial ANSYS se presenta un análisis numérico y experimental del comportamiento mecánico , durante el ensayo de tracción , de una barra cilíndrica de diámetro 13.5 mm de acero SAE 1010. Este material , conocido en el argot siderúrgico como alambión , es la materia prima de las armaduras pasivas laminadas en frío.

2.2.3.2.-Ley constitutiva.

Debido a la importancia de las tensiones y deformaciones reales en la industria metalúrgica, varias expresiones empíricas han sido propuestas para el ajuste de dicha curva en las que se refleja el efecto del endurecimiento por deformación plástica.

De todas ellas, una de las más simples y a la vez más eficaz es la denominada ecuación potencial de Hollomon¹³, obtenida al constatar dicho autor que la representación gráfica, en coordenadas logarítmicas, de la curva tensión-deformación real en el intervalo plástico de la mayoría de los metales es una recta de expresión:

$$\text{Log } \sigma = \text{Log} K + n \cdot \text{Log } \epsilon \quad \Rightarrow \quad \sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (2.26)$$

siendo K , n constantes del material

Dichos parámetros se pueden interpretar como sigue: K es el valor de la tensión para una deformación unitaria y n es la deformación obtenida para la carga máxima del ensayo de tracción uniaxial. Este último factor tiene gran importancia en el sector metalúrgico, ya que es un indicador del endurecimiento por deformación plástica. En los metales, n varía entre 0.10-0.50, siendo mayor el aumento de resistencia cuanto mayor su valor.

Numerosos autores han utilizado con éxito esta ecuación como ley constitutiva – real de metales para su empleo en modelos numéricos (Goicolea-1985- en Aluminio, Ling –1996- en cobre, Cabezas et al. -2003- en acero SAE 1045). Dicha ley potencial será la que emplearemos en esta Tesis para representar el alambrón.

¹³ Hollomon, J.H: “Tensile deformation” Trans. AIME. 1945

Dada la equivalencia entre la deformación axial real y la deformación equivalente en el ensayo de tracción , aspecto señalado en el capítulo anterior en las ecuaciones (2.19) y (2.20) , una forma de expresar dicha ecuación constitutiva es :

$$\sigma_{eq} = K \cdot \epsilon_z^n = K \cdot (\epsilon^p + \epsilon^e)^n \Rightarrow \sigma_{eq} = K \cdot (\epsilon_{eq}^p)^n \quad (2.27)$$

Esta expresión denominada habitualmente curva de fluencia (Hill¹⁴ , 1950) tiene en cuenta la descomposición de la deformación total en la parte plástica y elástica , eliminando posteriormente esta última al ser la deformación elástica despreciable en problemas de plasticidad con grandes deformaciones (Dieter¹⁵ , 1986) , como es nuestro caso.

Empleando los valores de los puntos $(\epsilon_{eq}^p, \sigma_{eq})$, representados en la figura 2.29 del capítulo anterior , se ajustó a continuación una curva tipo potencial , según el modelo reflejado en (2.27) , mediante regresión lineal considerando los valores logarítmicos. La expresión obtenida finalmente es

$$\sigma_{eq} = 687,7 \cdot (\epsilon_{eq}^p)^{0,209} \text{ con un ajuste sobre los datos experimentales de } R^2 = 0,988.$$

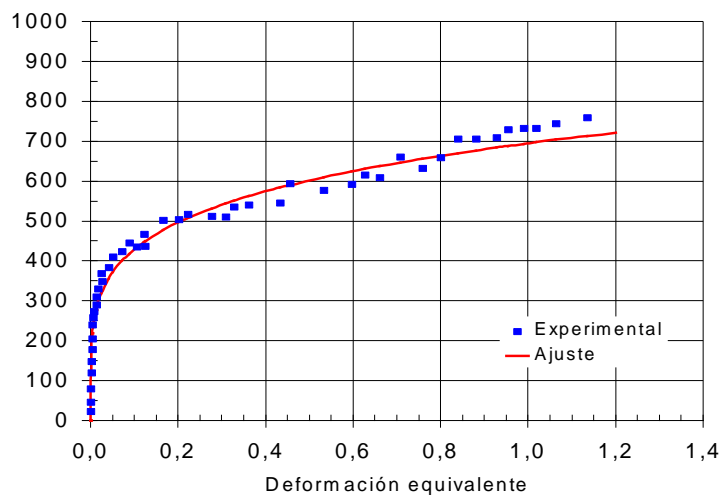


Fig. 2.30.- Diagrama Tensión equivalente - Deformación equivalente para un acero SAE 1010. Datos experimentales y ajuste.

¹⁴ Hill , R. “ The mathematical theory of plasticity” . Oxford Classic Texts, 1950

¹⁵ Dieter , G.E . “ Mechanical Metallurgy” .McGraw-Hill , 1986

Otras propiedades mecánicas , obtenidas experimentalmente , empleadas en el análisis numérico para el acero SAE 1010 son las siguientes :

Módulo Elasticidad (E)	210.000 MPa
Coefficiente de Poisson (ν)	0.3
Límite elástico (f_y)	282 MPa
Deformación al inicio de la estricción	$\epsilon_s = 0.209$
Deformación en rotura	$\epsilon_u = 1.14$

Tabla 3.-Otros parámetros mecánicos empleados en el modelo numérico

2.2.3.3.-Definición del modelo y condiciones de contorno.

Para reproducir numéricamente el ensayo de tracción se ha escogido una probeta de 13.5 mm de diámetro y longitud 200 mm , similar a la ensayada experimentalmente. Dado que la geometría es de tipo cilíndrico (y por tanto axisimétrica) y que el material se supone homogéneo e isótropo no es necesario realizar un modelo completo de la probeta , optándose por modelizar únicamente un cuarto de la misma.

Para que se produzca la estricción es necesario modificar la geometría dado que numéricamente , con un cilindro perfecto, esta nunca llegaría a producirse. Por ello se ha introducido una pequeña imperfección geométrica , disminuyendo el radio en la sección central en un 2 % respecto a la nominal. La variación del radio entre la sección central ($r_0 = 6.75mm$) y la extrema ($r_i = 6.75/0.98mm$) es lineal .

El elemento empleado para el modelo ha sido el SOLID185 , de la librería de elementos de ANSYS 9.0. Dicho elemento , recomendado para plasticidad y grandes deformaciones , toma la forma de un hexaedro con nodos en sus esquinas. Es por tanto un elemento sólido tridimensional con 8 nodos y tres grados libertad en cada nodo: traslaciones según x, y, z.

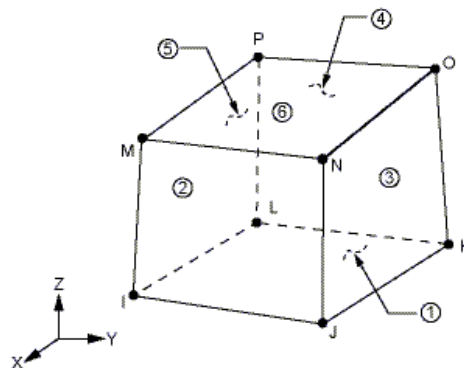


Fig. 2.31.- Elemento finito SOLID185 (ANSYS 9.0)

El mallado en la zona de la estricción se hizo más intenso que en el resto de la probeta debido a que los gradientes de tensión y deformación eran mayores en esta zona. La malla y un detalle de la zona del cuello se muestran en la figura siguiente :

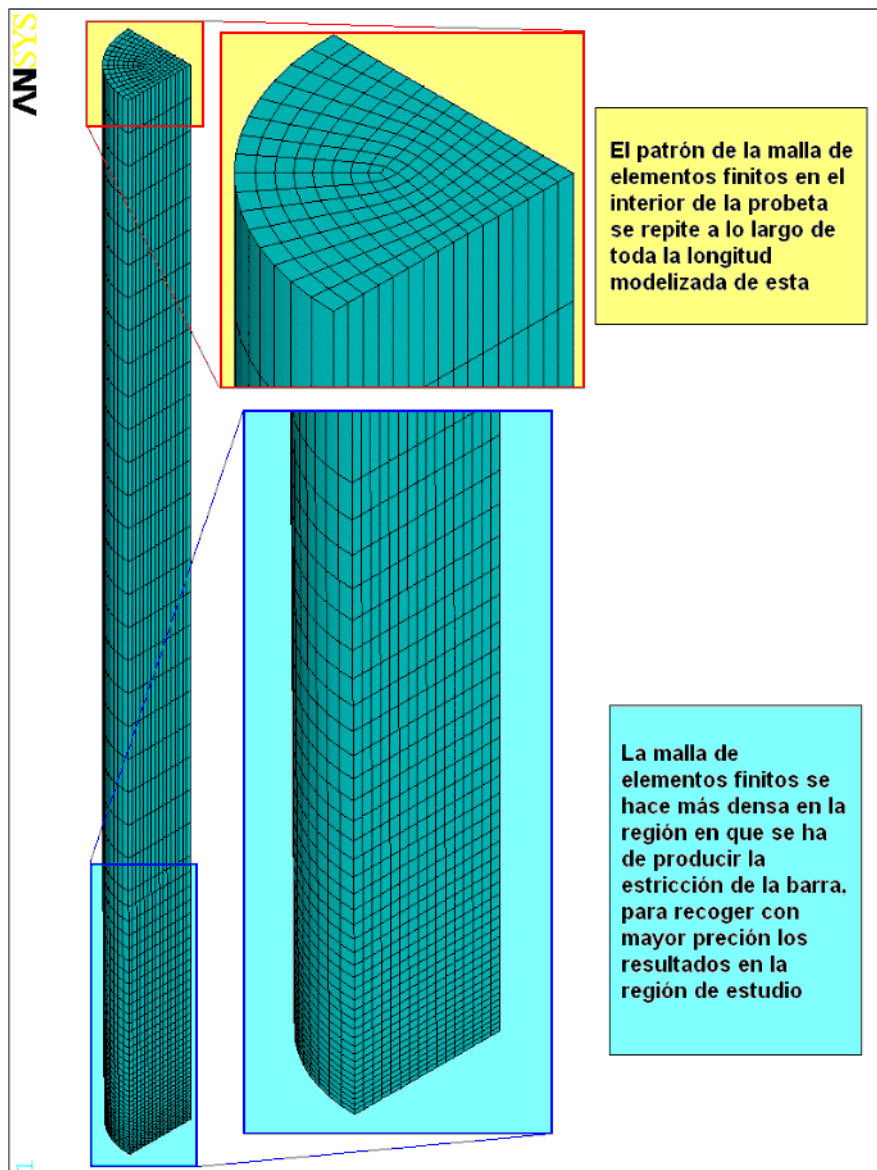


Fig 2.32.- Mallado de la geometría considerada. El modelo considerado consta de 34.764 elementos.

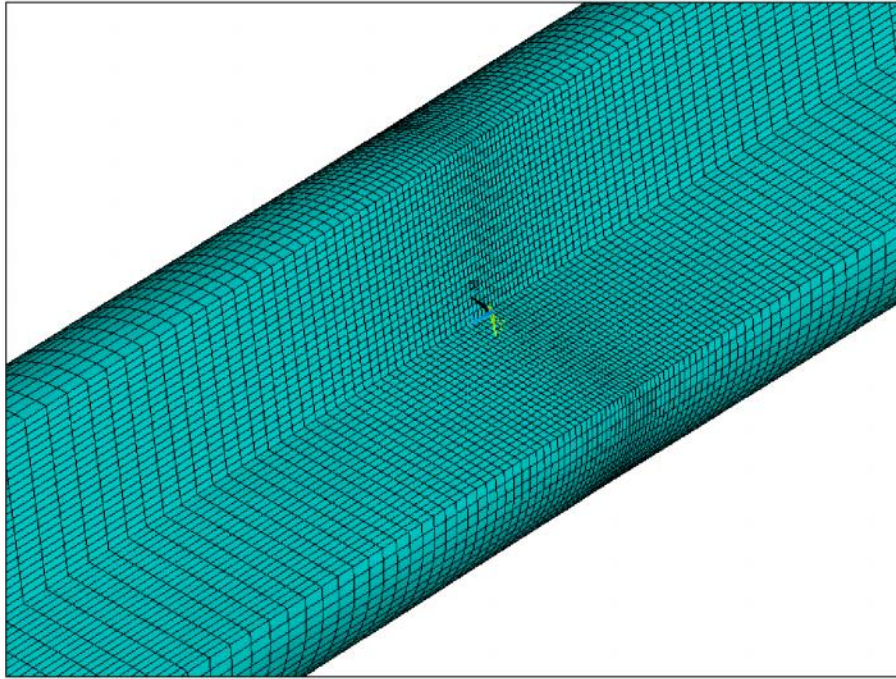


Fig. 2.33.- Detalle del mallado en el centro de la probeta , donde se estudiará el comportamiento de la estricción.

Para realizar la simulación es necesario definir adecuadamente las condiciones de contorno para que se ajusten a la situación que se pretende analizar. En el caso del modelo contemplado se han impuesto las condiciones físicas de simetría en todas las caras del modelo, salvo la correspondiente al extremo superior de la probeta.

Dicha cara tiene como condición impuesta un desplazamiento en dirección axial , de valor uniforme en todos los puntos de esa cara , y alejándose del cuello de la probeta. Esta condición es la que producirá las deformaciones en toda la probeta , y su correspondiente distribución de tensiones. La velocidad del ensayo se configuró lo suficientemente baja (0.5 mm /minuto) para así despreciar los efectos dinámicos .

2.2.3.4.-Análisis de resultados.

2.2.3.4.1.-Formación del cuello.

En la simulación se recoge adecuadamente la formación del cuello en el ensayo de tracción. En la figura adjunta se muestra la deformada de la malla de elementos al final del ensayo.

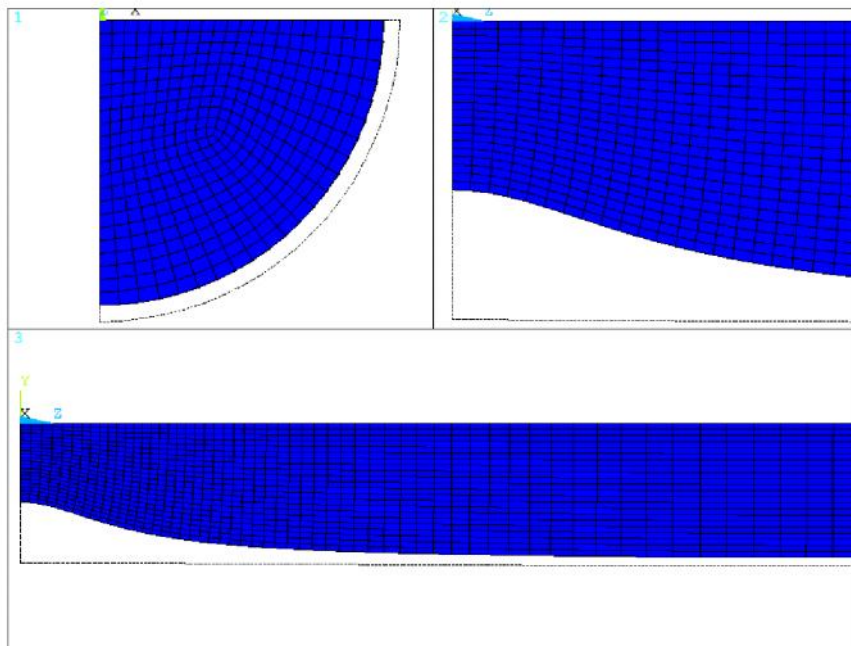


Fig 2.34.- Geometría deformada en el momento de la rotura

En dicha figura puede apreciarse las deformaciones uniformes a lo largo de toda la probeta ($A_{gt} = 13,1\%$) y la gran deformación localizada en la zona de la estricción ($\epsilon_z = 114\%$). En la sección de rotura el diámetro pasa a ser del inicial 13,5 mm al final de 7,65 mm.

En las figuras 2.35 y 2.36 se muestra la geometría deformada en 3D en la zona de la estricción y el interior de la misma.

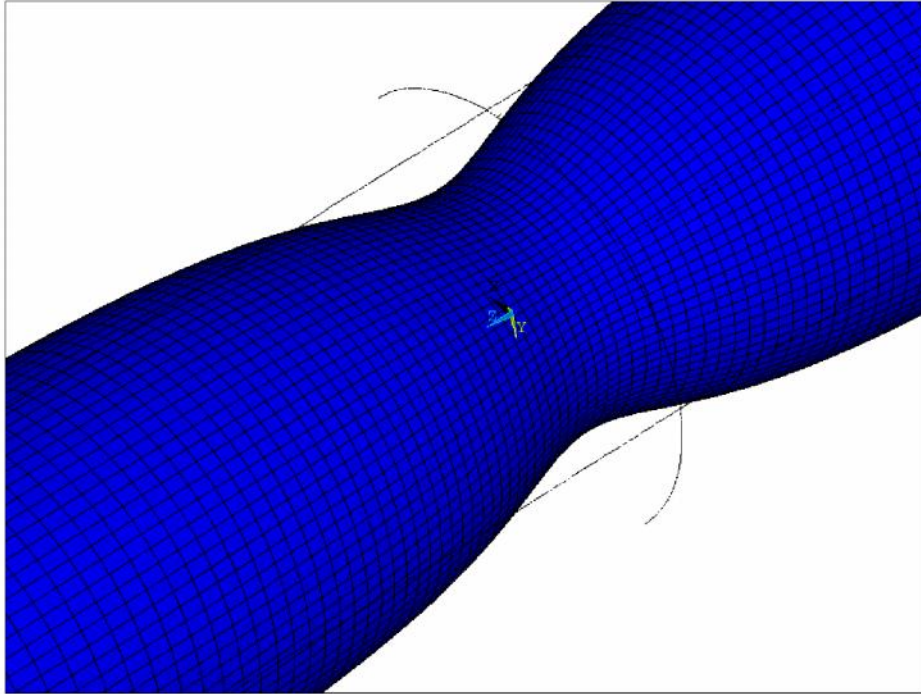


Fig 2.35.- Vista tridimensional de la malla de elementos finitos deformada en el momento de la rotura ($\epsilon_z = 114\%$)

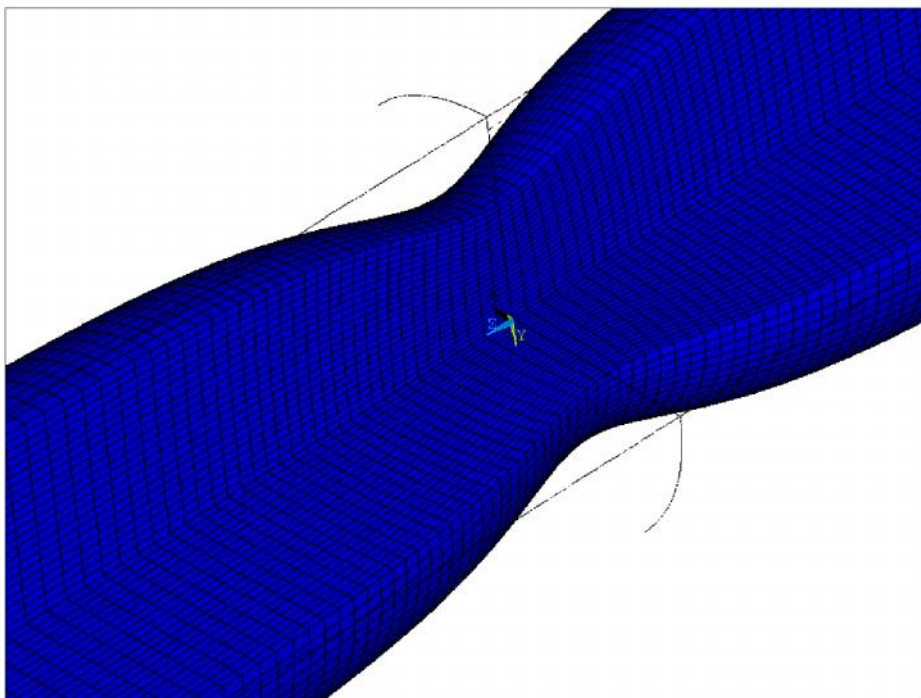


Fig .2.36.- Vista tridimensional del interior de la malla de elementos finitos en el momento de la rotura ($\epsilon_z = 114\%$)

Se compara , en las fotografías siguientes (Fig. 2.37) , la imagen real de la probeta en el instante previo a la rotura y en la imagen de la derecha , superpuesta , la malla de elementos finitos deformada para dicho instante. Se aprecia el paralelismo entre ambas geometrías.



Fig.2.37.-Imagen de la probeta en el momento de la rotura y montaje con la malla de elementos finitos obtenida tras la simulación.

2.2.3.4.2.-Comparación de valores numéricos y experimentales.

En la figura 2.38 se muestra el diagrama tensión-deformación real y convencional (también denominado de ingeniería) para los datos experimentales y numéricos. Asimismo se representa la evolución de la sección central de la probeta durante el ensayo (relación D/D_0 versus alargamiento) .

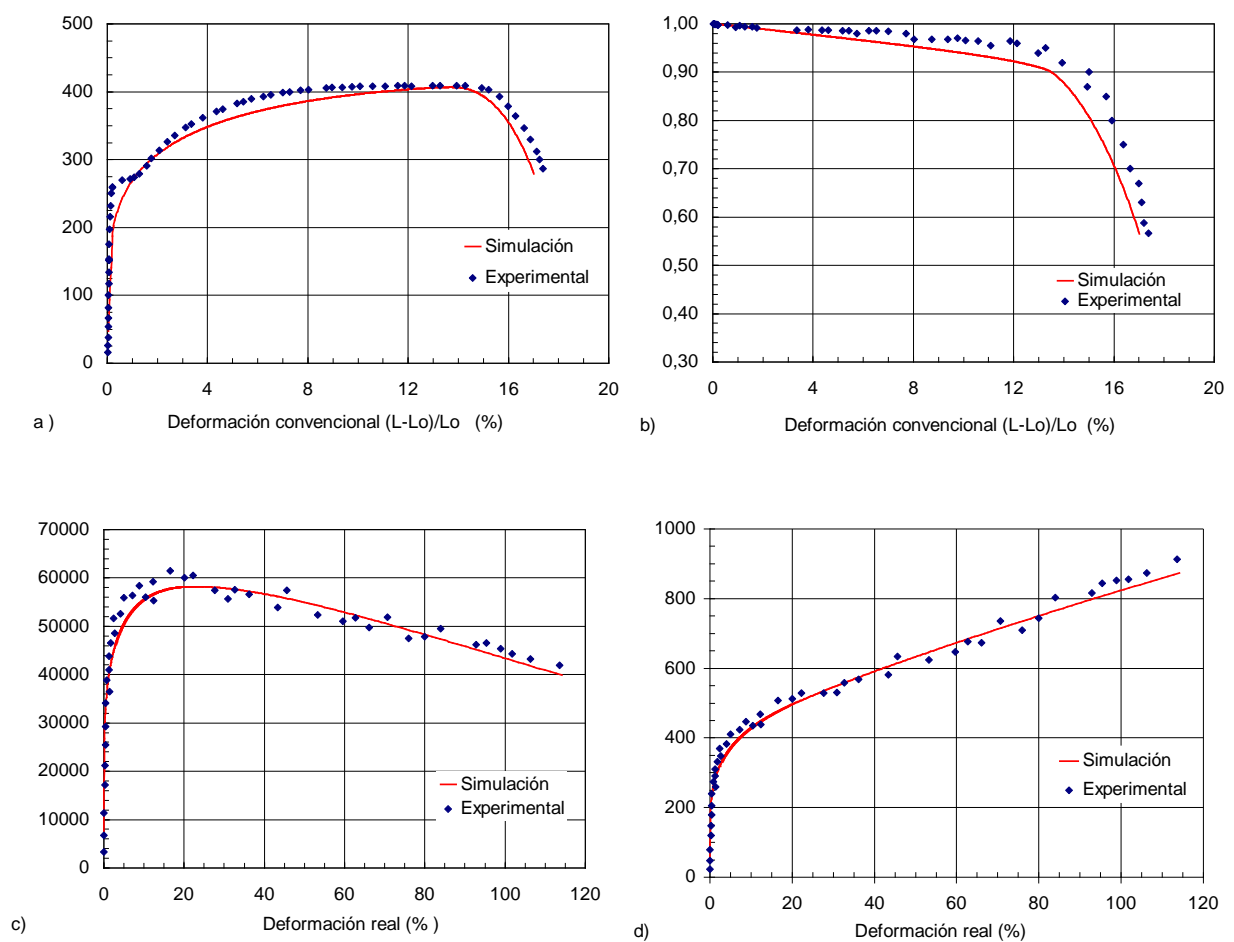


Fig.2.38.- Análisis de alambroón SAE 1010: (a) Diagrama tensión-deformación convencional , (b) relación de diámetro instantáneo e inicial frente al alargamiento axial , (c) carga versus deformación real y (d) tensión axial media versus deformación real.

Una aceptable correlación puede observarse en la Fig. 2.38.a) entre las predicciones numéricas de tensión-deformación y los datos obtenidos en el

ensayo real de tracción. Las discrepancias que aparecen en el diagrama tensión-deformación convencional se atribuyen principalmente a la falta de ajuste de la expresión potencial de Hollomon al comienzo de la zona plástica , donde aún no se ha experimentado un fuerte endurecimiento.

La predicción numérica para la relación D/D_0 versus alargamiento(Fig .2.38.b) se inicia con una relación lineal , correspondiente a los alargamientos uniformes. A partir del valor de deformación nominal 13,92 % , correspondiente a la carga máxima , tiene lugar una drástica reducción del diámetro , causando la estricción en el cuello y generando una distribución no homogénea de tensiones y deformaciones.

La medida experimental de la carga P (Fig. 2.38.c) decrece a partir de una deformación real del 13,04 % (en la simulación numérica el correspondiente valor es de 13,18 %). Sin embargo la tensión media axial continua creciendo hasta rotura (Fig. 2.38.d) , donde puede apreciarse un alto grado de endurecimiento. Como puede observarse , los resultados numéricos se ajustan razonablemente bien a los datos experimentales durante todo el ensayo.

2.2.3.4.3.-Distribución de tensiones.

El modelo numérico mediante ANSYS posibilita conocer el estado de tensiones y deformaciones de la probeta en cualquier instante del ensayo de tracción. Si bien nos centraremos en el momento de la rotura , resulta de interés el conocer dicho estado tensional en el instante en el que se empieza a desarrollar la estricción , es decir , el punto de tensión bajo carga máxima.

En la figura 2.39 se muestra la distribución de tensiones axiales en dicho instante , donde ya se aprecia claramente la no uniformidad de las mismas , alcanzándose los valores mayores en el núcleo de la probeta.

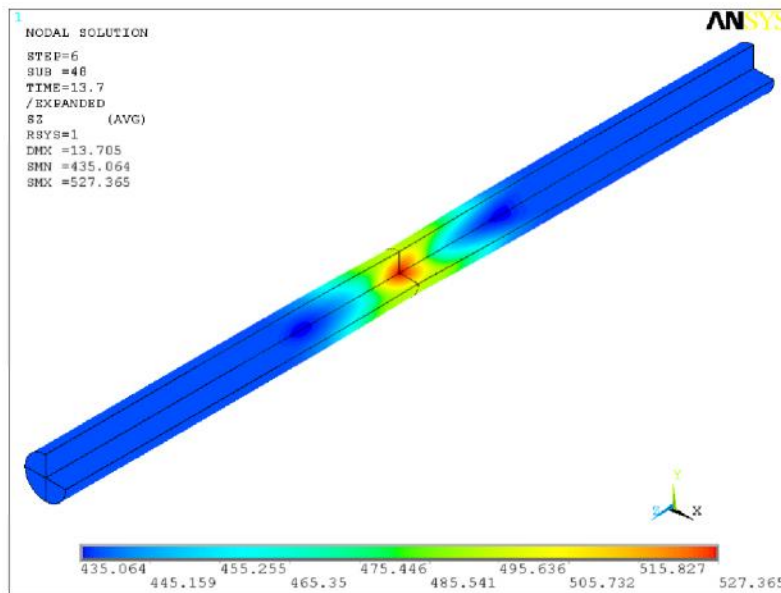


Fig. 2.39.- Tensiones axiales en el instante de carga máxima.

Aunque en estos instantes la estricción aun no se ha desarrollado , la zona donde se desarrollará parece ya definida .Este aspecto merece la pena resaltarlo. Los trabajos de (Bridgman , 1946) para el NDCR (National Defense Research Committee) consistieron en estudiar la forma de la probeta

en función del grado de avance del estiramiento y pusieron de manifiesto que , en las inmediaciones del cuello , el contorno de la probeta mostraba un punto de inflexión. Las partes de la muestra detrás del punto de inflexión quedaban “ congeladas ” durante el proceso de estirado , siendo la región entre los puntos de inflexión del cuello la zona en movimiento. El súbito fallecimiento de Bridgman le impidió continuar dicha línea de investigación , como expresaba el autor en uno de sus últimos escritos “ *It is probable that the experimental material which I obtained for the NDCR has not been fully exploited. Unfortunately, I could not find time to exploit all the possibilities*¹⁶ ”.

Una década después (Kaplan¹⁷ , 1971) desarrolló esta línea de investigación , concluyendo que , efectivamente , dicho punto de inflexión (Fig.2.40) delimitaba la zona de fluencia plástica donde se produce la estricción del resto de la probeta , que quedaba en descarga elástica. Kaplan matiza que el tamaño de la región de fluencia disminuye a medida que avanza la estricción , obteniendo la expresión $z/a_m = 0,87$ que relaciona el radio en el cuello (a_m) con la distancia al punto de inflexión (z).

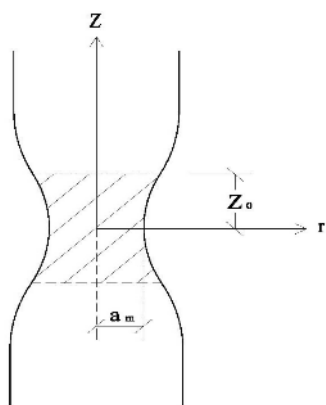


Fig.2.40.- Zona de fluencia plástica.
(Kaplan , 1971)

No es objeto de esta Tesis profundizar en dicho estudio , que quedará para investigaciones futuras , pero sí hemos creído conveniente señalar cómo el modelo numérico empleado pone de manifiesto , siguiendo los estudios

¹⁶ Bridgman , P.W (1961) : “ Studies in Large Plastic Flow and Fracture ”.Harvard University Press.Pág.31

¹⁷ Kaplan , M.A (1971) : “The stress and deformation in mild steel during axisymmetric necking?”. Journal of Applied Mecahnics.

experimentales de Bridgman y Kaplan , que la delimitación de la zona donde se desarrolla la estricción queda definida incluso antes de que esta se produzca , como puede observarse en la distribución de tensiones circunferenciales correspondiente al instante de carga máxima (Fig.-2.41 y 2.42).

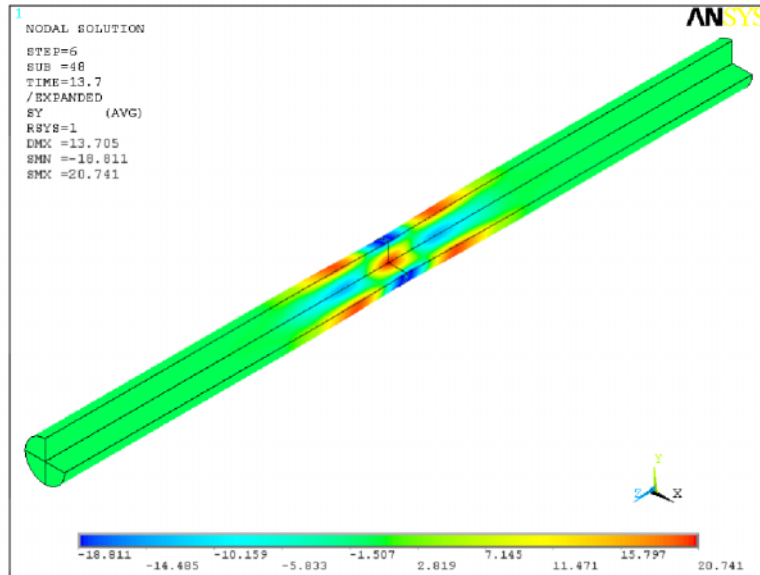


Fig.2.41.- Tensiones circunferenciales en el instante de carga máxima.

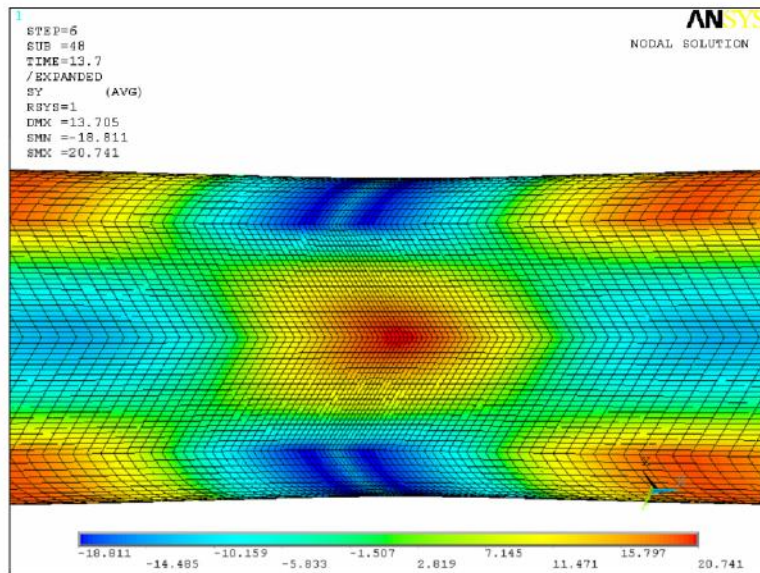


Fig.2.42.- Detalle de distribución de tensiones circunferenciales en el centro de la probeta. Instante de carga máxima.

A continuación se muestra la distribución de tensiones obtenida en el momento de la rotura, cuando el desplazamiento axial impuesto alcanza 34 mm. En la figura 2.43 se muestran las tensiones axiales en dicho instante, donde se aprecia cómo en el cuello de la estricción se llegan a alcanzar 1080 MPa mientras el resto de la probeta queda sometida a una tensión uniforme de 275 MPa.

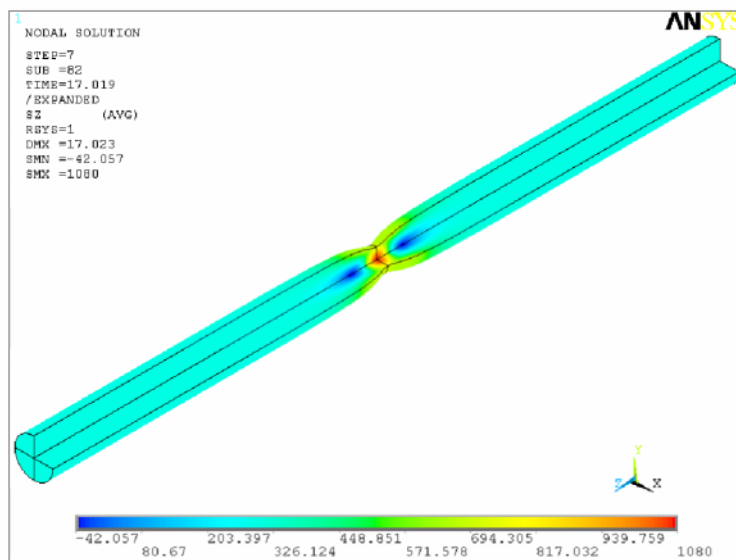


Fig.2.43.- Tensiones axiales en el instante de la rotura.

En la Fig.2.44 se representan las distintas tensiones (axial, radial, circunferencial y equivalente de Von Mises) en la zona de la estricción en el momento de la rotura. Tal y como predecía Bridgman, la distribución de tensiones no es uniforme en el entorno del cuello, alcanzándose los valores mayores en la sección menor de la estricción y, en particular, en el núcleo.

Dicho aspecto pone de manifiesto que la rotura se produce desde dentro hacia fuera de la probeta y explica la forma de la fractura copa-cono en este tipo de materiales (ver Fig. 3.2, página 164).

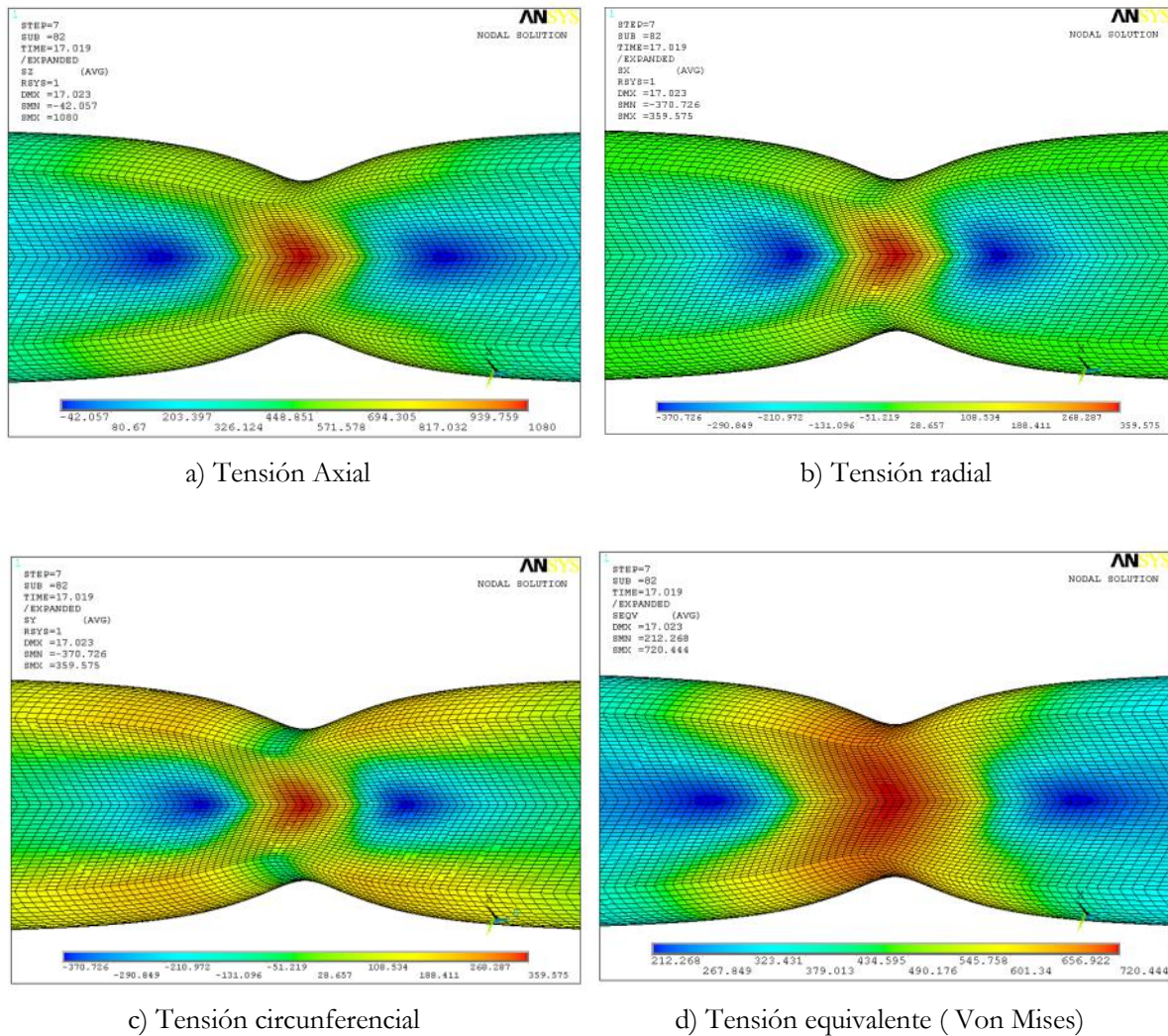


Fig.2.44.- Distribución de tensiones en el momento de la rotura.

Al contrario de lo que ocurre con el resto de tensiones , la tensión equivalente según el criterio de plastificación de Von Mises muestra una distribución aparentemente uniforme en la sección mínima del cuello , con un valor mucho menor del de la tensión axial (720 MPa frente a 1080 MPa). Dicho aspecto será analizado en el punto siguiente.

La formación del cuello induce , curiosamente , al desarrollo de compresiones en el centro de la probeta. Este hecho ha sido también señalado por (Norris et al.1978) , (Goicolea .1985) y (Armero et al.1993) en la simulación del ensayo de tracción para otros materiales.

2.2.3.4.4.-Comprobación de hipótesis de Bridgman

En primer lugar se comprueba la hipótesis correspondiente a la igualdad entre las tensiones radiales y las circunferenciales ($\sigma_r = \sigma_\theta$) en la sección mínima el cuello. Para ello, se muestran los contornos de dichas tensiones (Fig.2.45) y el perfil de las mismas en la sección del cuello (Fig.2.46) en el momento de la rotura.

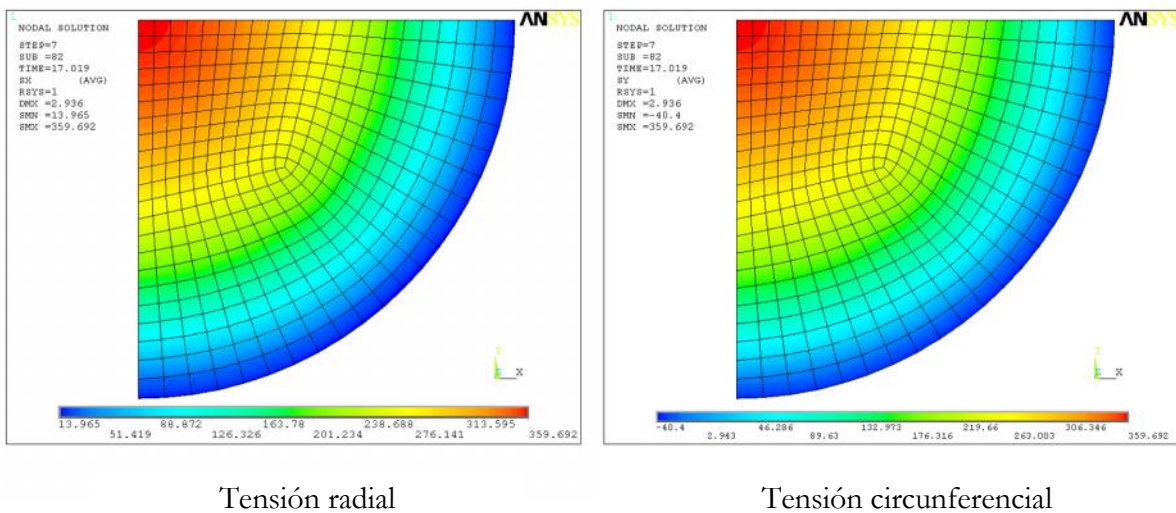


Fig.2.45.-Distribución de tensiones radiales y circunferenciales en el cuello en el momento de la rotura.

Se observa la coincidencia casi total entre las tensiones radiales y circunferenciales, que alcanzan el valor tope en el núcleo (360 MPa) y disminuyen a medida que se aproximan al contorno, llegando casi a anularse. Como se refleja en la figura 2.46, es precisamente en los puntos más cercanos a la corona exterior donde se aprecia una ligera diferencia entre ambas tensiones (14 MPa y -40 MPa, respectivamente)

En la misma figura se aprecia cómo a pesar de que la tensión axial (σ_z) se reduce paralelamente desde el núcleo (1080 MPa) hasta el exterior (677 MPa), la igualdad entre las tensiones radiales y circunferenciales ocasiona, tal

como sostenía Bridgman , que la tensión equivalente (σ_{eq}) según el criterio de Von Mises permanezca prácticamente constante ($705 \text{ MPa} \pm 2 \%$).

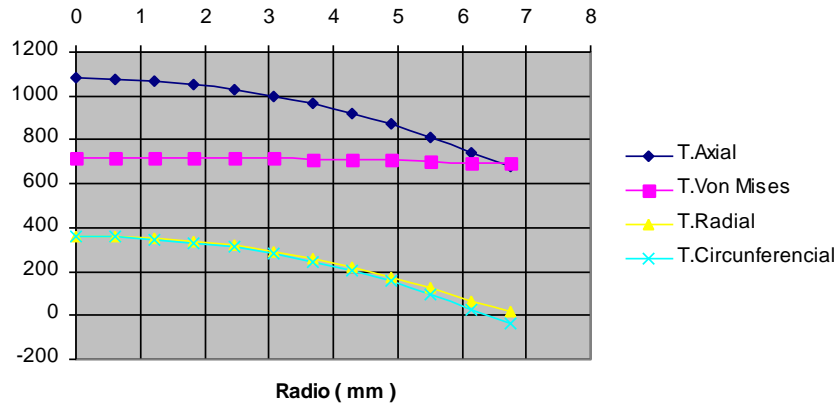


Fig.2.46.-Valores de tensión en la sección del cuello en el instante de rotura.

Este último aspecto origina que la deformación plástica equivalente (ϵ_{eq}^p) pueda considerarse prácticamente constante en la sección mínima del cuello ($112 \pm 10\%$) coincidiendo con el valor obtenido mediante las ecuaciones de Bridgman (114%), como se refleja en la figura 2.47. Asimismo la aplicación de la ecuación 2.20 (página 116) establece la equivalencia entre las deformaciones plásticas efectivas y las axiales reales ($\epsilon_{eq}^p = \epsilon_z$).

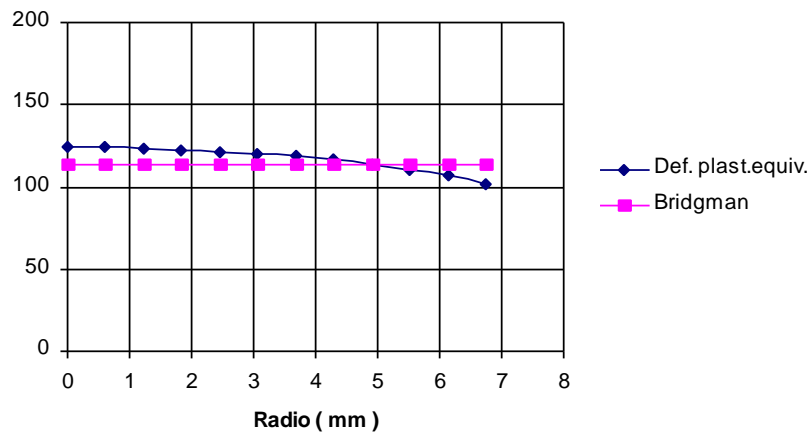


Fig.2.47.-Deformación plástica efectiva en la zona de estricción

Por último se compara el factor de corrección, en términos de deformación real, con el obtenido mediante la simulación numérica como el cociente entre la tensión equivalente en el cuello y la tensión axial media (P/A). Se han representado los dos factores, desarrollados en el capítulo 2.2.2.4 (páginas 119-120), tanto el propuesto por Bridgman como el desarrollado en esta Tesis.

Se observa un mejor ajuste de este último respecto a los resultados numéricos siendo la máxima discrepancia menor de un 3 %, lo que valida el nuevo factor de corrección propuesto.

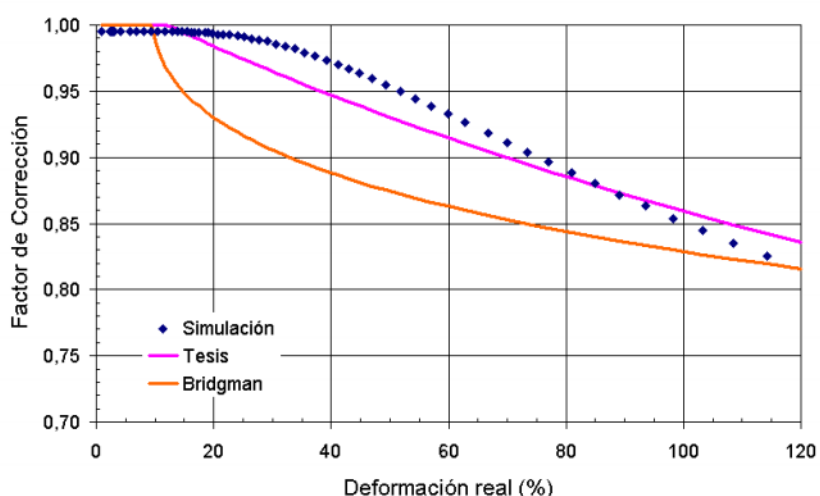


Fig.2.48.-Comparación entre los factores de corrección estimados y el calculado tras la simulación numérica.

Una distribución uniforme de tensiones, expresada por la condición $f_c = 1$, se obtiene para $e_{eq} \leq 0,1$ (10 %). Para deformaciones mayores, se desarrollan tensiones triaxiales y, por tanto, el efecto del factor de corrección sobre P/A resulta relevante.

2.2.3.5.- Conclusiones.

De los resultados obtenidos tras el análisis numérico mediante elementos finitos podemos extraer las siguientes conclusiones:

- 1.-El modelo numérico en régimen elastoplástico , empleando el programa comercial ANSYS , permite simular adecuadamente el ensayo de tracción simple de una barra de acero SAE 1010.
- 2.-Se reproducen adecuadamente las curvas de tensión axial media ($\bar{\sigma}_z$) y carga (P) frente a la deformación logarítmica axial ($\bar{\epsilon}_z$).
- 3.-Los resultados numéricos presentan una aceptable concordancia con el factor de corrección propuesto en esta Tesis como mejora del de Bridgman , siendo su expresión :

$$\frac{\bar{\sigma}_{eq}}{\bar{\sigma}_z} = \frac{1}{\left[1 + \frac{2}{-0,1 \cdot \bar{\epsilon}_z^2 + 0,95 \cdot \bar{\epsilon}_z - 0,1} \right] \cdot \left[\text{Ln} \left(1 + \frac{-0,1 \cdot \bar{\epsilon}_z^2 + 0,95 \cdot \bar{\epsilon}_z - 0,1}{2} \right) \right]}$$

- 4.- Las hipótesis consideradas por Bridgman en su estudio analítico de la sección del cuello se confirman en la simulación numérica :

- $\frac{P}{\bar{\sigma}_{eq}}$, $\bar{\sigma}_{eq}$ son prácticamente constantes
- $\bar{\sigma}_r \cong \bar{\sigma}_\theta$ igualdad entre tensiones radiales y circunferenciales
- $\bar{\epsilon}_z = \bar{\epsilon}_{eq} + \bar{\epsilon}_r$

Esta última expresión explica y justifica la necesidad de corregir la distribución de tensiones en la estricción.

**PARTE III.-PROPUESTA Y APLICACIÓN
PRACTICA.**

3.1

LA DUCTILIDAD EN LOS ACEROS

3.1.-La ductilidad en los aceros.

3.1.1.-Definición de un nuevo parámetro.

El objetivo principal de esta Tesis es definir el concepto de ductilidad aplicado a los aceros para que, admitida esa definición, sea posible tratar de cuantificarla de forma que no sólo podamos considerar ciertos niveles, sino que consigamos asignar a un acero una cantidad de ductilidad determinada para que pueda ser comparada con otros. En definitiva, se trata de encontrar una forma de medida de la ductilidad mediante un único parámetro.

Si en el capítulo 2.1.3.2 se definía claramente el concepto de ductilidad en el acero como la capacidad de deformación plástica hasta rotura que puede soportar, el análisis del ensayo de tracción nos permite proponer un parámetro que la cuantifique adecuadamente.

Según lo estudiado anteriormente, diferentes niveles de aproximación son posibles en dicho ensayo para afrontar el problema de las no-uniformidades en el cuello de una probeta. Un primer nivel ni siquiera considera la existencia de dicho cuello, considerando la tensión de rotura f_s como el cociente entre la carga máxima y la sección inicial. Un segundo nivel tiene en cuenta la estricción empleando valores medios en el cuello y define la tensión real en dicha sección como el cociente entre la carga total y el área instantánea.

El siguiente nivel de aproximación busca determinar la distribución de tensiones y deformaciones en la sección del cuello, ocupándose únicamente de dicha sección, en la cual se producen las mayores deformaciones plásticas de la probeta. En este nivel se encuadra el trabajo de Bridgman anteriormente expuesto.

Basándonos en dichos estudios y en la comprobación de sus hipótesis mediante simulación numérica, llegamos a las siguientes conclusiones respecto al estado de tensiones y deformaciones en la estricción:

1.-Las componentes del tensor deformación y la deformación plástica equivalente son constantes en la sección del cuello y tienen por expresión:

$$\epsilon_r = \epsilon_\theta = -Ln \frac{D_0}{D} \quad (\text{deformación radial y circunferencial})$$

$$\epsilon_z = 2Ln \frac{D_0}{D} \quad (\text{deformación axial})$$

$$\epsilon_{eq}^p = 2Ln \frac{D_0}{D} \quad (\text{deformación plástica equivalente})$$

siendo D_0 el diámetro inicial de la probeta y D el diámetro en el cuello de la estricción, para un instante determinado, durante el progreso del ensayo de tracción.

2.-Tanto el factor de corrección de Bridgman como el propuesto en esta Tesis, que permiten obtener la tensión equivalente en función de la tensión axial media, dependen únicamente de la deformación axial (ϵ_z) y tienen por expresión:

$$\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_z} = \frac{1}{\left[1 + \frac{2}{\sqrt{\epsilon_z - 0,1}}\right] \cdot \left[Ln \left(1 + \frac{\sqrt{\epsilon_z - 0,1}}{2}\right)\right]} \quad \text{Bridgman}$$

$$\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_z} = \frac{1}{\left[1 + \frac{2}{-0,1 \cdot \frac{\epsilon_z^2}{2} + 0,95 \cdot \epsilon_z - 0,1}\right] \cdot \left[Ln \left(1 + \frac{-0,1 \cdot \frac{\epsilon_z^2}{2} + 0,95 \cdot \epsilon_z - 0,1}{2}\right)\right]} \quad \text{Tesis}$$

3.-De los puntos anteriores , observamos como el parámetro $\epsilon_{eq}^p = \epsilon_z = 2Ln D_0/D$ define el estado de deformación en la sección del cuello y determina el estado triaxial de tensiones que tiene lugar en la estricción.

4.- En el momento de la rotura , la máxima deformación plástica alcanzada es $\epsilon_{eq,rotura}^p = 2Ln D_0/D_f$, siendo D_f el diámetro en el cuello de la estricción en dicho instante.

5.-Dicho parámetro se ajusta perfectamente a nuestra definición de ductilidad , por lo que lo denominaremos a partir de ahora como *DUCT* .

Por tanto :

- Ductilidad : Capacidad de deformación plástica hasta rotura que puede soportar un metal.

- Se propone cuantificarla mediante $DUCT = 2Ln \frac{D_0}{D_f}$

siendo D_0 el diámetro inicial de la probeta y D_f el diámetro en el cuello de la estricción , en el momento de la rotura , de una probeta cilíndrica sometida al ensayo de tracción.

3.1.2.-Comentarios y justificación.

3.1.2.1.- Sentido físico.

Posiblemente uno de los aspectos a destacar del parámetro *DUCT* es su significado físico, aspecto no verificado en otras propuestas. Definida como la deformación plástica equivalente en el cuello de la estricción tras la rotura, describiremos brevemente la ventaja de emplear dicho parámetro como medida de la ductilidad

En plasticidad es indiscutible la utilidad que supone el representar un complejo estado de tensiones y deformaciones mediante el empleo de funciones invariantes. Si la curva plástica de tensión-deformación (curva de fluencia) se representa en términos de dichos invariantes, tendrá la misma forma independientemente del estado de tensiones.

Así por ejemplo las curvas de fluencia obtenidas en un ensayo uniaxial de tensión y uno de torsión de un tubo delgado con presión interior coincidirán si se representan en términos de funciones invariantes de tensión y deformación. Las funciones invariantes más frecuentemente usadas para describir deformaciones plásticas son las tensiones equivalentes (σ_{eq}) y las deformaciones plásticas equivalentes (ϵ_{eq}^p).

Siendo el trabajo total dW por unidad de volumen desarrollado por un elemento durante un $d\epsilon_{ij}$ igual a $dW = \sigma_{ij}d\epsilon_{ij}$, y despreciando la parte elástica del trabajo, la deformación plástica equivalente (ϵ_{eq}^p) se define como aquella tal que haga junto con σ_{eq} el trabajo plástico. Es decir, $\sigma_{eq}d\epsilon_{eq}^p = \sigma_{ij}d\epsilon_{ij}^p$. La ecuación anterior puede interpretarse por tanto como una equivalencia de

trabajos plásticos entre los niveles 3D y 1D , siendo d_{eq}^p la variable 1D análoga a las deformaciones 3D.

Las expresiones de las funciones e_{eq} y d_{eq}^p dependen del criterio de plastificación elegido. En el caso del acero , el criterio de Von Mises es el que mejor se ajusta a la realidad , por lo que tenemos :

$$e_{eq} = \sqrt{\left(\frac{3}{2} d_{ij}^d d_{ij}^d\right)} \quad \text{siendo } d_{ij}^d \text{ el tensor desviador de tensiones. Es decir :}$$

$$e_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{2} \left[(d_1 - d_2)^2 + (d_2 - d_3)^2 + (d_3 - d_1)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

$$d_{eq}^p = \sqrt{\left(\frac{2}{3} d_{ij}^p d_{ij}^p\right)} \quad \text{en notación tensorial , o lo que es lo mismo :}$$

$$d_{eq}^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[(d_1 - d_2)^2 + (d_2 - d_3)^2 + (d_3 - d_1)^2 \right]^{\frac{1}{2}} , \text{ que puede expresarse}$$

como (Hill¹ , 1950) :

$$d_{eq}^p = \left[\frac{2}{3} (d_1^2 + d_2^2 + d_3^2) \right]^{\frac{1}{2}} .$$

$$\text{En términos totales } d_{eq}^p = \int d_{eq}^p \quad \text{por lo que } d_{eq}^p = \left[\frac{2}{3} (d_1^2 + d_2^2 + d_3^2) \right]^{\frac{1}{2}}$$

La deformación plástica equivalente se define pues por coherencia y paralelismo respecto a la tensión equivalente y es una medida de la deformación plástica total , la cual medida en el instante de la rotura se ajusta perfectamente con la definición de ductilidad adoptada.

¹ Hill , R. “ The mathematical theory of plasticity ”.Oxford Classic Texts.1950

3.1.2.2.- Intervalo de validez en la curva de fluencia.

Según hemos visto en el capítulo anterior , podemos expresar la curva de fluencia empleando ϵ_{eq} y p_{eq} mediante la función potencial de Hollomon² $\sigma_{eq} = K \left(\frac{p}{\epsilon_{eq}} \right)^n$, la cual puede emplearse para predecir el comportamiento plástico de tensión deformación en otras formas de carga que las del ensayo de tracción .

Los parámetros K y n tienen una clara interpretación física : K es igual a la tensión correspondiente a una deformación unitaria y fácilmente se demuestra que n se corresponde con la deformación real en carga máxima $\epsilon_s = Ln(1 + A_{gt})$.

Al parámetro n se le denomina coeficiente de acritud o de endurecimiento por deformación en frío , y podemos ver gráficamente su significado representando el haz de curvas , fijando $K = 662$ y variando n entre 0.15 y 0.25.

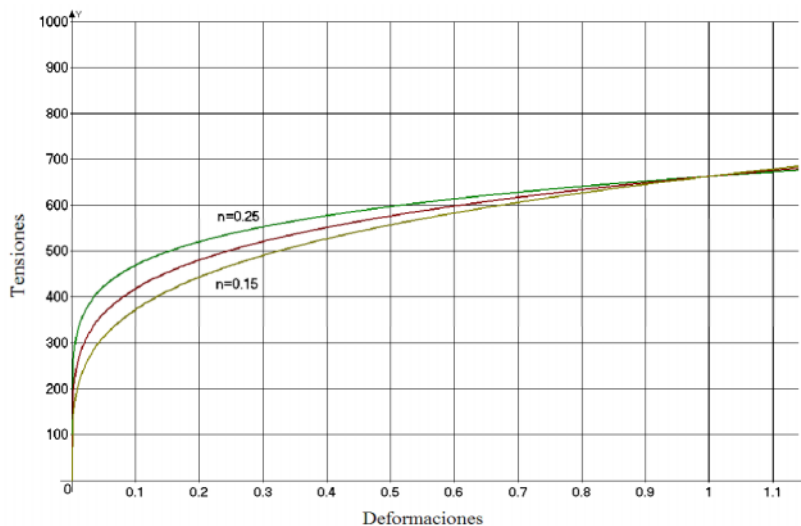


Fig.3.0.-Representación de $\sigma_{eq} = 662 \left(\frac{p}{\epsilon_{eq}} \right)^n$, para valores de n de 0.15 , 0.20 y 0.25

² Hollomon .J.H . “ Tensile deformation”. Trans . AIME, 162. 1945

Para los procesos de fabricación, dicho factor n tiene una aplicación inmediata. Así por ejemplo, para el conformado en frío interesan materiales con n alto. De esa forma, cuando la carga aplicada llegara a producir, en un determinado punto, una estricción localizada, el material en dicha zona experimentaría una importante consolidación y serían las zonas contiguas, menos resistentes, las que proseguirían la deformación. Se conseguiría pues una deformación más uniforme del material, en lugar de progresar la estricción localizada en las primeras etapas del proceso de conformado, lo que ocasionaría la rotura del material.

Los coeficientes de la curva anteriormente expuesta pueden hallarse fácilmente tras el ensayo de tracción, ya que forzando que dicha curva pase por el punto (σ_s, ϵ_s) tenemos que en ese instante, anterior al comienzo de la estricción:

$$K = \frac{\sigma_s}{\epsilon_s^n} \quad \text{siendo } \sigma_s \text{ la tensión real en carga máxima : } \sigma_s = f_s (\epsilon + A_{gt})$$

$$\epsilon_s \text{ la deformación real en carga máxima : } \epsilon_s = \ln(\epsilon + A_{gt})$$

$$n \text{ el exponente de endurecimiento : } n = \frac{\sigma_s}{\epsilon_s \cdot \ln(\epsilon_s + A_{gt})}$$

y por tanto la expresión de la curva de fluencia puede expresarse como:

$$\sigma_{eq} = K \cdot \left(\frac{p}{\epsilon_{eq}} \right)^n = \frac{\sigma_s}{\epsilon_s^n} \cdot \left(\frac{p}{\epsilon_{eq}} \right)^n$$

ecuación válida en el intervalo $0 \leq \frac{p}{\epsilon_{eq}} \leq DUCT$ y que depende únicamente de f_s y A_{gt} . En dicho intervalo nuestro parámetro de ductilidad indica y acota la máxima deformación plástica posible.

3.1.2.3.- Deformaciones en la probeta .

Anteriormente nos hemos centrado en analizar el comportamiento , tanto en tensiones como en deformaciones, únicamente en la zona de la estricción. Si analizamos el resto de las secciones y calculamos las deformaciones logarítmicas , mediante la expresión $\epsilon_{eq} = 2 \ln D_0 / D_f$, obtendremos la distribución de deformaciones a lo largo de la probeta en el momento de la rotura. Con objeto de aumentar la precisión hemos aumentado el mallado en aquellas zonas de interés, la estricción y la zona cercana a las mordazas . El resultado se muestra en las figuras siguientes :

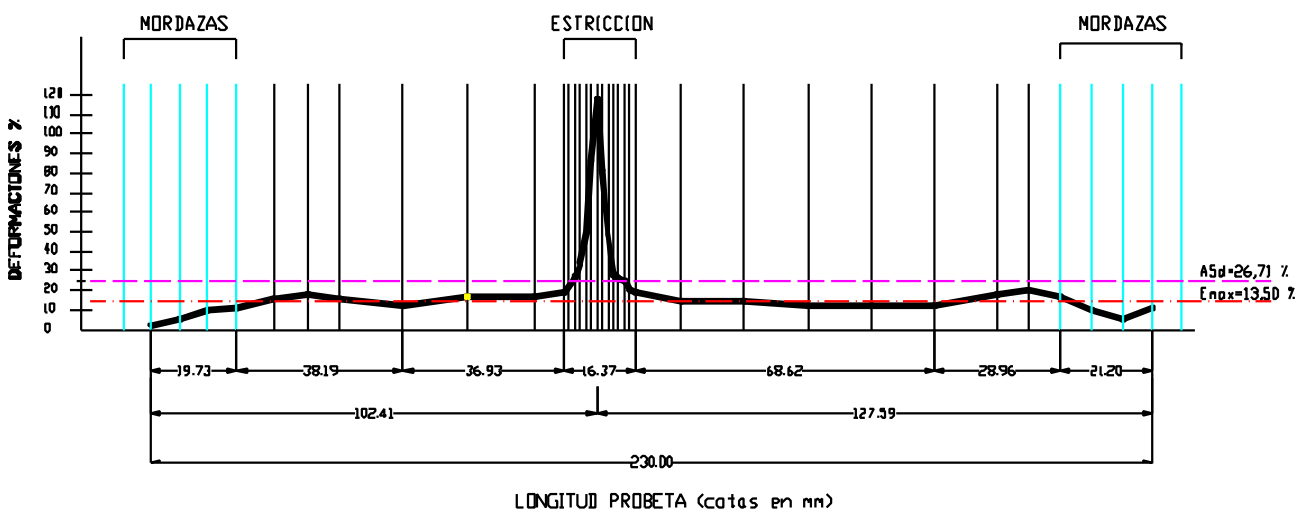


Fig.3.1.-Distribución de deformaciones en el momento de la rotura

En la imagen acotada apreciamos claramente la zona de la estricción donde las grandes deformaciones se concentran en una longitud de 16,37 mm (aproximadamente 1,2 veces el diámetro nominal), alcanzando el valor máximo de $\epsilon_{eq,max}^p = DUCT = 114\%$. El resto de la probeta queda con unas deformaciones muy uniformes y con un valor medio igual al de la deformación bajo carga máxima $A_{gt} = 13,54\%$.

Curiosamente en las zonas cercanas a las mordazas se altera sensiblemente dicha uniformidad. En dichas regiones, las deformaciones son ligeramente mayores que en el resto de la probeta (a excepción de la estricción). Este efecto se ha observado en todos los ensayos realizados.

Es claro que las condiciones de contorno del ensayo (mordazas) complican el estudio analítico del problema en el entorno de dichas regiones. Si bien el Principio de Saint-Venant establece una incertidumbre en el cálculo de deformaciones en la zona inmediatamente contigua a las cargas (que en el caso de una barra a tracción sería de una vez el diámetro), la distancia a la que se producen dichas plastificaciones hace sospechar que dicho efecto se deba a alteraciones geométricas importantes durante el proceso de carga.

Si observamos la geometría de la barra en su extremo (Fig 3.2), observamos cómo debido al apriete de las mordazas la sección de la probeta se altera, pasando de circular a elíptica. Este cambio en la geometría de la sección se produce lentamente a lo largo del ensayo, ya que la compresión de las mordazas sobre la probeta aumenta a medida que la fuerza de tracción se incrementa, evitando así su deslizamiento.

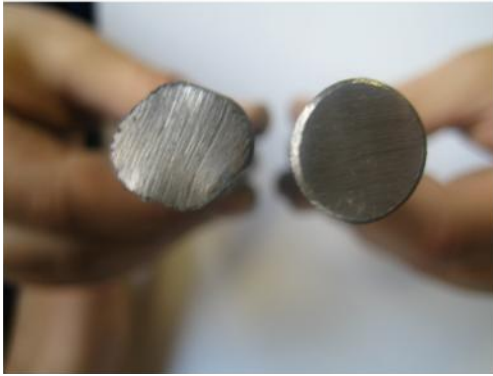


Fig.3.2.-Geometría en la zona de las mordazas. Estados final e inicial



Fig.3.3.-Rotura de la probeta en la estricción.

En las muestras ensayadas se aprecia que la uniformidad en las deformaciones se recupera a una distancia máxima de 40 mm (aproximadamente 3 veces el diámetro nominal) del extremo de las mordazas.

Aunque lógicamente el estudio de este efecto se escapa del objeto de esta Tesis se ha creído conveniente apuntarlo para investigaciones futuras.

3.1.2.4.- *DUCT* versus A_{5d} .

En la actualidad la Instrucción EHE de Hormigón Estructural contempla como parámetro para medir las deformaciones en rotura el denominado alargamiento en base a cinco diámetros (A_{5d}). Sin embargo el fenómeno de la estricción hace que el medir dichas deformaciones longitudinalmente, en lugar de radialmente como proponemos, sea un grave inconveniente.

El alargamiento total, longitudinal, es la suma del alargamiento en la estricción localizada más el alargamiento uniforme en toda la probeta, es decir:

$$L_f - L_0 = \quad + \quad \epsilon_{max} \cdot L_0$$

siendo ϵ el alargamiento local por estricción y ϵ_{max} el alargamiento uniforme.

Tenemos entonces que :

$$\epsilon_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} = \frac{\epsilon}{L_0} + \epsilon_{max}$$

que indica que la deformación total es función de la longitud de la muestra. Cuanto más pequeña sea la longitud de la muestra, mayor será la repercusión de la estricción y por tanto más grande será la deformación en rotura.

Numerosos intentos se han realizado para racionalizar la distribución de deformaciones en el ensayo de tracción. Quizás la conclusión más general que puede extraerse es que probetas geoméricamente similares desarrollan

estricciones geoméricamente similares. De acuerdo con Barba³, el alargamiento local en la estricción puede expresarse como $\epsilon = k \sqrt{A_0}$, siendo k un coeficiente de proporcionalidad y A_0 el área inicial. La expresión de deformación en rotura es entonces:

$$f = \frac{\sqrt{A_0}}{L_0} + k_{max}$$

La ecuación anterior muestra que, para comparar deformaciones en rotura de probetas de diferentes dimensiones, éstas deben de ser geoméricamente similares, siendo L_0/A_0 el factor geométrico que debe ser mantenido.

Para probetas cilíndricas ese factor pasa a ser L_0/D_0 , siendo D_0 el diámetro inicial. En el gráfico siguiente se muestra la correlación entre la deformación y dicho parámetro para aceros de diferentes geometrías.

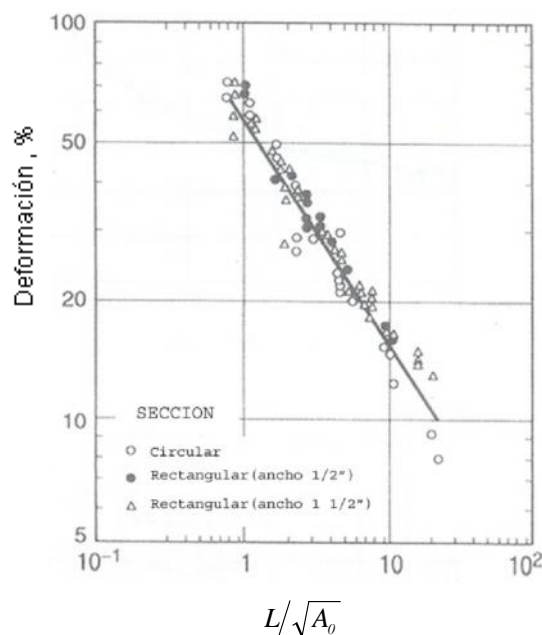


Fig. 3.4.- Relación entre deformaciones y $L/\sqrt{A_0}$. (Bertella-Oliver)

³ Barba.M.J.-Mem.Soc.Ing.Civils.Part 1 , 1880.p 162

Sobre las deformaciones en la estricción señala **Alfredo Páez**⁴ que " como , para un mismo acero , el alargamiento de un centímetro de barra en el cuello depende del diámetro propio de la barra , nos vemos obligados a definir el alargamiento de estricción tomando como base de medida , no un centímetro , sino un múltiplo del diámetro de la barra. El hecho de que en unas normas se fije un múltiplo y en otras otro, no hace más que subrayar el convencionalismo que rodea a esta definición " .

Efectivamente , como patrón de medida para la deformación en rotura, países como España o Alemania adoptaron como base los cinco diámetros (A_{5d}) y sin embargo otros países como Italia o Austria adoptaron como base los diez diámetros (A_{10d}).

Dicho convencionalismo origina que el citado parámetro A_{5d} carezca de sentido físico alguno. Gráficamente lo podemos comprobar si analizamos la Fig 3.1 , donde se evidencia que el valor de la deformación en base a cinco diámetros ($A_{5d} = 26,7\%$) únicamente pondera las deformaciones longitudinales totales en dicho intervalo , pero no indica las máximas deformaciones plásticas que se originan en la rotura , aspecto que sí cuantifica el nuevo parámetro propuesto *DUCT* .

⁴ Páez , Alfredo. " Hormigón armado ". Pág. 111. Gustavo Gili.1985.

3.1.2.5.- Procedimiento de medida.

Por último , indicaremos el simple procedimiento que puede emplearse para la medida del nuevo parámetro propuesto. Por su propia formulación únicamente se necesita medir el diámetro de la probeta antes y después del ensayo. Si bien ambas medidas pueden realizarse con un calibre tipo Vernier , se obtiene una mayor precisión empleando un proyector de perfiles.

Dicho equipo , empleado por los laboratorios de ensayos de materiales para medir la geometría de la corruga en las armaduras , es un instrumento óptico que permite medir distancias directamente sobre una pantalla donde se refleja , aumentado , el perfil de la muestra. La precisión de dicho equipo es 0.005 mm , diez veces mayor por tanto que la del calibre(0,05 mm).

Mostramos en las fotografías siguientes imágenes de dicho equipo durante la medida. En la figura 3.5 se muestra la colocación de la probeta y el equipo óptico de medida. En la figura 3.6 se muestra la pantalla del proyector sobre la que se efectúa la medida.



Fig.3.5.-Disposición de la muestra en el proyector de perfiles.

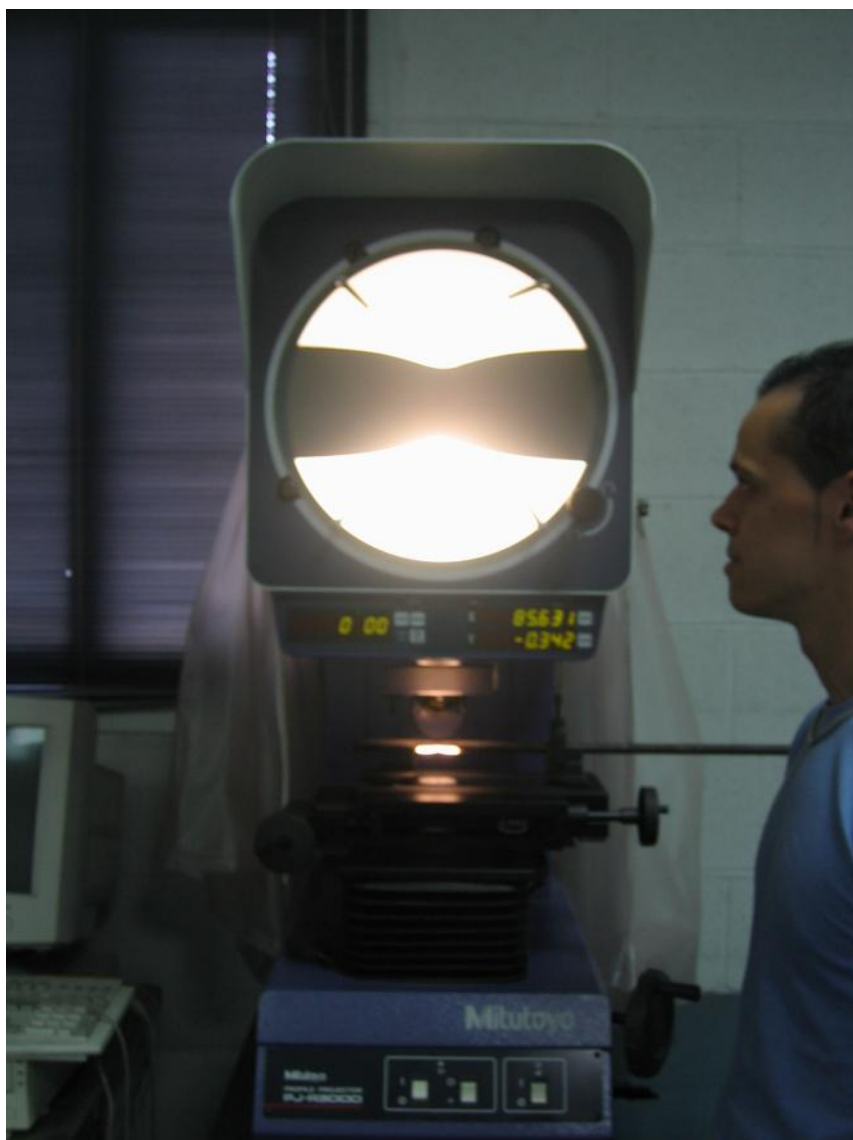


Fig.3.6.-Pantalla del proyector de perfiles donde se aprecia la formación de la estricción en la muestra tras el ensayo de tracción. Sobre dicha pantalla se realiza la medida del diámetro en el cuello.

Para los ensayos realizados en esta Tesis se ha empleado un proyector de perfiles de la marca MITUTOYO , modelo PJA-3000 .

3.1.3.-Aplicación del nuevo parámetro.

3.1.3.1.-Cuantificación de la ductilidad en los aceros.

Al comienzo de la Tesis se fijaba como objetivo principal de la investigación la caracterización de la ductilidad de los aceros mediante un único parámetro. Obviamente, dicha finalidad es la primera e inmediata aplicación del parámetro *DUCT* propuesto.

Para demostrarlo experimentalmente, se han ensayado barras de diámetro 16 mm pertenecientes a dos tipos de acero distintos, SAE 1015 y SAE 1045. Las características químicas de ambos aceros se indican en la tabla siguiente:

Muestra	Tipo	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)
1	SAE 1015	0.14	0.40	0.02	0.03	0.20
2	SAE 1045	0.46	0.65	0.03	0.03	0.22

Fig. 3.7.- Características químicas de los aceros SAE 1015 y SAE 1045 ensayados.

De cada tipo de acero se ensayaron tres probetas, obteniéndose resultados similares para cada grupo. En la figura siguiente se muestran los diagramas – convencional para cada tipo de acero considerado.

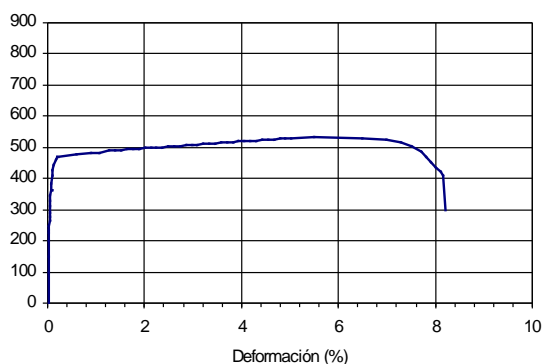


Fig. 3.8.- Muestra 1. Acero SAE 1015.
Diagrama – convencional

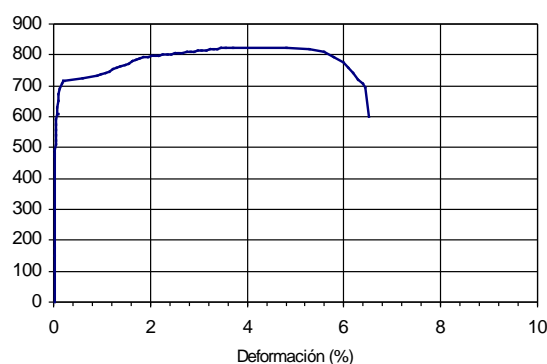


Fig. 3.9.-Muestra 2. Acero SAE 1045.
Diagrama – convencional

En la tabla siguiente se resumen las características mecánicas obtenidas experimentalmente , tras el ensayo de tracción , para cada tipo de acero :

Muestra	Tipo	f_y (MPa)	f_s (MPa)	f_s/f_y	A_{gt} (%)	A_{5d} (%)
1	SAE 1015	482.97	532.56	1.103	5.28	16.38
2	SAE 1045	728.80	823.80	1.130	3.68	11.36

Fig. 3.10.- Características mecánicas de los aceros SAE 1015 y SAE 1045 ensayados.

Observamos en la tabla de valores mecánicos (Fig 3.10) cómo la Muestra 1 presenta unos valores menores de límite elástico y tensión bajo carga máxima. Siguiendo la lógica metalúrgica , apreciamos cómo a una mayor resistencia se le contrapone una menor deformación y viceversa..

Por ello , los valores de deformación bajo carga máxima y alargamiento en rotura en base a cinco diámetros son mayores en la Muestra 1 ($A_{gt1} = 5.28\%$, $A_{5d1} = 16.38\%$) que en la Muestra 2 ($A_{gt2} = 3.68\%$, $A_{5d2} = 11.36\%$). El factor de endurecimiento , sin embargo , es mayor para la segunda muestra , $(f_s/f_y)_2 = 1.130$, que para la primera , $(f_s/f_y)_1 = 1.103$.

El análisis de la geometría en la rotura , mediante el método propuesto en esta Tesis , posibilita extraer información complementaria a la anteriormente expuesta.

En la imagen siguiente (Fig. 3.11) se muestra una fotografía con la geometría original de la barra y los dos tipos de acero ensayados a tracción. Es

apreciable a simple vista la mayor deformación en el cuello alcanzada por la Muestra 1 en comparación con la Muestra 2 , que rompe sin apenas estricción.

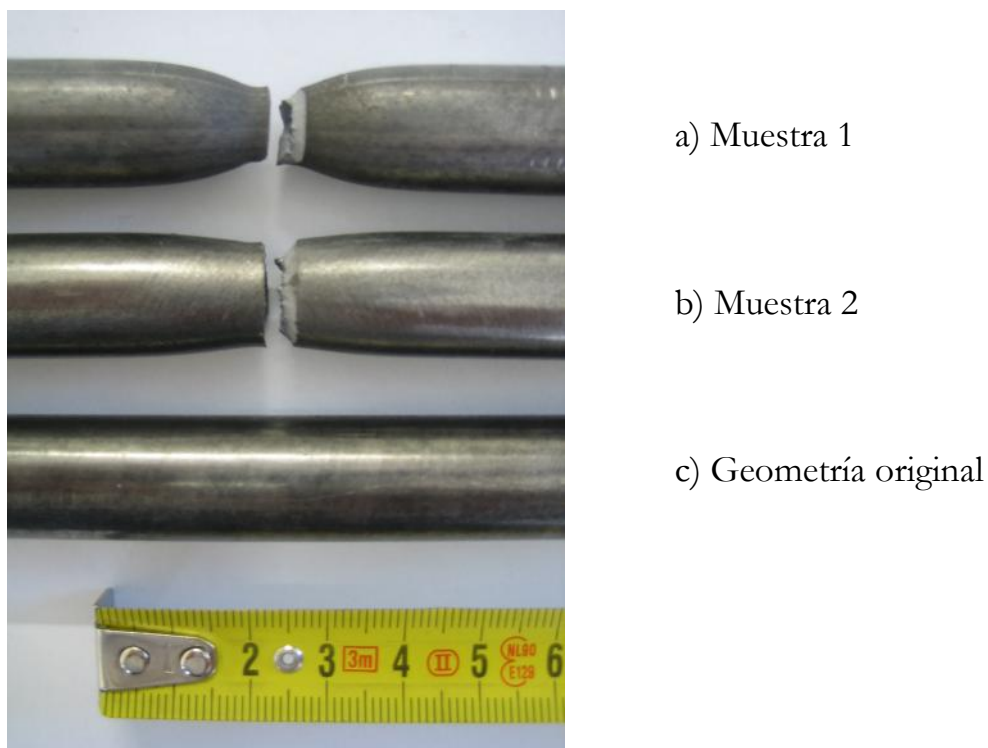


Fig. 3.11.- Imagen comparativa de la rotura en los dos tipos de aceros ensayados y la geometría inicial. Se aprecia la mayor deformación en el cuello de la Muestra 1.

Analizando la geometría de la rotura , mediante el método propuesto del proyector de perfiles , podemos cuantificar , con una precisión de $\pm 0,005$ mm el acortamiento sufrido por el diámetro de la barra en la zona de la estricción.

En las imágenes siguientes (figuras 3.12 y 3.13) se muestra la proyección de ambas geometrías sobre dicho equipo. Con dichas medidas y la aplicación del parámetro propuesto (*DUCT*) podemos cuantificar la capacidad de deformación plástica en rotura para cada tipo de acero.



Fig.3.12.- Muestra 1.-Estricción.

Diámetro inicial (D_0) = 16.02 mm
 Diámetro final (D_f) = 8.87 mm
 $DUCT = 1.18$

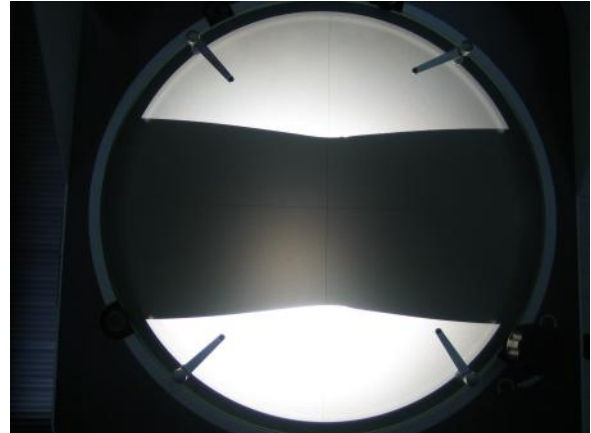


Fig.3.13.- Muestra 2.-Estricción.

Diámetro inicial (D_0) = 15.97 mm
 Diámetro final (D_f) = 12.79 mm
 $DUCT = 0.44$

Una vez conocidos los diámetros inicial (D_0) y final (D_f), la expresión $DUCT = 2 \cdot \ln(D_0/D_f)$ permite conocer la ductilidad de cada tipo de acero. En las imágenes se puede apreciar como la Muestra 1 presenta lo que podríamos denominar “rotura dúctil” en comparación con la “rotura frágil” que presentaría la segunda Muestra, la cual rompe sin apenas deformación.

En efecto, para la Muestra 1 se obtiene un factor de ductilidad $DUCT_1(\%) = 118$, mientras que para la Muestra 2, $DUCT_2(\%) = 44$. La Muestra 1 es por tanto 2.7 veces más deformable que la Muestra 2.

Observamos pues como el factor propuesto permite cuantificar la ductilidad de los aceros mediante un único parámetro, objetivo principal de la presente Tesis.

3.1.3.2.-Utilidad para la industria metalúrgica.

Aunque en la mayoría de las aplicaciones de arquitectura e ingeniería el diseño de la estructura queda delimitado al rango elástico de los materiales , el conocimiento más allá de dicho límite es de la mayor importancia debido a las grandes deformaciones plásticas que tienen lugar en múltiples procesos , por ejemplo en conformado de metales tales como laminación , extrusión, etc .

Es indiscutible la importancia de los metales en el mundo moderno. Actualmente se procesan 850 millones de toneladas anuales , de las que más de 800 millones corresponden a aleaciones férreas. Le siguen el aluminio (20 millones) , el cobre (12 millones) , el Zinc (7 millones) y el plomo (5 millones).

A la vista de los datos podemos apreciar que , de la producción metálica mundial , el 95 % anual corresponde a aleaciones férreas (85 % acero y 10 % fundiciones) y el 5 % restante a otros metales o aleaciones no férreas.

Alrededor del 85 % de todos los metales se funden en lingotes , planchas o palanquillas para su posterior trabajo por deformación plástica en frío. Buena calidad superficial , regularidad en los espesores y características mecánicas precisas son algunas razones de la necesidad de dicho proceso en la industria actual.

Prácticamente todos los procesos industriales que han sido desarrollados para aplicaciones metalúrgicas específicas se pueden agrupar dentro de los denominados de **deformación volumétrica** , en los que el volumen y la masa del metal permanecen constantes.

En la figura adjunta se muestran los tipos principales de técnicas metalúrgicas por deformación .

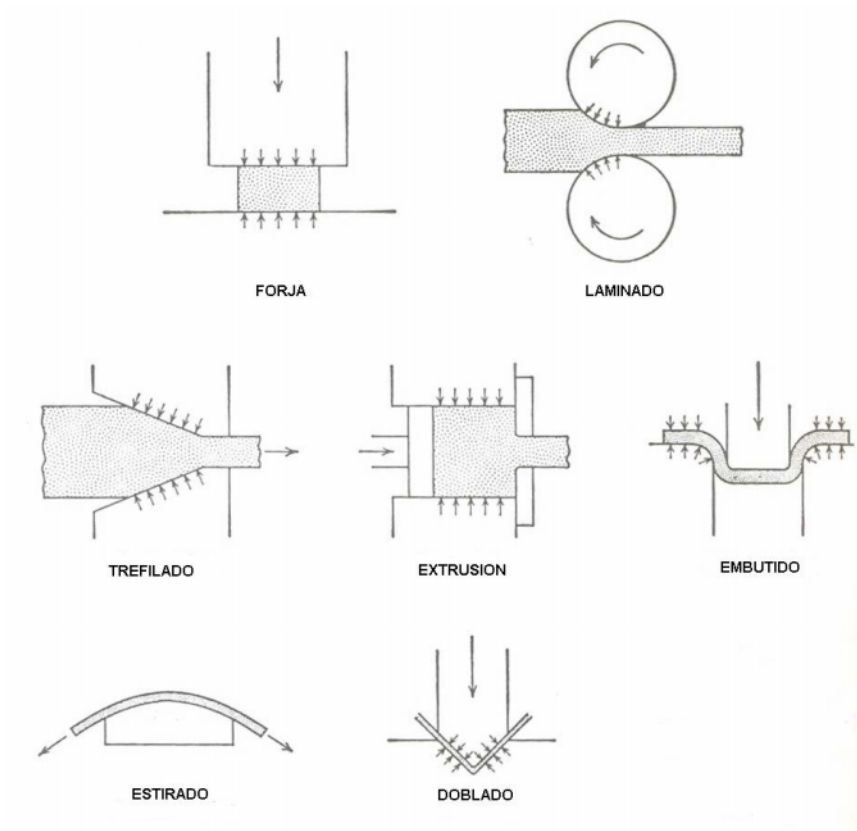


Fig 3.14.-Técnicas metalúrgicas de procesado por deformación (Dieter , 1988)

Entre dichas técnicas, se encuentra el laminado. Dicho proceso , empleado para la fabricación de armaduras pasivas , será el que elegiremos para aplicar el parámetro propuesto de ductilidad y mostrar su aplicación práctica en la industria metalúrgica.

3.1.3.3.-El acero laminado en frío.

El acero laminado en frío es un material de gran interés industrial. Como ocurre con todos los procesos de conformado en frío , se consiguen excelentes acabados superficiales y dimensiones perfectamente controladas para su empleo en productos largos que deben tener secciones transversalmente constantes. Armaduras pasivas y activas para hormigón , industria del automóvil , piezas para maquinaria , cables , etc , son sólo algunas de las infinitas aplicaciones de la laminación en frío.

Hoy en día se celebran periódicamente conferencias monográficas sobre este proceso y es frecuente encontrar artículos dedicados al laminado 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).



Fig.3.15.-Ejemplo de aplicaciones del laminado en frío de alambres

El continuo avance técnico , el aumento de la productividad , los nuevos materiales , etc , hacen que el sector del laminado en frío de los aceros esté en continuo desarrollo.

El éxito de los procesos productivos en el sector metalúrgico dependen de la interacción de dos factores . Por un lado los propios recursos productivos de la empresa y por otro de las propiedades del material a transformar (materia prima). Características mecánicas finales no deseadas , roturas de material , descenso de productividad , tensiones residuales , etc , son sólo algunos de los problemas con que puede topar una empresa metalúrgica transformadora si el material empleado no es el adecuado.

Es claro que algunos materiales serán más aptos que otros a ciertos procesos de deformación en frío , lo cual tendrá , como veremos en capítulos posteriores, una influencia determinante en las características mecánicas finales obtenidas , al existir una estrecha vinculación entre deformación y aumento de resistencias por endurecimiento.

En este ámbito adquiere un papel fundamental la capacidad de deformación plástica del metal (ductilidad) , cuantificada en la presente Tesis por el nuevo parámetro *DUCT* .

3.1.3.4.-Objetivo de la experimentación.

En los capítulos siguientes trataremos de comprobar y evaluar si dicho parámetro es representativo de la deformabilidad de los aceros así como su variación a lo largo de un proceso productivo industrial.

Dicho estudio experimental abarca dos vertientes:

- a) Análisis del comportamiento de *DUCT* en relación al resto de características mecánicas normativas (f_y , f_s , f_s/f_y , A_{5d} y A_{gt}).
- b) Análisis de la influencia y variación de *DUCT* en un proceso de laminación en frío de armaduras pasivas.

Debido a que a lo largo de la Tesis nos referiremos en numerosas ocasiones al proceso de laminación en frío describiremos en que consiste dicho proceso así como los factores principales que en él intervienen.

3.1.3.5.-Justificación del proceso elegido.

En la actualidad la ocupación profesional del doctorando es la de responsable técnico de la empresa GP Manufacturas del Acero S.A.

Dicha empresa está dedicada a la fabricación de aceros para armar hormigón desde hace más de 25 años. Actualmente con una plantilla de 120 personas , su producción de acero en 2005 ascendió a 185.000 Tn y su facturación a 130 millones de euros.

La oportunidad de disponer del conocimiento , materiales y medios productivos necesarios para el presente estudio experimental es la razón de la elección del laminado en frío de armaduras pasivas como proceso sobre el cual experimentar el nuevo parámetro propuesto.

3.1.4.-El laminado en frío de armaduras pasivas.

3.1.4.1.-Breve repaso histórico.

La laminación en frío aplicada a los aceros para armar hormigón es consecuencia de la evolución natural del trefilado. Dicho proceso es una de las más antiguas técnicas de conformado de metales que se conocen ya que aunque lo que podríamos llamar “ Ciencia del trefilado ” (A.B.Dove 1983) sólo tiene 100 años de vida , los alambres de una u otra forma estaban ya presentes hace más de tres mil años.

Hoy en día es posible apreciar , en museos , herramientas y dibujos que nos permiten imaginarnos cómo era realizado el trefilado en otras épocas (Fig. 3.16) donde la fuerza necesaria para el estirado del acero , proporcionada actualmente por potentes motores eléctricos , fue ejercida anteriormente por hombres , caballos y molinos de agua .



Fig 3.16.-Artesano trefilando en el siglo XV (M. Elices 1988)

Ya a principios del siglo XVI los artesanos alemanes empleaban máquinas de trefilar movidas mecánicamente. En 1565 la Reina Isabel I de Inglaterra hizo contratar a varios de estos artesanos alemanes , los cuales introdujeron sus procedimientos y tecnología en la región de Sheffield , donde se desarrolló enormemente esta industria.

En Francia comienza el desarrollo de la trefilería bajo el reinado de Enrique IV y tenemos constancia de ello a través de los Estatutos de la Industria de los Alfileres de 1602.

A pesar de la aparente sencillez del proceso (básicamente consiste en reducir las dimensiones de una barra haciéndola pasar a través de una matriz cónica mediante estirado en frío) hasta una época muy reciente las técnicas y los conocimientos eran considerados como un secreto industrial que cada compañía custodiaba celosamente. Así pues , sólo unos pocos artículos y libros se han escrito describiendo las técnicas empleadas en los procesos reales.

Tras la aparición del convertidor Bessemer en 1855 (ver Capítulo 1.2.1) comenzó una época de crecimiento vertiginoso en la industria del acero al convertirse éste en un material más barato y accesible.

Las máquinas de trefilado continuo aparecieron en los últimos años del siglo XIX . El proceso productivo empleado desde entonces , hasta los últimos treinta años , es el denominado “ por hilera ” y consistía en reducir la sección del acero al pasarlo por una matriz tronco-cónica (Fig. 3.17). Las matrices de widia (carburo de tungsteno) fueron introducidas en los años 1920s.

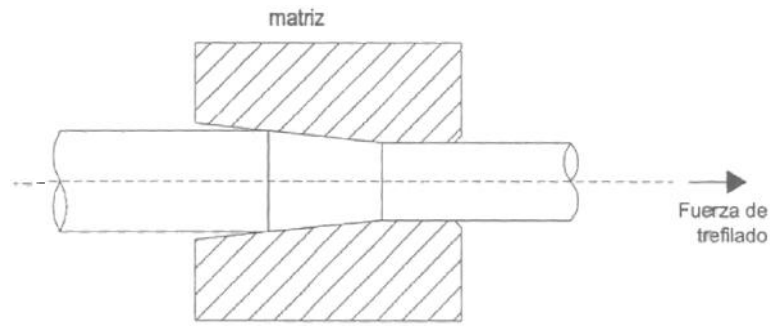


Fig 3.17 .Trefilado de alambres.

El interés de los fabricantes en aumentar la productividad de las líneas de producción así como la necesidad de emplear aceros corrugados ha ocasionado , en las últimas décadas , la paulatina sustitución del sistema de hileras por el de rodillos (Fig. 3.18) y denominándose al proceso resultante con el nombre de laminado. Hoy en día este proceso , que será el que estudiaremos en la Tesis , ha sustituido totalmente al trefilado en la fabricación de armaduras pasivas.



Fig. 3.18.- Distintos tipos de rodillos laminadores , según diámetro del alambón y geometría final deseada.



Fig. 3.19.-Rodillos orientados 120° entre sí.

3.1.4.2.- La materia prima.

Las armaduras pasivas obtenidas por laminación en frío se fabrican a partir de un redondo liso laminado en caliente denominado alambrón. Este material es sometido , a través de la laminación , a un proceso de reducción en frío de su sección en el que se consiguen dos aportaciones fundamentales : aumentar la resistencia mecánica y grabar las corrugas que proporcionarán una alta adherencia con el hormigón.

El alambrón utilizado debe tener unas propiedades mecánicas y químicas bien definidas. En particular , el acero que se emplea es del tipo bajo en carbono SAE 1008-1010 , cuyas características se indican a continuación :

	C(%) max	Mn(%)	S(%) max	P(%) max	Si(%) max	Cr(%) max	A5d %	fy MPa	fs MPa
SAE 1008	0,10	0.30-0.40	0.025	0.020	0.08	0.10	20	230	380
SAE 1010	0,12	0.30-0.50	0.030	0.020	0.10	0.15	15	250	400

El alambrón se suministra en rollos en los diámetros siguientes :

5.5 , 6 , 7 , 8 , 9 , 10 , 11.5 , 12 , 13.5 y 14 mm.

El peso de cada rollo oscila entre 2000-2500 Kg. y su almacenamiento se efectúa al aire libre , clasificándose según diámetro , calidad y procedencia.



Fig. 3.20.-Almacenamiento de alambrón.

3.1.4.3. Secuencia del proceso de laminado.

En los próximos apartados describiremos el proceso de laminado resaltando sobre todo aquellas características que influyen en la deformación plástica del acero.

La maquina de laminación en frío empleada para la fabricación de las muestras que analizaremos en el capítulo siguiente es una PITTINI-LPTO 3/12S del año 2002. El modelo de máquina empleado es uno de los más modernos a nivel mundial en la fabricación de armaduras pasivas. La velocidad de producción depende del diámetro a fabricar y oscila entre 4 m/s y 12 m/s (correspondientes a los diámetros de 12 mm y 4 mm respectivamente). En la figura siguiente se expone un esquema de la máquina y se indican las partes principales de la misma.

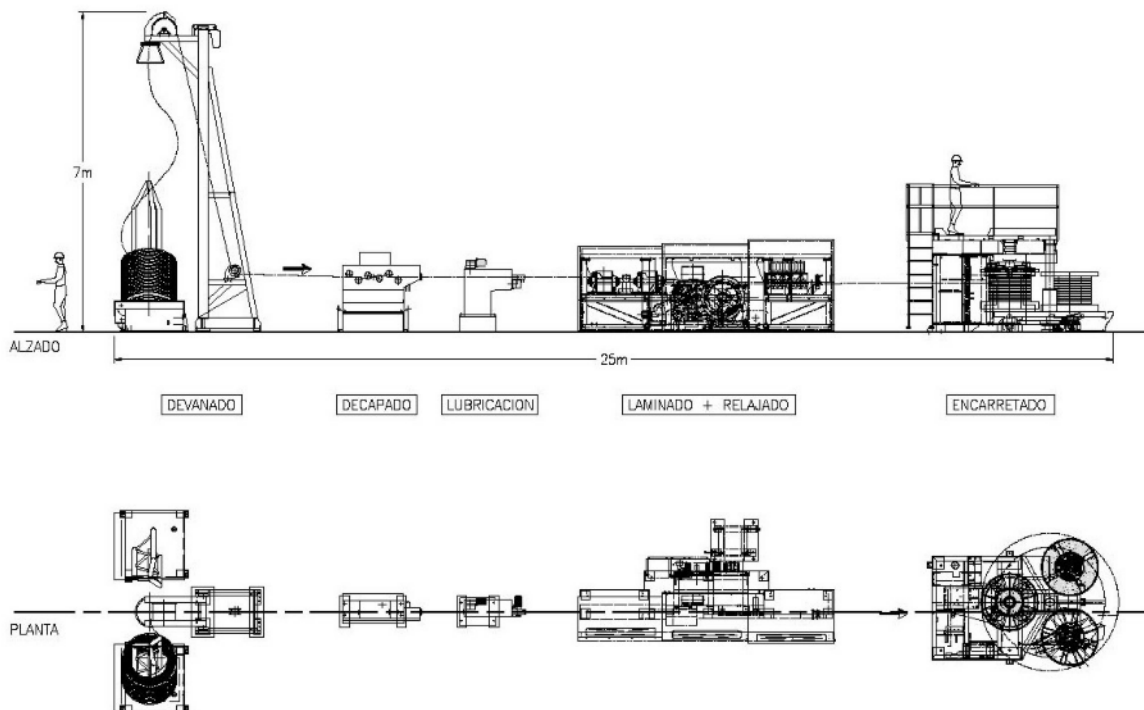


Fig. 3.21.-Dibujo de una máquina actual de laminado en frío de armaduras.

El material se procesa de izquierda a derecha , siendo las distintas etapas por las que pasa el acero las siguientes : Devanado , decapado , lubricación , laminado , relajado y encarretado.

3.1.4.3.1.-Devanado.

Al suministrarse el alambón en rollos , es necesario devanarlo para poder procesarlo linealmente. Para dicho proceso se emplean dos dedos hidráulicos abatibles : uno para alimentar la línea y otro en reserva. De esta manera se consigue un funcionamiento en continuo y sin interrupciones durante la fabricación del alambre.

El devanado se produce en sentido vertical hasta una altura de unos siete metros , pasando posteriormente por un rodillo de reenvío y avanzando en sentido horizontal hacia los sucesivos componentes de la línea. A lo largo del recorrido el alambón pierde las impurezas superficiales que pudieran haberse adherido hasta el momento.



Fig. 3.22.-Devanado de alambón.

3.1.4.3.2.-Decapado.

Durante la fabricación del alambroón , a temperaturas de 1200-1500 °C , se forma una capa de óxido superficial , denominada cascarilla , que es necesario eliminar en su totalidad antes de pasar a procesos posteriores.

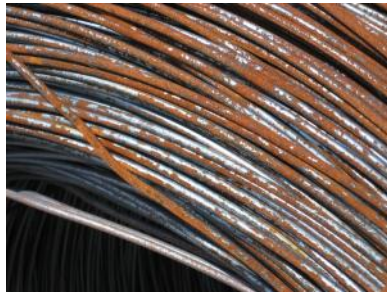


Fig. 3.23.-Detalle de alambroón donde se aprecia claramente el óxido superficial.

Esta operación , denominada industrialmente como decapado mecánico , se realiza sometiendo al alambroón a un proceso de flexión alternada en el plano vertical. Debido a que el límite elástico de la cascarilla es mucho menor que el del alambroón , en cada doblado y desdoblado se desprende la parte de la cascarilla sometida a tracción.

El proceso se realiza en un módulo , denominado decapadora , formado por una sólida estructura de acero sobre la que hay un plano de seis rodillos , cuatro fijos y dos móviles , entre los cuales pasa el alambroón.



Fig. 3.24.- Detalle de la flexión a la que se somete el alambroón



Fig. 3.25.-Decapadora. Detalle de los rodillos

3.1.4.3.3.-Lubricación.

El proceso de deformación plástica del acero , que veremos en el punto siguiente , se realiza mediante contacto directo de metal con metal. Con objeto de reducir el trabajo de rozamiento entre ambos y evitar roturas posteriores es indispensable lubricar previamente el alambrón.

Debido a ello , una vez decapado , el alambrón pasa por un equipo denominado jabonera (Fig. 3.26) donde adquiere una fina película de material lubricante. Para esta operación se emplean actualmente jabones secos en forma de polvo fino. Al pasar el alambrón a través del jabón una pequeña cantidad de éste se adhiere a su superficie. El calor y la presión originados durante el laminado transforman el jabón en una película plástica que reduce el coeficiente de rozamiento hasta valores de $0,08 - 0,12$.



Fig. 3.26.- Jabonera para lubricación del acero antes del laminado.

3.1.4.3.4.-Laminado.

A continuación el alambroón pasa al banco de laminado , lugar donde se produce la reducci3n de diámetro necesaria para alcanzar la geometría y las características mecánicas deseadas.

El elemento principal es la caja de laminado (denominado en el argot siderúrgico como “ casete ”). Consiste en un elemento compacto equipado con 3+3 rodillos montados sobre soportes con rodamientos.

Estos rodillos laminadores están fabricados con carburo de tungsteno¹ , oscilando su diámetro externo entre 120 - 150 mm y su espesor de 15 a 20 mm. La elecci3n de los rodillos se hace en funci3n de los diámetros de entrada y salida de material establecidos.

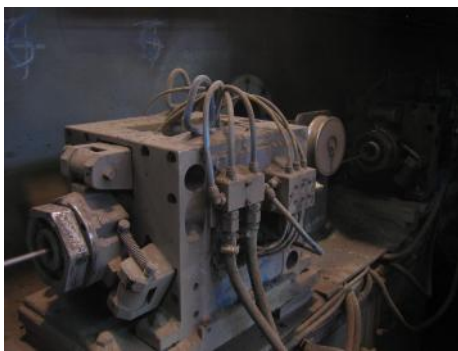


Fig 3.27.-Procesado del alambre a través de la caja de laminado.

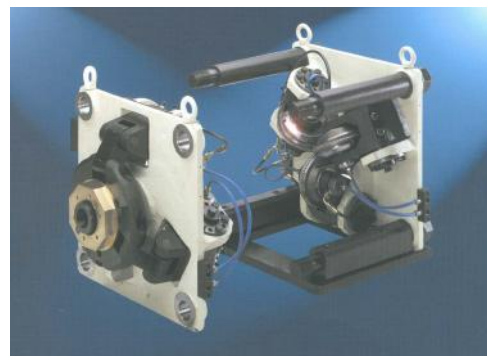


Fig 3.28.- Interior de caja de laminado donde se aprecian , a la derecha , los 3 rodillos orientados 120 ° .

Mediante el laminado en frío de alambroón se pueden obtener tanto secciones lisas como corrugadas. En ambos casos el proceso consta de dos

¹ Compuesto cerámico formado por tungsteno y carbono. Debido a su elevada dureza y resistencia (más de 10 veces las de las armaduras pasivas) se emplea habitualmente en maquinarias y herramientas para trabajar el acero. En el sector industrial se le denomina también Widia , como abreviaci3n del alemán “ Wie Diamant” (“ como el diamante ”).

pasos , ambos consistentes en hacer pasar el material por dos grupos de tres rodillos laminadores orientados 120° unos respecto a los otros.

Para fabricar alambre liso , en el primer paso se reduce la sección circular y se triangula el material. En el segundo paso se vuelve a reducir la sección y se recupera la geometría circular. Para fabricar alambre corrugado , en éste último paso se marcan las corrugas mediante unos rodillos , denominados grafiladores , los cuales llevan unas muescas que producen la geometría deseada en el alambre. En la figura siguiente se muestra el esquema de laminación de ambos alambres.

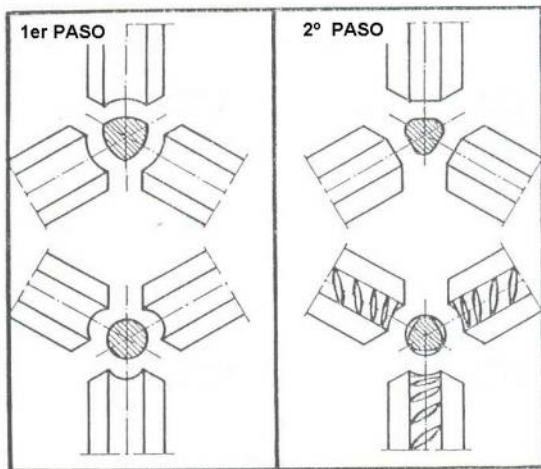


Fig.3.29.-Esquemas del proceso de laminado en frío de aceros lisos y corrugados.(Eurolls , 1985)



Fig.3.30.- Detalle de los rodillos laminadores. Obsérvese la milimétrica separación de los rodillos.

Los procesos actuales de laminación en frío de alambres para producir armaduras pasivas se indican en la tabla 1. En ella se especifican los diámetros inicial y final del proceso así como el porcentaje de reducción de área del mismo (%Ar).

Este factor se define como $\%Ar = 100 \frac{A_0 - A_f}{A_0}$ siendo A_0 y A_f el área inicial y final respectivamente.

ϕ inicial (mm) Alambrón	ϕ final (mm) Alambre	% Reducción
5,5	4	47
6	5	31
7	5	49
7	6	27
8	6	44
9	8	21
10	8	36
11,5	10	24
12	10	31
13,5	12	21
14	12	27

Tabla 3.31.-Porcentajes de reducción de área en los procesos actuales de laminación en frío de armaduras

Podemos observar que en algunos procesos las reducciones de área son muy importantes llegando casi al 50 %. La adecuada deformabilidad de la materia prima es algo indispensable para el éxito del laminado y es justamente en la cuantificación precisa de dicha deformabilidad donde centraremos la aplicación práctica del nuevo parámetro *DUCT* .

3.1.4.3.5.-Relajado.

Durante el proceso de laminado y debido a las grandes deformaciones plásticas que se producen en el acero , se generan tensiones residuales. Una parte del esfuerzo aplicado , estimado por algunos autores² en un 10 % , queda almacenado en el interior de su estructura metalográfica en forma de dislocaciones entre los granos que la componen.

Las tensiones residuales no están uniformemente distribuidas a lo largo de todo el material deformado y pueden generar fragilidad , deformaciones no deseadas en la geometría , alteraciones en el comportamiento mecánico , etc ³ .

Para eliminarlas , o al menos atemperarlas , se emplea un tratamiento mecánico similar al decapado pero menos intenso , donde se somete al alambre a una serie de flexiones alternadas mediante un grupo de rodillos regulables , a través de los cuales se hace pasar el material.



Fig.3.32.- Relajadores tras el laminado.

² Donald R. Askeland. “ Ciencia e Ingeniería de Materiales ”. Editorial Paraninfo.1984.

³ J. M. Atienza. “ Tensiones residuales en alambres de acero trefilados ”. Tesis Doctoral. ETSICCP. Madrid. 2001

3.1.4.3.6-Encarretado.

Una vez fabricado el alambre se procede a su encarretado automático , finalizando el proceso de laminación. Posteriormente estos carretes(Fig. 3.33) se emplearán a su vez en la fabricación de armaduras básicas electrosoldadas en celosía (elemento fundamental de las viguetas semirresistentes) y mallas electrosoldadas (Fig. 3.34 y 3.35).



Fig. 3.33.- Carretes de alambre trefilado



Fig. 3.34.-Armadura básica electrosoldada en celosía



Fig. 3.35.- Malla electrosoldada

3.1.4.4.-Cambios producidos por el laminado.

Durante el proceso de laminado en frío se producen cambios importantes en el material , tanto en su microestructura como en sus propiedades mecánicas. Analizaremos a continuación la estructura interna de un alambón para , posteriormente , estudiar los cambios que se producen tras el laminado en frío.

3.1.4.4.1.-Micro-estructura del alambón.

Los aceros , al igual que muchos otros metales , están estructurados a base de cristales , también llamados granos , con fronteras claramente definidas.

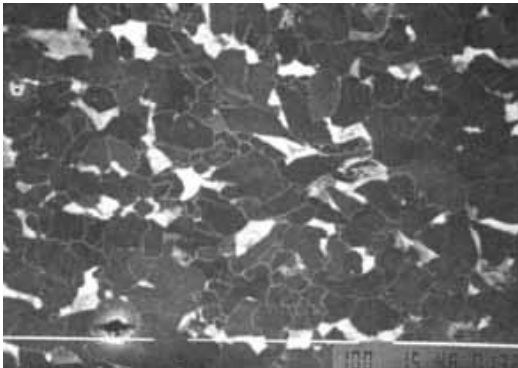


Fig 3.36.-Metalografía de un alambón bajo en carbono : 0,10 % .(ASM, Metal Handbook , vol 9 , 1985)

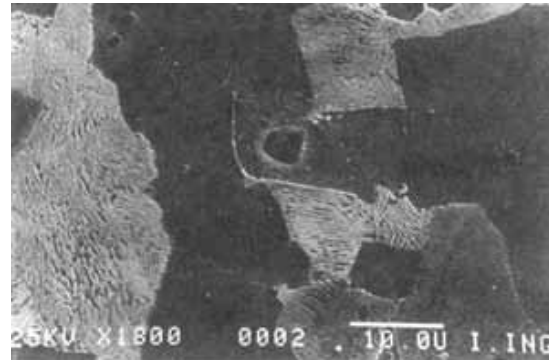


Fig 3.37.-Detalle de los granos de perlita formados por laminas blancas (cementita) y oscuras (ferrita)

En la figura 3.36 observamos como muchos de los granos son oscuros. Son granos de hierro metálico , de una pureza superior al 99,95% , conocidos como la fase ferrita del hierro. Esta fase no admite el carbono en su interior , a lo más acepta un 0,05% cuando la temperatura es alrededor de 700 °C. A temperaturas inferiores se vuelve mucho más intolerante al carbono y aumenta su tendencia a expulsarlo.

El carbono no contenido en la ferrita forma el compuesto llamado carburo de hierro , Fe_3C , que aparece en forma de laminas blancas en los granos más claros de la figura 3.37. Estas laminas blancas se las denomina cementita.

A los granos formados por laminas blancas y oscuras se les conoce como la fase perlita del acero y tiene la particularidad de contener siempre el mismo contenido en carbono (0,77 %).

Por la proporción relativa de la ferrita y cementita en los aceros se puede saber su porcentaje en carbono. En la figuras siguientes se muestran tres micrografías de alambrones con contenidos de carbono de 0.10 , 0.30 y 0.65 % . Cuando el contenido total de carbono es bajo , abundan los granos de ferrita , siendo los granos de perlita escasos y dispersos (Fig 3.38). A medida que contenido de carbono aumenta , la población de cementita sube(Fig 3.39). En los aceros de alto carbono , la perlita , formada por laminas de ferrita y cementita , prácticamente ocupa todo el espacio (Fig 3.40).

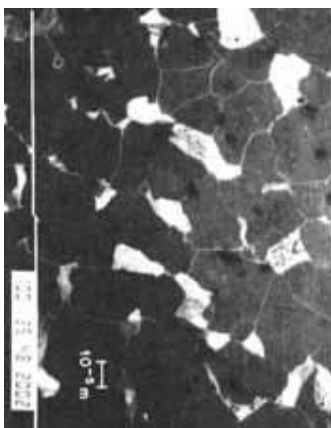


Fig 3.38.-Alambrón bajo en carbono (0,10 %)



Fig 3.39.-Alambrón medio en carbono (0,30 %)



Fig 3.40.-Alambrón alto en carbono (0,65 %)

Comparativa de metalografías de alambrones con distinto porcentaje en carbono (ASM, Metal Handbook , vol 9 , 1985)

3.1.4.4.2.-Cambios micro-estructurales.

Aun no es bien conocido cómo se deforma el acero ferritoperlítico durante el proceso de laminado. Las laminas de cementita están sujetas a grandes tensiones y algunos autores sostienen que la cementita se fragmenta debido a ello (D.A.Porter 1978) mientras que otros piensan que se deforma plásticamente (G.Lanford 1977).

Sin embargo , sí se conocen los cambios producidos en la microestructura del alambroón tras el proceso de conformado. Son los siguientes :

1.- Las láminas de ferrita y cementita se encuentran ahora fuertemente orientadas en la dirección longitudinal del alambre (H.Read , 1997). En las micrografías de las figuras 3.41 y 3.42 aparecen un corte transversal y otro longitudinal (en la dirección del laminado) , donde se aprecia cómo las láminas están fuertemente orientadas según esta última dirección.



Fig 3.41 y 3.42. Corte transversal y longitudinal (según el eje) de un alambre trefilado. Se pueden apreciar la orientación de las láminas según la dirección del trefilado.(Gil Sevillano , 1980).

Esto genera , entre otros aspectos , que el acero pierda su isotropía , adquiriendo más resistencia en el sentido de la conformación que perpendicular a ésta.

2.- El espaciado interlaminar , parámetro muy importante como veremos a continuación al hablar de las propiedades mecánicas (Chul et al 1996) , se ha reducido. Es decir , las láminas además de estar orientadas se han estrechado. En las figuras 3.43 y 3.44 se aprecia la diferencia entre el alambión y el alambre ya trefilado.

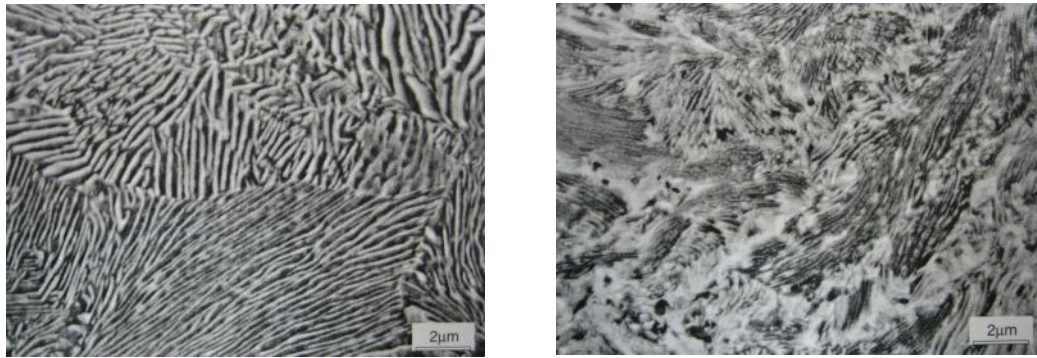


Fig. 3.43 y 3.44 .-Micrografías de la sección transversal del alambión y del alambre ya trefilado (SEM 8000 aumentos). Se puede apreciar el estrechamiento de las láminas en el material trefilado (Atienza, 2001).

3.1.4.4.3.-Cambios en las propiedades mecánicas.

Uno de los primeros aspectos apreciables tras la laminación en frío de un acero es la desaparición, en el diagrama tensión-deformación, del escalón de cedencia (Fig. 3.45). Este fenómeno, conocido como efecto Bauschinger, se debe a la secuencia de tracciones y compresiones durante el proceso de laminado. El no existir escalón de cedencia, obliga a definir como "límite elástico convencional" aquella tensión a la que corresponde una deformación permanente del 0.2 %.

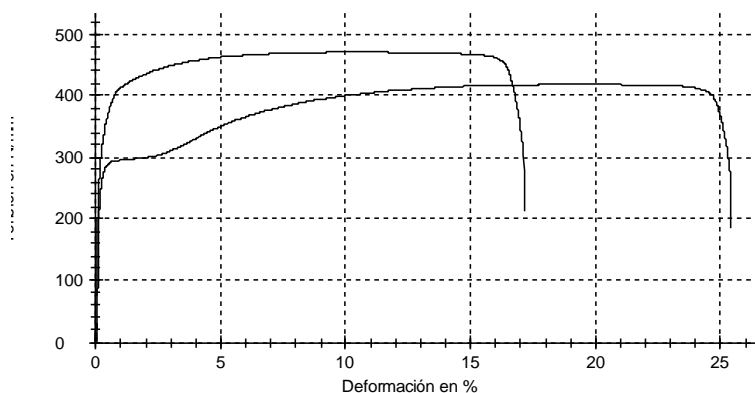


Fig. 3.45.-Gráficas — donde se muestra un alambre SAE 1010 de 9 mm y el laminado correspondiente de 8 mm. Se aprecia la desaparición del escalón de cedencia.

En relación a las características mecánicas, tras el proceso de laminado tienen lugar dos alteraciones fundamentales: El incremento de resistencias y la disminución de deformabilidad.

Se muestra en la figura 3.46 las curvas tensión-deformación convencionales correspondientes a ensayos realizados. Podemos observar cómo los valores de límite elástico (f_y) y resistencia a la tracción (f_s) aumentan considerablemente tras el laminado y en función del porcentaje de reducción de la sección inicial (% Ar).

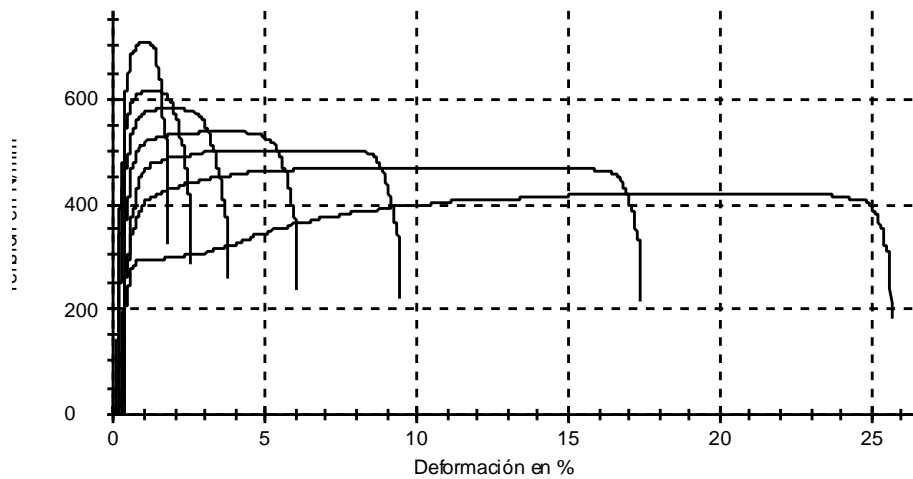


Fig. 3.46.-Efecto del laminado sobre las propiedades mecánicas del acero . Se representa el diagrama — de un alambre de 9 mm y seis laminaciones progresivas.

El incremento del límite elástico se debe al papel decisivo del espaciado interlaminar . Numerosos autores han demostrado que dicho espaciado controla el límite elástico en micro-estructuras ferrito-perlíticas (Landford 1977 , Bernstein 1988). Disminuyendo el espaciado aumenta el límite elástico.

Asimismo se incrementa la tensión de rotura , pero no en la misma proporción que lo hace el límite elástico. Este efecto hace que inevitablemente disminuya el parámetro de endurecimiento (f_s/f_y) , tendiendo este valor a la unidad a medida que se aumenta el porcentaje de reducción por deformación en frío.

Al incremento de resistencia por deformación en frío se le contraponen un efecto paralelo y no menos importante : La reducción de la deformabilidad. En la figura 3.46 observamos como los alargamientos decrecen a medida que aumenta el porcentaje de reducción y la resistencia .

Tanto en el incremento de resistencias como en la disminución de alargamientos influye , de forma determinante , no sólo el porcentaje de reducción aplicado sino también la deformabilidad del acero empleado , aspecto que se propone cuantificar con el nuevo parámetro *DUCT* y que se investiga experimentalmente en el capítulo siguiente.

3.2

TRABAJO EXPERIMENTAL

3.2.0.-Introducción

Una vez definido el parámetro *DUCT* como cuantificador de la ductilidad en las armaduras pasivas , es necesario analizar su comportamiento en la práctica.

Para dicho fin se ha realizado el siguiente estudio experimental que analizará las características mecánicas de las armaduras pasivas (f_y , f_s , f_s/f_y , A_{5d} , A_{gt}) , normalizadas en la actual Instrucción de Hormigón Estructural EHE , añadiendo al estudio el nuevo parámetro de forma que permita comparar su comportamiento con las características anteriormente citadas.

Al depender las características técnicas de los aceros laminados en frío , además del proceso de laminación seguido , de la materia prima empleada , dicho estudio se ha realizado considerando , no sólo el producto terminado , sino también el alambión de partida.

El carácter destructivo de los ensayos de tracción y la imposibilidad de estudiar la totalidad de la producción de acero de una industria obliga a muestrear. Asimismo las propiedades mecánicas del acero , como las de cualquier otro material , presentan variabilidad o dispersión en sus resultados por ser sensibles a cualquier alteración en su composición y al propio proceso industrial.

El empleo de métodos estadísticos se hace , por tanto , indispensable para poder extraer información de los ensayos.

3.2.1.- Muestreo y proceso productivo.

Para que la muestra sea representativa de la población deben estar recogidas en ella todas las fuentes de variabilidad que , en el caso de los aceros (UNE 36099/1996) , son la procedencia , la colada y el diámetro.

Tomando como referencia el capítulo de la Norma UNE anteriormente citada sobre “ Toma de muestras y número de ensayos” , consideraremos 15 ensayos por proveedor, diámetro y pertenecientes a una misma colada.

Se estudiarán tres Muestras , correspondientes a distintos proveedores , coladas y diámetros. Por cada Muestra se analizarán 7 coladas distintas con lo que obtendremos 105 ensayos , número -necesario (>100) para poder realizar los contrastes de normalidad de las características del acero descritas anteriormente.

El hecho de que las características finales del acero laminado dependan en gran medida del producto inicial justifica que , además de estudiar el producto final (grafil) , se analice la materia prima (alambrón).

-Diámetros analizados.

Los diámetros considerados en la EHE para las armaduras pasivas son los siguientes (Art. 31.1) :

4 , 5 , 6 , 8 , 10 , 12 , 14 , 16 , 20 , 25 , 32 y 40 mm.

En los procesos de laminación en frío únicamente es posible producir hasta 12 mm , por lo que la gama de posibles diámetros se reduce a :

4 , 5 , 6 , 8 , 10 y 12 mm.

De ellos analizaremos los diámetros extremos y uno intermedio , es decir :
4 , 8 y 12 mm.

Dichos diámetros corresponden a los procesos de laminación siguientes ,
que serán los que estudiaremos :

PROCESO 1.-Alambrón de 9 mm. SAE 1010----- Acero laminado de 8 mm

PROCESO 2.-Alambrón de 13.5 mm. SAE 1010---Acero laminado de 12 mm

PROCESO 3.-Alambrón de 5.5 mm. SAE 1008-----Acero laminado de 4 mm

Las muestras se tomaran antes y después del proceso de laminación ,
identificando las coladas correspondientes.

El estudio finalizará con unas CONCLUSIONES sobre le comportamiento
estadístico de las distintas características del acero y especialmente del nuevo
parámetro DUCT.

Dichas conclusiones nos ayudarán a validar o no dicho parámetro como
posible característica técnica a añadir a las ya existentes (fy , fs , etc)

3.2.2.-Software

Para el tratamiento de los datos se ha empleado el programa informático
SPSS , específico para el análisis estadístico. Asimismo , para la representación
de curvas y modelos de regresión se ha empleado el programa Advanced
Grapher 2.11.

3.2.3.- ESTUDIO ESTADÍSTICO

3.2.3.0.- Introducción.

Para el análisis de los resultados experimentales descritos en el punto anterior y con objeto de poder comparar el comportamiento del nuevo parámetro *DUCT* con los ya existentes , emplearemos criterios estadísticos. En particular se calcularán las medidas descriptivas , se contrastará la normalidad y se analizará la variabilidad de las distintas características mecánicas.

Dado que emplearemos durante todo el desarrollo ciertos conceptos estadísticos , se ha considerado conveniente el describirlos de forma somera en este capítulo.

3.2.3.1.-Descripción estadística de las características del acero.

Las medidas descriptivas sintetizan la información que contienen las distintas variables que , en nuestro caso , son las características mecánicas de los aceros. Podemos clasificarlas en tres grupos : *medidas de centralización* , *de dispersión* y *de forma*.

3.2.3.1.1.-Medidas de centralización.

Son valores que intentan reducir toda la serie a un solo valor representativo del conjunto de datos. Las más importantes son la media aritmética , la mediana y la moda.

- Media aritmética (\bar{x})

Para una serie de datos $\{ x_1, x_2, \dots, x_i, \dots, x_n \}$, se define como :

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i$$

Podemos asimilarla como el centro de gravedad para el conjunto de datos siendo , por tanto , una medida muy sensible a observaciones atípicas. Es representativa si los datos son homogéneos.

- Mediana (Mn)

Es el valor tal que ordenadas todas las observaciones de manera creciente , la mitad de estas son menores que dicho valor y la otra mitad mayores. La mediana utiliza menos información que la media , ya que sólo tiene en cuenta el orden de los datos y no su magnitud. En contrapartida no se ve alterada si la variable contiene errores grandes de medida o valores atípicos.

La media y la mediana se diferenciaran mucho cuando la distribución es muy asimétrica , lo que sugiere heterogeneidad en los datos. Para representar gráficamente la distribución de datos respecto a la mediana emplearemos el diagrama de caja y bigotes¹.

- Moda (Mo)

Es el valor de la variable que más veces se repite. Tiene sentido cuando se analizan variables de tipo discreto. En nuestro caso todas las variables son de tipo continuo , por lo que no consideraremos dicha medida en este estudio.

¹ Representación gráfica útil para mostrar las características principales y señalar los datos atípicos. La caja – rectángulo central- está partida por la mediana y limitada por el primer y tercer cuartil , y los bigotes-segmentos horizontales-se prolongan hasta los valores extremos no atípicos.

3.2.3.1.2.-Medidas de dispersión.

Una vez establecida la posición del conjunto de datos es de interés medir la dispersión o variabilidad que presentan. Las principales medidas que emplearemos en ésta Tesis para cuantificar la variabilidad de los ensayos son : la varianza , la desviación típica y el coeficiente de variación.

- La varianza (s^2) y la desviación típica (s)

La *varianza* mide la desviación de datos a la media y se define como :

$$s^2 = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2$$

Al tener que elevar al cuadrado las desviaciones para convertirlas en positivas , la varianza no tiene las mismas dimensiones que los datos originales y , por ello , se emplea habitualmente la raíz cuadrada de la varianza , denominada *desviación típica* (s) :

$$s = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}$$

En la tabla siguiente se muestran los resultados obtenidos para las tres muestras de alambroón y laminado en frío , sobre un total de 630 ensayos.

		ALAMBRON			LAMINADO EN FRIO		
		Muestra 1 (n=105)	Muestra 2 (n=105)	Muestra 3 (n=105)	Muestra 1 (n=105)	Muestra 2 (n=105)	Muestra 3 (n=105)
f_y (MPa)	\bar{X}	280.38	281.18	283.56	569.22	591.06	694.326
	Mn	281.24	283.42	286.25	568.23	592.94	693.020
	s	13.00	17.30	13.69	14.63	16.15	20.20
f_s (MPa)	\bar{X}	428.74	450.36	413.66	590.62	646.16	714.19
	Mn	426.37	451.16	414.01	591.49	647.57	715.86
	s	9.11	7.69	11.66	18.42	7.49	21.18
f_s/f_y	\bar{X}	1.53	1.61	1.46	1.04	1.09	1.03
	Mn	1.52	1.58	1.45	1.04	1.09	1.03
	s	0.06	0.11	0.07	0.03	0.03	0.01
A_{gt} (%)	\bar{X}	18.61	23.20	18.06	1.00	1.58	1.02
	Mn	18.66	23.26	18.19	0.97	1.59	0.99
	s	2.00	1.04	2.63	0.21	0.19	0.25
A_{5d} (%)	\bar{X}	28.38	25.25	26.43	11.67	9.93	12.01
	Mn	28.48	25.00	27.26	11.66	9.66	11.93
	s	1.63	1.46	3.88	1.12	1.34	0.84
$DUCT$ (%)	\bar{X}	129.14	119.35	149.15	103.50	88.12	104.35
	Mn	129.30	119.07	149.73	104.55	88.23	105.48
	s	3.39	2.88	8.44	4.23	2.88	7.00

Tabla 3.47.- Medidas descriptivas estadísticas para tres muestras de alambón y laminado en frío. Total de muestras ensayadas n = 630.

De los datos reflejados en la tabla 3.47 se pueden extraer las siguientes conclusiones iniciales :

1.-El proceso de laminación en frío afecta sensiblemente a todas las características mecánicas del acero , incluyendo el nuevo parámetro propuesto. El límite elástico logra duplicar su valor .La carga de rotura , sin embargo , aumenta , aunque no en la misma proporción , lo que origina que el factor de endurecimiento f_s/f_y reduzca drásticamente su valor , tendiendo a la unidad. Las características de deformación : A_{gt} , A_{5d} y $DUCT$ disminuyen drásticamente su valor.

Este último parámetro toma para la Muestra 3 un valor inicial (149.15 %) superior al resto (129.14 % y 119.35%). Esto se explica teniendo en cuenta la composición química de los aceros ensayados. En nuestro caso , las Muestras 1 y 2 son de acero SAE 1010 , mientras la Muestra 3 es de SAE 1008. El menor contenido en carbono de esta última Muestra origina que el acero sea más deformable , aspecto adecuadamente recogido y cuantificado por el parámetro $DUCT$.

2.-Los valores de la Media (\bar{X}) y la Mediana (Mn) para cada Muestra presentan valores muy similares , lo que indica homogeneidad en los datos. Este aspecto se puede visualizar gráficamente comparando el histograma con el diagrama de cajas. A modo de ejemplo mostramos, en la figura 3.48 y 3.49 , los correspondientes a f_s y $DUCT$ para la Muestra 2 de alambón.

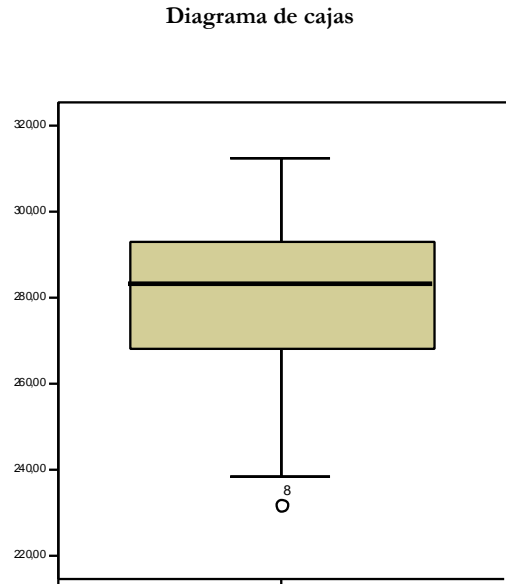
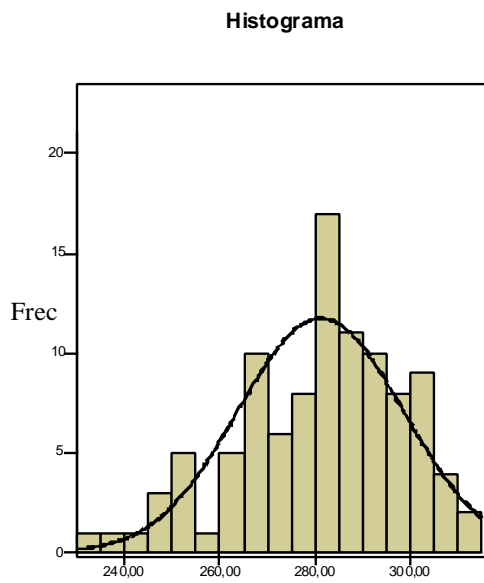


Fig 3.48.- Límite elástico (f_y) . Histograma y diagrama de cajas para la Muestra 2 de alambrión.

$$\bar{X} = 281.18 \text{ MPa}$$

$$Mn = 283.42 \text{ MPa}$$

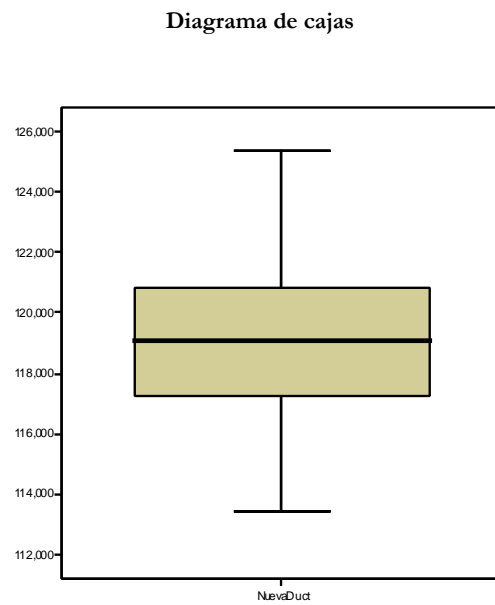
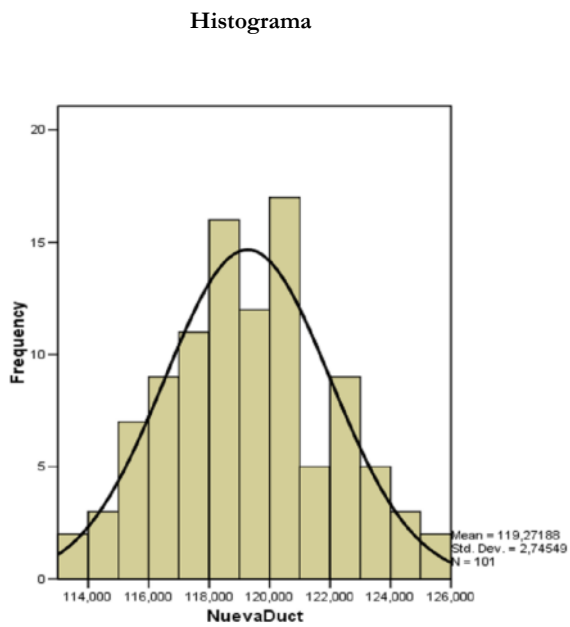


Fig 3.49.- Parámetro de ductilidad ($DUCT$) . Histograma y diagrama de cajas para la Muestra 2 de alambrión.

$$\bar{X} = 119.35 \%$$

$$Mn = 119.07 \%$$

3.2.3.2.-Análisis de variabilidad

Un problema que se plantea con frecuencia , y que tratamos en este punto de la Tesis, es el de comparar la dispersión de varias distribuciones. Dado que las desviaciones típicas miden la dispersión en torno a la media y vienen dadas en las mismas unidades que la variable , sólo son comparables dos distribuciones cuando las medias son iguales y las dos variables a comparar están en las mismas unidades. A modo de ejemplo , que la desviación típica de f_y en la Muestra 1 sea de 13.00 y la de la relación f_s/f_y sea de 0.06 , no indica que la segunda presente menos dispersión en su distribución , ya que las variables a las que van referidas son distintas.

El **coeficiente de variación (CV)** de Pearson resuelve dicho problema. Definido como el cociente entre la desviación típica y la media , es un factor adimensional que nos permite , por ello , comparar la dispersión de variables con distintas unidades.

$$CV = \frac{s}{|\bar{x}|}$$

siendo : s la desviación típica

$|\bar{x}|$ el valor absoluto de la media.

El coeficiente de variación presenta las siguientes características:

- Es siempre >0
- Es < 0.33 en poblaciones normales , cuando la muestra no es pequeña²
- Es < 1 cuando la población es homogénea.
- Es >1.5 cuando la población es heterogénea , es decir alta variación en los datos.

² En Estadística se suelen considerar muestras pequeñas a las de menos de 30 datos. A partir de 100 datos se consideran muestras grandes.

En nuestro caso compararemos la variabilidad de las distintas características del acero entre si , tanto para el alambρόn como para el laminado en frío , para las tres Muestras consideradas. En la tabla siguiente mostramos dichos resultados .

		ALAMBRON			LAMINADO EN FRIO		
		Muestra 1 (n=105)	Muestra 2 (n=105)	Muestra 3 (n=105)	Muestra 1 (n=105)	Muestra 2 (n=105)	Muestra 3 (n=105)
f_y	<i>CV</i>	0.046	0.061	0.048	0.026	0.027	0.029
f_s	<i>CV</i>	0.021	0.017	0.028	0.031	0.011	0.029
f_s/f_y	<i>CV</i>	0.039	0.066	0.047	0.024	0.024	0.013
A_{gt}	<i>CV</i>	0.107	0.045	0.146	0.207	0.117	0.25
A_{5d}	<i>CV</i>	0.057	0.069	0.147	0.096	0.135	0.07
<i>DUCT</i>	<i>CV</i>	0.089	0.081	0.056	0.04	0.033	0.067

Tabla 3.50.- Coeficiente de Variación (*CV*) para las tres Muestras analizadas de alambρόn y laminado en frío .Total de ensayos realizados : 630.

Observamos en la Tabla 3.50 que el coeficiente *CV* es menor que la unidad en todos los casos , lo que indica que la poblaci3n es homog3nea (aspecto anteriormente seřalado mediante la semejanza entre medias y medianas).Asimismo , el ser todos los valores de *CV* menores que 0.33 indica , en una primera aproximaci3n , normalidad en la poblaci3n. Este aspecto se estudiar3 en profundidad en el capítulo siguiente.

En lo referente a las características relacionadas con la tensión (f_y, f_s y f_s/f_y) podemos indicar que el rango de variación de CV oscila entre 0.017 y 0.066 (es decir , entre un 1.7 % y un 6.6 %) obteniéndose para el caso de f_s valores ligeramente inferiores a los del resto de características mecánicas. El laminado en frío hace que se reduzca ligeramente el coeficiente CV del resto de las características de tensión , situándose en torno a un valor medio de 0.025 (2.5 %).

En relación a las características de deformación (A_{gt}, A_{5d} y $DUCT$) el coeficiente de variabilidad es mayor que el de las características de tensión , oscilando entre 0.07 y 0.207. El parámetro que presenta mayor dispersión en el alambión es A_{gt} , mientras que en el laminado , el parámetro $DUCT$ presenta un coeficiente de variación mucho menor que el resto , oscilando en torno al 0.05 (mucho menor que los 0.20 y 0.10 que presentan A_{gt} y A_{5d} respectivamente).

A la vista de los resultados , podemos concluir que el coeficiente de variación de las características mecánicas del acero presenta valores distintos para los parámetros de tensión y deformación , siendo menores en las primeras. En relación a las características de deformación , **el parámetro $DUCT$ presenta una menor variabilidad que A_{gt} y A_{5d}** , especialmente en el acero laminado en frío.

3.2.3.3.- Distribución de probabilidad. Normalidad.

3.2.3.3.1.- Análisis de normalidad

En este capítulo analizaremos si las características mecánicas del acero y el nuevo parámetro *DUCT* siguen una distribución Normal. Dicha distribución es una de las más importante debido a que se observa en múltiples series de datos y , además , distintos tipos de análisis estadísticos presentan como condición , para poder aplicarse a la serie de datos , que esté presente este tipo de distribución..Varios matemáticos intervinieron en su desarrollo , entre los que figura el astrónomo del siglo XVIII Karl Gauss , por lo cual a veces es llamada en su honor “ campana o distribución de Gauss ”.

La Función de densidad de la distribución Normal se describe mediante la siguiente ecuación :

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{1}{2}\left[\frac{x-\mu}{\sigma}\right]^2}$$

donde $f(x)$ es la densidad de probabilidad del valor x , μ es la media y σ es la desviación típica poblacional.

Para determinar si los datos de los ensayos se ajustan a la distribución Normal no existe un único modelo , ya que la bondad del mismo depende del tamaño muestral y de la verdadera distribución que generan los datos. En la actualidad se emplean principalmente tres modelos : Pearson , Shapiro-Wilks y Kolmogorov- Smirnov.

Contraste χ^2 de Pearson (1900).

La idea del contraste es comparar las frecuencias observadas en un histograma o diagrama de barras con las especificadas por el modelo teórico que se contrasta. Puede utilizarse tanto para variables discretas como continuas. En caso de variables continuas (nuestro caso) es necesario agrupar los datos en intervalos. Suele utilizarse únicamente en el caso de muestras grandes (tamaño muestral >200).

Contraste de Kolmogorov- Smirnov-Lilliefors (1967).

Sólo aplicable para variables continuas (las características del acero lo son). Compara las frecuencias observadas en la muestra con la distribución normal. Utiliza la mayor de estas diferencias para el cálculo de su estadístico de contraste. Este test es superior al χ^2 de Pearson para variables continuas debido a que no es necesario agrupar los datos. Adecuado para muestras medianas (tamaño muestral >100).

Contraste de Shapiro- Wilks (1965).

Básicamente mide el ajuste de la muestra a la distribución normal mediante una recta. Si los datos no se ajustan a la recta se rechaza la normalidad. Es el contraste más conveniente para analizar muestras pequeñas (tamaño muestral < 30).

En los tres contrastes el procedimiento es el mismo. Se calcula un estadístico de contraste (que es específico para cada uno, ver anexo 3) y dado un nivel de confianza $(1-\alpha)$, en nuestro caso utilizamos el 95%, se calcula la significación del contraste. Si ésta probabilidad es inferior a $\alpha = 0.05$, rechazamos que la distribución sea normal, en caso contrario, decimos que no hay evidencias significativas en la muestra que nos lleven a rechazar la normalidad de la distribución para una característica dada.

En esta Tesis emplearemos el contraste de Shapiro- Wilks para el análisis de normalidad de cada colada (15 ensayos) y el de Kolmogorov- Smirnov para el total de las siete coladas (105 ensayos).

3.2.3.3.2.-Comparativa del ajuste a la distribución normal .

Al igual que empleamos , debido a su carácter adimensional , el Coeficiente de Variación (CV) para comparar la dispersión en los datos de las distintas características mecánicas de los aceros , para comparar su ajuste a la Distribución Normal necesitamos tipificar las distintas variables.

Dicho procedimiento matemático consiste en realizar el siguiente cambio de variables , siendo x la variable a tipificar , u la media y σ la desviación típica de la distribución :

$$Z = \frac{x - u}{\sigma}$$

Así se consigue que la ecuación de la Distribución Normal de la variable Z :

$$P[a \leq x \leq b] = \int_a^b \frac{1}{\sigma \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot e^{-\frac{1}{2}\left(\frac{x-u}{\sigma}\right)^2} \cdot dx$$

pase a

$$P[a \leq x \leq b] = \int_a^b \frac{1}{\sigma \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot e^{-\frac{1}{2}\left(\frac{x-u}{\sigma}\right)^2} \cdot dx$$

en la que Z es la variable normal estándar , con media μ igual a cero y desviación típica σ igual a uno. Es decir , $Z \in N(0,1)$.

El hecho de ser las variables tipificadas adimensionales permite comparar las distintas características mecánicas del acero a pesar de tener distintas unidades de medidas.

Asimismo , para analizar la forma de las distribuciones para las distintas características mecánicas del acero , emplearemos dos parámetros estadísticos: la asimetría y el apuntamiento (o curtosis)

- **Asimetría**

Es un parámetro que tiene como finalidad el determinar si una variable se distribuye de forma simétrica con respecto a la media. En la figura siguiente se muestran los casos posibles :

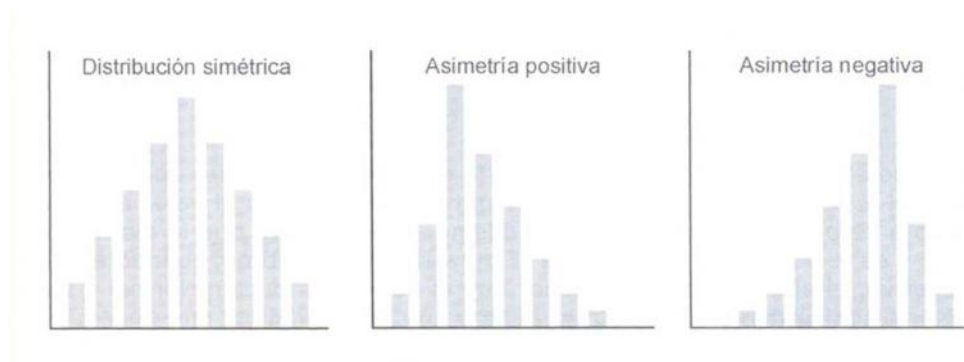


Fig 3.51.- Diferentes tipos de asimetrías

El coeficiente de asimetría tiene por expresión :

$$Asimetría = \frac{n \left(\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^3 \right)}{(n-1)(n-2)s^3}$$

Cuando el valor es cercano a cero la distribución es simétrica , la asimetría es positiva cuando el valor es mayor que cero y negativa cuando el valor es menor que cero.

- Apuntamiento o curtosis

Dicho parámetro estudia la distribución de los datos en la zona central de la serie. La mayor o menor concentración de frecuencias alrededor de la media y en la zona central de la distribución dará lugar a una distribución más o menos apuntada con respecto a la curva Normal. Tiene por expresión :

$$Curtosis = \frac{n(n+1) \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^4 - 3 \left(\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \right) \left(\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \right) (n-1)}{(n-1)(n-2)(n-3)s^4}$$

Cuando el valor es positivo se dice que la distribución está más apuntada que la Normal y se denomina leptocúrtica. Cuando el valor es cero o cercano a cero , la distribución tiene el mismo apuntamiento que la Normal y se le denomina mesocúrtica .Por último , cuando el valor es negativo , el apuntamiento es menor que el de la distribución Normal y se le denomina platicúrtica.

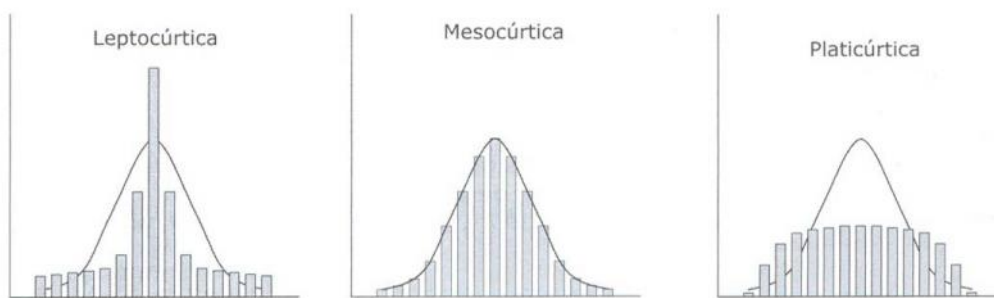


Fig 3.52.- Tipos de curtosis (barras) en comparación con la distribución Normal (línea continua)

En la tabla siguiente se muestran los valores obtenidos tras tipificar las características mecánicas del acero y el nuevo parámetro *DUCT* .

VARIABLES TIPIFICADAS		ALAMBRON			LAMINADO EN FRIO		
		Muestra 1 (n=105)	Muestra 2 (n=105)	Muestra 3 (n=105)	Muestra 1 (n=105)	Muestra 2 (n=105)	Muestra 3 (n=105)
f_y (MPa)	p-valor ³	0.125	0.058	0.054	0.094	0.074	0.168
	Asimetría	-0.543	-0.414	-0.529	0.177	-0.611	-0.300
	Curtosis	0.431	-0.220	0.138	-0.565	-0.217	1.384
f_s (MPa)	p-valor	0	0.200	0.200	0.200	0.016	0.063
	Asimetría	0.754	-0.127	-0.315	-0.172	-0.244	-0.481
	Curtosis	-0.540	-0.724	-0.205	0.221	-0.566	1.408
f_s/f_y	p-valor	0	0	0.001	0	0.026	0.09
	Asimetría	0.993	0.327	1.011	1.567	1.726	0.679
	Curtosis	0.821	0.480	0.960	4.010	5.800	0.810
A_{gr} (%)	p-valor	0	0.200	0.200	0.200	0.05	0.005
	Asimetría	0.301	-0.331	-0.309	0.912	-0.845	0.128
	Curtosis	1.290	0.105	1.416	3.498	1.366	-0.805
A_{5d} (%)	p-valor	0.08	0.056	0.002	0.200	0.004	0.053
	Asimetría	-0.156	0.809	-0.343	0.281	1.334	0.139
	Curtosis	0.454	0.685	-0.888	-0.203	1.355	-0.428
$DUCT$ (%)	p-valor	0.092	0.200	0.200	0	0.200	0.057
	Asimetría	-0.683	0.361	-0.893	-0.777	-0.090	-0.777
	Curtosis	0.063	0.062	0.435	-0.103	0.734	0.671

Tabla 3.53.-Análisis de normalidad para tres muestras de alambroón y laminado en frío. Total de muestras ensayadas n = 630.

³ Es el estadístico de contraste del modelo de normalidad de Kolmogorov- Smirnov. Cuando el p-valor es menor que 0.05 no hay evidencias para rechazar la normalidad.

En relación a los valores del ALAMBRÓN de la tabla 3.53 podemos comentar los siguientes aspectos :

1-De todas las características mecánicas , **se rechaza la normalidad para f_s/f_y** , al presentar un p-valor inferior a 0.05 para las tres Muestras analizadas.

Los niveles de significación más altos , que expresan la bondad del contraste de Normalidad , se obtienen para f_y y DUCT. En las figuras adjuntas se expresan los distintos ajustes de la variable DUCT para las tres Muestras analizadas :

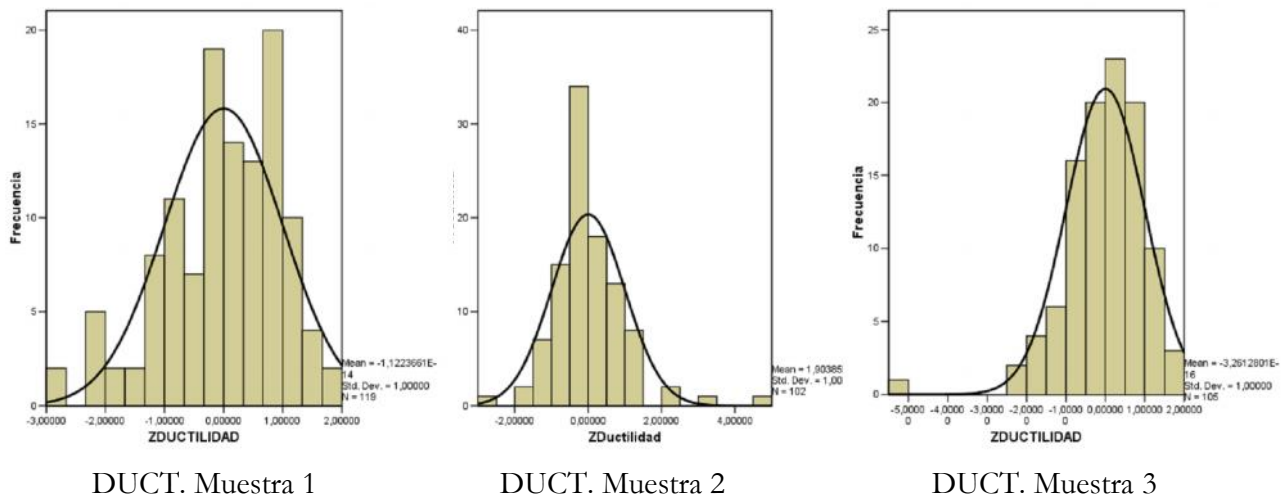


Fig.3.54.- Histogramas y ajuste de Normalidad para el parámetro DUCT , tipificado , en las distintas Muestras de alambIÓN. Se ensayaron un total de 630 probetas.

2.- Respecto a la forma de la curva de distribución Normal , **los valores de asimetría no muestran un comportamiento definido para ninguna de las variables** , oscilando desde -0.683 hasta 1.011 . La distribución Normal es simétrica por lo que , siendo su valor de asimetría cero , cuanto mayor es el valor de dicho parámetro , más asimétrica es la curva obtenida. La variable de ductilidad propuesta se comporta de forma similar al resto como se puede

observar en la figura anterior , donde las Muestras 1 y 3 presentan una asimetría negativa mientras la Muestra 2 presenta una asimetría positiva. Los valores de dicho parámetro oscilan entre -0.683 y 0.361 .

Sin embargo , **los valores de curtosis para la variable DUCT se sitúan , junto con los del límite elástico (f_y) , como los más ajustados a la Normal** (cuyo valor de apuntamiento toma el valor cero).

Respecto a los resultados obtenidos para el LAMINADO EN FRÍO, podemos comentar los siguientes puntos :

1.- Nuevamente **se vuelve a rechazar la normalidad para f_s/f_y** , al presentar un p-valor inferior a 0.05 para dos de las tres Muestras analizadas.

El resto de las variables, salvo f_y , presenta problemas de Normalidad para una de las tres Muestras, a pesar de lo cual no se rechaza para el total de la Muestra.

Para la variable DUCT es la Muestra 1 la que no cumple Normalidad, al tener un nivel de significación de 0.018. Si hacemos un estudio de normalidad en cada una de las siete coladas que componen dicha Muestra, mediante el contraste de Shapiro-Wilks al ser el tamaño muestral de 15 ensayos por cada colada, obtenemos los siguientes valores :

DUCT	Colada	ALAMBRON		LAMINADO	
		Significación Shapiro-Wilks	Resultado	Significación Shapiro-Wilks	Resultado
Muestra 1	1	0.592	Sig.>0.05 Se asume normalidad	0.488	Sig.>0.05 Se asume normalidad
	2	0.777		0.193	
	3	0.428		0.101	
	4	0.557		0.758	
	5	0.896		0.292	
	6	0.171		0.013	Se rechaza normalidad
	7	0.262		0.643	Se asume normalidad

Tabla 3.55.- Análisis de normalidad por coladas para la Muestra 1 de laminado en frío.

En dicha tabla podemos observar cómo se verifica la normalidad para las siete muestras analizadas de alambión , lo que genera que se acepte la normalidad para el total de la Muestra. Para el laminado en frío únicamente una de las siete coladas no verifica normalidad , según el test de Shapiro-Wilks.

Se asume por tanto que , **salvo en f_s/f_y , no hay evidencias en el resto de las variables para rechazar la normalidad.**

2.- Respecto a la forma de la curva de distribución Normal , **las características más simétricas son f_s y f_y .**

3.- **El nuevo parámetro DUCT presenta un comportamiento similar al del resto de las características de deformación (A_{gt} y A_{5d}) , mostrando un valor de curtosis más ajustado a la Normal que el resto de las variables. En las figuras siguientes se muestra la representación de dichas variables tipificadas y el ajuste correspondiente.**

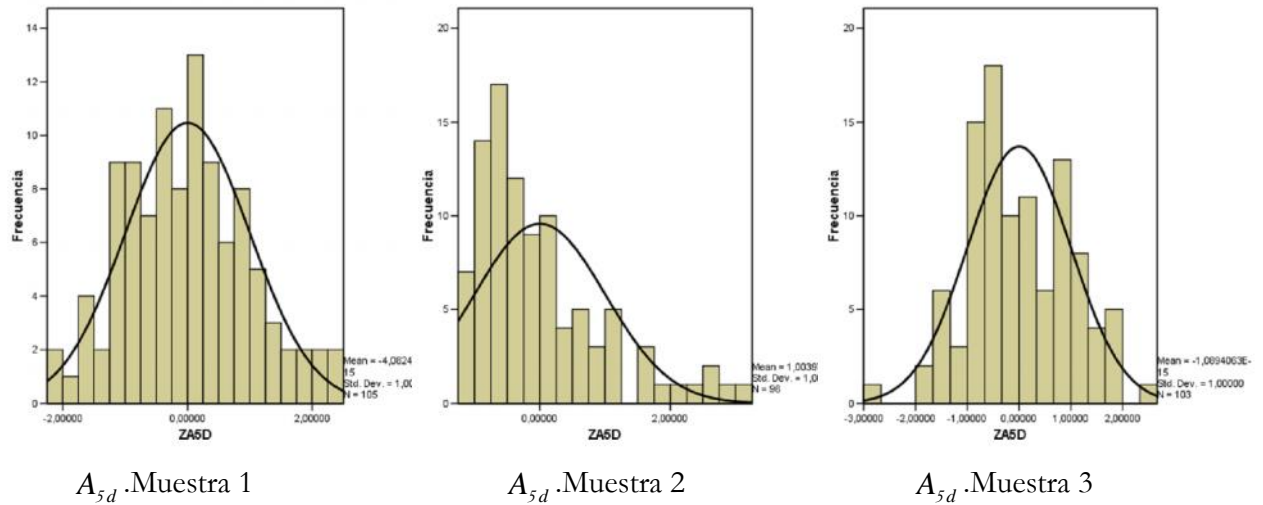


Fig.3.56.-Distribución de A_{5d} para el acero laminado en frío

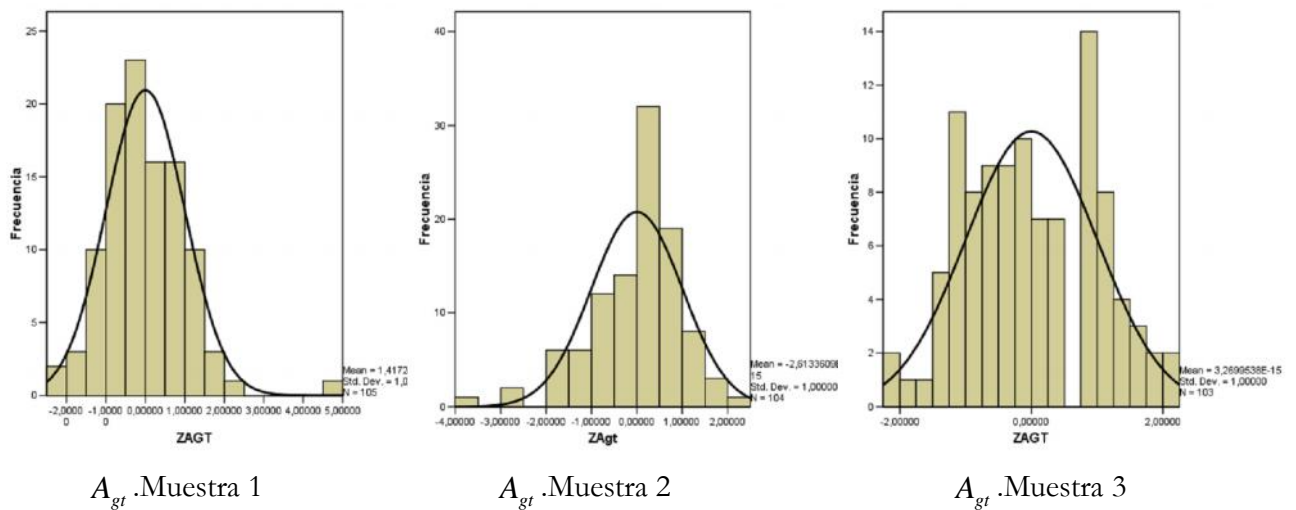


Fig.3.57.-Distribución de A_{grt} para el acero laminado en frío

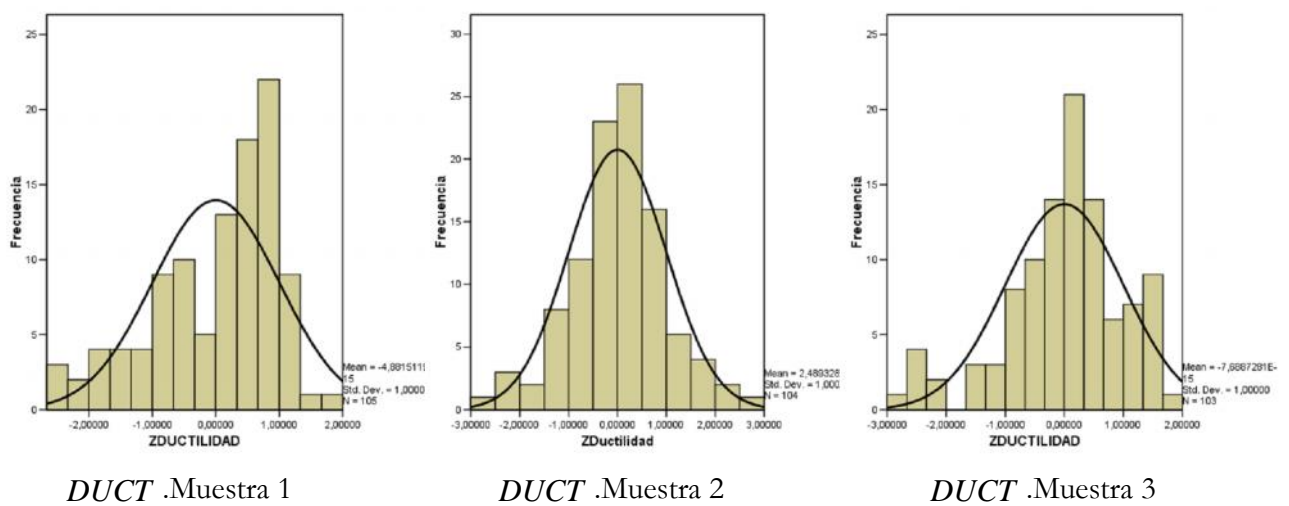


Fig.3.58.-Distribución de $DUCT$ para el acero laminado en frío

3.2.3.4.- Conclusiones.

De las tres Muestras ensayadas de alambión y acero laminado en frío , las cuales han generado un total de 630 ensayos , pueden extraerse las siguientes conclusiones :

-El proceso de laminado en frío afecta sensiblemente a todas las características mecánicas del acero , aumentando los parámetros de tensión y disminuyendo los de deformación , entre los que se encuentra el parámetro propuesto *DUCT* .

-Los valores de Media (\bar{X}) y Mediana (Mn) para cada Muestra presentan valores muy similares , lo que indica homogeneidad en los resultados experimentales.

-El Coeficiente de Variación (CV) presenta distinto comportamiento para los parámetros de tensión ($f_s, f_y, f_s/f_y$) y deformación ($A_{gt}, A_{sd}, DUCT$). En relación a estos últimos , el parámetro *DUCT* presenta una menor variabilidad.

-Se rechaza la normalidad para el factor f_s/f_y , tanto para el alambión como para el laminado en frío.

-En el alambión , los contrastes de Normalidad más óptimos se obtienen para f_y y *DUCT* . Para el laminado en frío , este último parámetro presenta una comportamiento similar al del resto de parámetros de deformación , con un valor de curtosis más ajustado a la Normal que los restantes.

Según lo expresado en los puntos anteriores se comprueba que , para las Muestras analizadas , el nuevo parámetro *DUCT* tiene un comportamiento similar al del resto de características mecánicas del acero , mejorando incluso la de los actuales parámetros de deformación (A_{gt}, A_{5d}).

3.2.4.-ANALISIS DE DUCTILIDAD EN UN PROCESO DE LAMINADO EN FRIO.

3.2.4.1.-Introducción y objetivos.

Si en el capítulo anterior se analizó estadísticamente el comportamiento del nuevo parámetro *DUCT* en relación al resto de los ya existentes , se plantea a continuación la aplicación práctica de dicho parámetro en un proceso de laminación en frío de armaduras pasivas.

El correcto funcionamiento de dicho proceso industrial , detallado en el capítulo 3.1.4 , depende fundamentalmente de dos aspectos: los propios recursos productivos de la empresa y las propiedades del material a transformar (materia prima).

Ciertamente , la incidencia de la materia prima sobre el producto final es determinante. Como muestra de ello basta citar que económicamente la repercusión del coste del alambrón sobre el producto terminado (armadura pasiva) es , aproximadamente , del 75-80 %. Este dato indica , por si solo , la trascendencia de la correcta elección de la materia prima en función del producto final deseado.

La importancia económica va paralela a la importancia técnica.Las características mecánicas finales tras el proceso de laminación están claramente influenciadas y determinadas , como veremos , por las características iniciales del alambrón. En ese sentido , el poder disponer de un parámetro que cuantifique de forma adecuada la deformabilidad de los aceros puede ser de gran utilidad.

Características finales no deseadas , endurecimientos excesivos o insuficientes , roturas del material , tensiones residuales , etc son sólo algunos de los problemas con que puede toparse una empresa transformadora si el material elegido no reúne las condiciones de deformabilidad adecuadas.

Doble objetivo se persigue pues. Por un lado comprobar , mediante el nuevo parámetro de ductilidad , cómo varía la capacidad de deformación plástica del acero a lo largo de un proceso de laminación en frío y , por otro , analizar la relación existente entre dicho parámetro con los ya existentes.

Ambos aspectos pueden tener gran importancia en la industria metalúrgica y permitirían seleccionar más adecuadamente los materiales así como controlar su evolución a lo largo del proceso productivo , lo que redundaría en una optimización del proceso industrial.

3.2.4.2.-Material elegido y maquinaria empleada.

Para el estudio experimental se han empleado 110 probetas de aceros correspondientes a dos muestras distintas :

- Muestra 1 : Alambre de 9 mm , calidad SAE 1010
- Muestra 2 : Alambre de 13,5 mm , calidad SAE 1010

Los certificados del proveedor en relación a las coladas empleadas se adjuntan en el anexo documental de la Tesis. Las características químicas de ambos alambres son las siguientes :

	C (%)	Mn(%)	S (%)	P (%)	Si (%)
Muestra 1	0,09	0,47	0,044	0,024	0,14
Muestra 2	0,10	0,50	0,038	0,013	0,13

Tabla 3.59.-Composición química de las muestras ensayadas.

La maquinaria utilizada para la laminación en frío es la misma a la empleada para la obtención de las muestras para el estudio estadístico anteriormente expuesto. El procedimiento de laminación está desarrollado en el capítulo 3.1.4.3 de la Tesis (páginas 185-193).

Los ensayos de tracción se efectuaron siguiendo la euronorma EN-10.002-1 (Materiales Metálicos. Ensayo de Tracción).Para la medida de la geometría en la estricción se empleó el método descrito en esta Tesis en el capítulo 3.1.2.5. (Procedimiento de medida . Pagina 168)

3.2.4.3.-Procedimiento seguido.

En un proceso de laminación en frío el factor que controla la mayor o menor deformación impuesta al material es el porcentaje de reducción de área ($\%Ar$), el cual expresa la variación de sección producida tras el proceso industrial. Dicho factor se expresa en relación al área inicial, y tiene por expresión:

$$\%Ar = 100 \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad (3.2.4.1)$$

siendo A_0 y A_f el área inicial y final, respectivamente.

En el caso de sección circular, dicha expresión se puede expresar como:

$$\%Ar = 100 \cdot \frac{\frac{\cdot D_0^2}{4} - \frac{\cdot D_f^2}{4}}{\frac{\cdot D_0^2}{4}} = 100 \cdot \left[1 - \left(\frac{D_f}{D_0} \right)^2 \right] \quad (3.2.4.2)$$

siendo D_0 y D_f el diámetro inicial y final, respectivamente.

El máximo porcentaje posible de reducción de área por laminación se alcanzaría cuando el diámetro final se aproxime a cero, ocasionando que $\%Ar$ tome el valor tope de 100%. En los procesos actuales de laminado en frío para armaduras pasivas dicho porcentaje no supera el 50% (ver capítulo 3.1.4.2.4.-Laminado.) por lo que los límites de experimentación que consideraremos en esta Tesis estarán comprendidos en el intervalo $0 \leq \%Ar \leq 50$.

Al ser dicho porcentaje el que define la laminación y por tanto el responsable de la alteración en las características mecánicas a lo largo del

proceso , todas las características mecánicas , incluido el nuevo parámetro *DUCT* , irán referidas al citado factor.

El primer paso del presente estudio experimental ha consistido en el **ensayo del alambión de partida**. Dicho material , descrito en el punto anterior , se corresponde con una deformación por laminación nula (Reducción de área $\%Ar = 0$) , y refleja las características mecánicas de la materia prima de la que se parte. En esta etapa se han extraído cinco probetas para cada muestra analizada.

El siguiente paso consiste en una **laminación secuencial** de la materia prima. Esta se empieza a procesar en el equipo de laminación en frío, aplicando un acercamiento gradual y escalonado de los rodillos laminadores , lo que permite obtener distintos grados de reducción partiendo de una misma materia prima.

Para cada escalón de laminación se extraen , nuevamente , cinco probetas , cuyos resultados irán referidos a la reducción de sección correspondiente obtenida mediante la ecuación (3.2.4.2). Para evitar la repercusión de la geometría de la corruga en los resultados obtenidos , aspecto a estudiar en trabajos futuros , se han considerado únicamente alambres lisos.

En total se ensayaron para este apartado de la Tesis 110 probetas de acero de longitud 500 mm. En el anejo documental de esta Tesis se adjuntan los resultados de dichos ensayos , cuya representación gráfica y posterior análisis se muestran a continuación.

3.2.4.4.-Análisis de resultados experimentales.

3.2.4.4.1.-Introducción

En las figura 3.60 y 3.61 se muestran las curvas tensión deformación convencionales correspondientes a los ensayos realizados para la Muestra 1 y 2 , respectivamente. Por cada escalón de reducción se han ensayado cinco probetas , representándose en las gráficas adjuntas los resultados de uno de cada cinco ensayos.

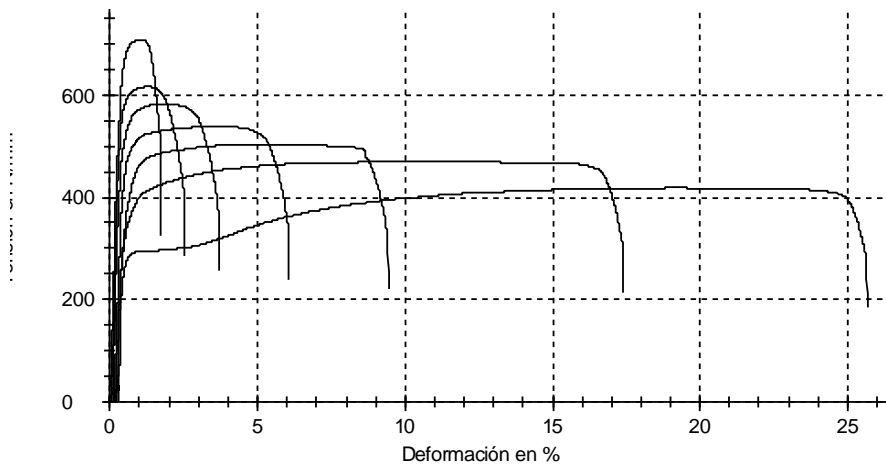


Fig. 3.60.- Muestra 1.Curvas – convencionales

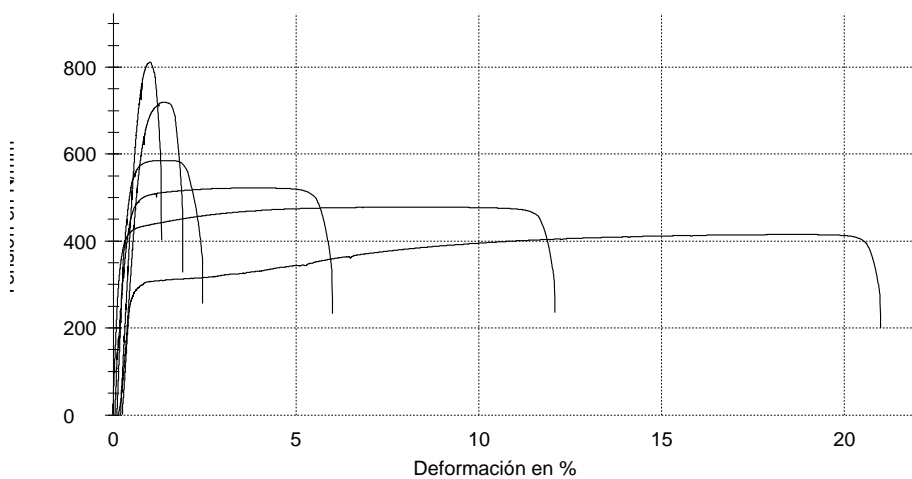


Fig. 3.61.- Muestra 2. Curvas – convencionales

Podemos observar cómo el comportamiento mecánico es similar en ambas muestras. Mediante el laminado en frío se producen las alteraciones mecánicas expresadas en el punto 3.1.4.4.3 (Pág.199).A medida que se incrementa el porcentaje de reducción de área , debido a la laminación , aumentan el límite elástico y la carga de rotura mientras se reducen las deformaciones.

En la tabla siguiente se comparan las características mecánicas , incluyendo el nuevo parámetro DUCT para ambas muestras (la segunda entre paréntesis) al principio y al final del proceso de laminación.

Valores medios del producto inicial (ALAMBRÓN)					
fy (MPa)	fs(MPa)	fs/fy	Agt (%)	A5d (%)	Duct (%)
279 (293)	428 (445)	1,53 (1,47)	18,6 (18,5)	28,32 (26,21)	129 (118)

Valores medios del producto final (ARMADURA)					
fy (MPa)	fs (MPa)	fs/fy	Agt (%)	A5d (%)	Duct (%)
694 (725)	718 (751)	1,04 (1,12)	1,25 (1,28)	9,82 (8,41)	77 (70)

Tabla 3.62.- Variación de características mecánicas tras el laminado (%Ar = 48) para las Muestras 1 y (2)

Indudablemente es del mayor interés el conocer , no únicamente los valores iniciales y finales de cada parámetro , sino su comportamiento durante el proceso de laminado. Con objeto de profundizar en este aspecto analizaremos la variación de cada parámetro mecánico en función del porcentaje de reducción de área (%Ar).

Lógicamente, la obtención de las leyes que gobiernan el comportamiento de dichas variables tiene una utilidad práctica inmediata como, por ejemplo, la interpolación de datos y el empleo de leyes constitutivas para simulaciones numéricas de procesos de conformado.

Para ello, partiendo de los resultados experimentales, se modeliza matemáticamente la relación existente entre las distintas variables mediante ecuaciones lineales o curvilíneas, empleando para ello métodos de regresión.

Los modelos que se han considerado, para el ajuste de las ecuaciones a los datos experimentales, son los siguientes:

LINEAL	Logarítmico	$y = a_0 + a_1 \cdot \ln(x)$
CURVILINEO	Inverso	$y = a_0 + (a_1/x)$
	Cuadrático	$y = a_0 + a_1 \cdot x + a_2 \cdot x^2$
	Cúbico	$y = a_0 + a_1 \cdot x + a_2 \cdot x^2$
	Potencia	$y = a_0 \cdot x^a$
	Compuesto	$y = a_0 \cdot a_1^x$
	Creciente	$y = e^{a_0 + a_1 x}$
	Exponencial	$y = a_0 \cdot e^{a_1 x}$
	Hiperbólico	$y = a_0 + a_1/x$

Tabla 3.63.-Modelos matemáticos considerados

Con objeto de comparar la eficacia de las distintas regresiones y así escoger el modelo más adecuado, se emplea el coeficiente de determinación R^2 .

Dicho factor se define como:

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - \bar{y})^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}$$

siendo : y_i la variable respuesta para los ensayos realizados

\bar{y} la media de los ensayos realizados

\hat{y}_i es el valor que nos da la función (valor estimado o ajustado)

El coeficiente de determinación R^2 oscila en el intervalo $0 \leq R^2 \leq 1$, siendo 1 el valor el correspondiente a un ajuste perfecto.

A partir de $R^2 = 0,85$ se considera un ajuste aceptable. En nuestro caso hemos obtenido modelos con un valor medio de $R^2 = 0.99$ en ambas muestras , lo que indica el buen ajuste obtenido para las variables estudiadas. De todos los modelos considerados , los ajustes más precisos se obtienen con los cúbicos y los hiperbólicos , como se muestra en la tabla adjunta :

CARACTERÍSTICA MECANICA	MODELO	R^2	
		Muestra 1	Muestra 2
Límite elástico (f_y)	Cúbico	0.998	0.995
Tensión bajo carga máxima (f_s)	Cúbico	0.997	0.992
Relación (f_s/f_y)	Hiperbólico	0.975	0.978
Alargamiento en rotura (A_{5d})	Hiperbólico	0.980	0.977
Alargamiento en carga máxima (A_{gt})	Cúbico	0.977	0.973
Parámetro propuesto de ductilidad ($DUCT$)	Cúbico	0.997	0.994

Tabla 3.64.- Ajustes matemáticos a resultados correspondientes al proceso de laminación de las Muestra 1 y 2.

Para el tratamiento de datos y posterior ajuste de los distintos modelos se ha empleado el programa informático Advanced Grapher 2.11. A continuación se muestra la representación gráfica de cada parámetro en función de % Ar , así como la curva ajustada a los datos experimentales.

3.2.4.4.2.-Evolución de las características de tensión.

En la figura 3.65 podemos observar la evolución del límite elástico a lo largo del proceso de laminación y el ajuste cúbico correspondiente para las dos muestras analizadas.

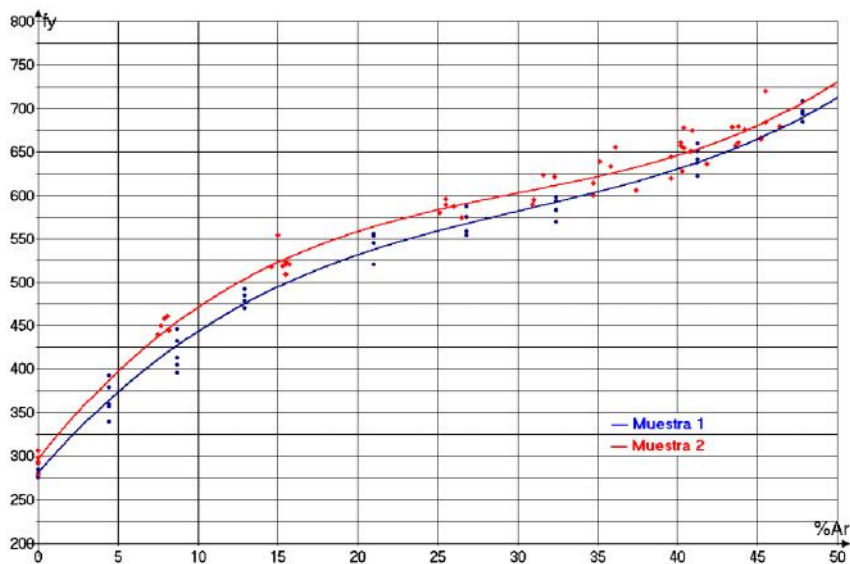


Fig.3.65.-Relación entre límite elástico(f_y) y porcentaje de reducción de área (% Ar). Los ajustes obtenidos son :

$$f_{y1} = 0.006 A_r^3 - 0.95 A_r^2 + 21.14 A_r + 280.92$$

$$f_{y2} = 0.007 A_r^3 - 0.645 A_r^2 + 23.15 A_r + 296.89$$

La Muestra 1 parte de un valor inicial de 279 MPa y llega a alcanzar 694 MPa para un porcentaje de reducción de área del 48 %. Los valores de la Muestra 2 son siempre ligeramente superiores (293 y 725 MPa respectivamente para los estados inicial y final).

Ambas curvas siguen un comportamiento similar , siendo destacable el cambio de curvatura que se produce para un valor de 35% de Ar así como la pendiente más acusada en el primer tramo de la curva que en el segundo.

Similar comportamiento sigue la tensión bajo carga máxima (Fig.3.66). Partiendo la Muestra 1 de un valor inicial de 428 MPa se llegan a alcanzar 718 MPa , siendo nuevamente los valores de la Muestra 2 sensiblemente superiores (445 MPa y 751 MPa , respectivamente). Aunque el ajuste es casi lineal , la curva que mejor se ajusta a los datos es nuevamente la ecuación cúbica. El cambio de curvatura que aparecía en f_y se da para un valor de %Ar muy similar aunque , en este caso , dicha alteración es más suave.

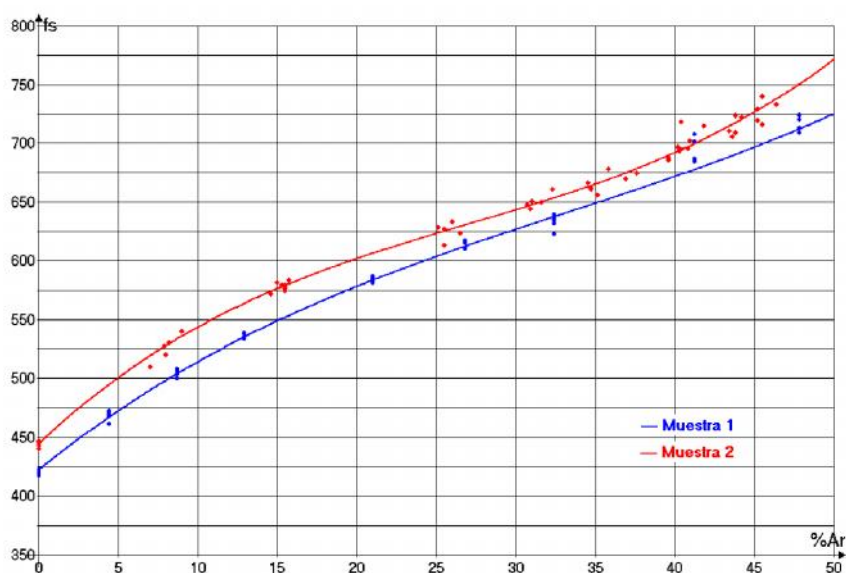


Fig.3.66.-Relación entre tensión bajo carga máxima (f_s) y porcentaje de reducción de área (% Ar).

$$f_{s1} = 0.002A_r^3 - 0.198A_r^2 + 10.95A_r + 422.55$$

$$f_{s2} = 0.004A_r^3 - 0.324A_r^2 + 12.74A_r + 444.72$$

Aspecto a destacar es que , aunque ambas curvas (f_s y f_y) tienen una forma similar y ambas son crecientes , f_y crece más rápidamente por efecto de la laminación en frío que f_s , ocasionando que el factor normativo de endurecimiento (f_s/f_y) no se mantenga constante a lo largo de la deformación , sino que se reduzca paulatinamente y tienda a la unidad. Dicho de otra forma , el acero se fragiliza mediante la deformación en frío. La materia prima parte , en la Muestra 1 , de un valor de $f_s/f_y = 1,53$ llegándose

para un $A_r = 48\%$ al valor de $f_s/f_y = 1,04$. Los valores para la Muestra 2 son 1,47 y 1,12 respectivamente.

En la 3.67 se muestra la representación de f_s/f_y a lo largo del proceso, donde se aprecia el descenso brusco del factor de endurecimiento en los primeros estados de deformación para, posteriormente, tender asintóticamente a la unidad o, lo que es lo mismo, a coincidir los valores de límite elástico y tensión bajo carga máxima.

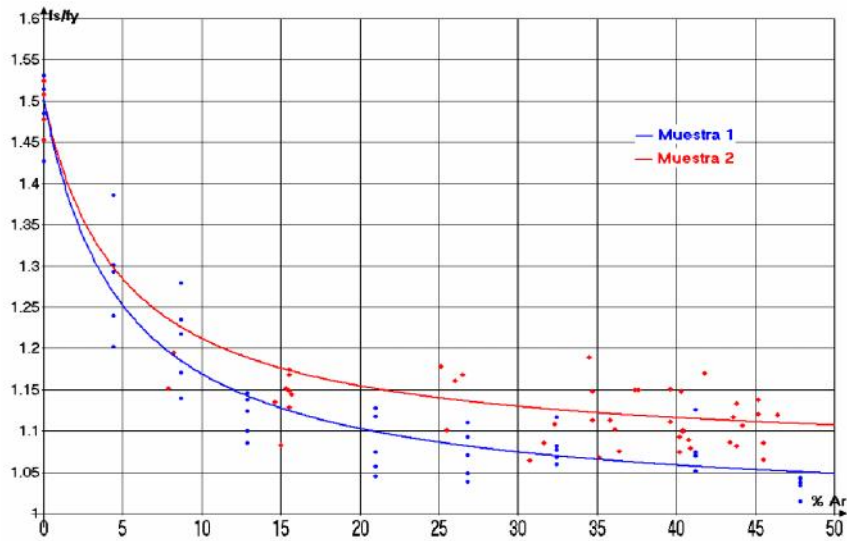


Fig.3.67.-Relación entre relación (f_s/f_y) y porcentaje de reducción de área ($\% Ar$).

$$(f_s/f_y)_1 = 1.003 + (2.49/A_r + 5)$$

$$(f_s/f_y)_2 = 1.068 + (2.17/A_r + 5)$$

Este efecto tiene lugar en todos los procesos de deformación en frío en mayor o menor medida, y no únicamente en el laminado. A modo anecdótico pero no menos ilustrativo citamos a Jesús Iribas (Dr. Ingeniero de Caminos y fundador de la empresa Tetracero) donde en una conferencia en 1972 sobre el acero torsionado en frío del mismo nombre comentaba que:

“ personalmente llegué , mediante el retorcido , a triplicar el límite elástico de un acero , aunque éste acabase casi por coincidir con la tensión de rotura¹ ”.

En la Figura 3.68 se muestra la gráfica , expuesta en dicha ponencia , donde se indican las variaciones de la resistencia de rotura , límite elástico y la deformación (en este caso A10d) , en función del paso de hélice.

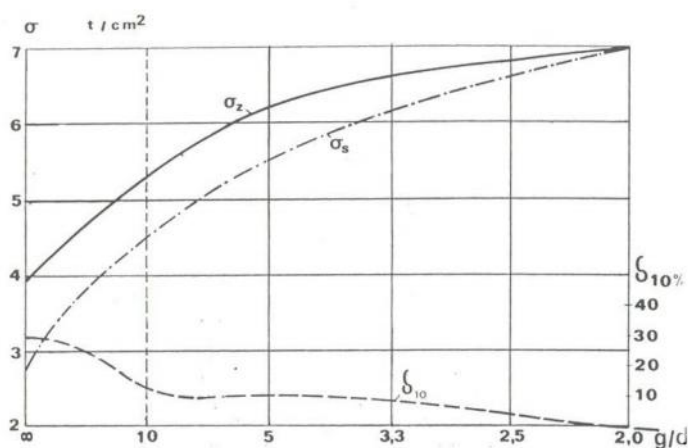


Fig.3.68.-Variación del límite elástico , carga de rotura y alargamiento en un acero torsionado tipo Tetracero , en función del paso de hélice. J. Iribas.1972

El criterio de considerar el factor de endurecimiento f_s/f_y como parámetro de ductilidad se constata erróneo , para los ensayos realizados. Aparte de la gran dispersión de los datos experimentales (en concordancia con el estudio estadístico anteriormente descrito) , en la figura 3.67 se aprecia que los valores de la Muestra 2 están siempre por encima de la Muestra 1 , por lo que podría inducir a pensar que el acero representado por la Muestra 2 presenta una mayor ductilidad.

Dicha conclusión es errónea , ya que , como se verá a continuación , los parámetros que cuantifican la deformación en rotura indican justamente lo contrario.

¹ “ Evolución de los aceros”. Ponencia de Jesús Iribas de Miguel en jornadas sobre la evolución de la técnica del hormigón armado. Instituto Eduardo Torroja. Junio de 1972

3.2.4.4.3.-Evolución de las características de deformación.

A continuación analizamos el comportamiento de los parámetros de deformación , entre los que se encuentra el parámetro propuesto *DUCT* .Comenzaremos describiendo los parámetros contemplados en la normativa actual , el alargamiento bajo carga máxima (A_{gt}) y el alargamiento en rotura en base a cinco diámetros (A_{5d}).

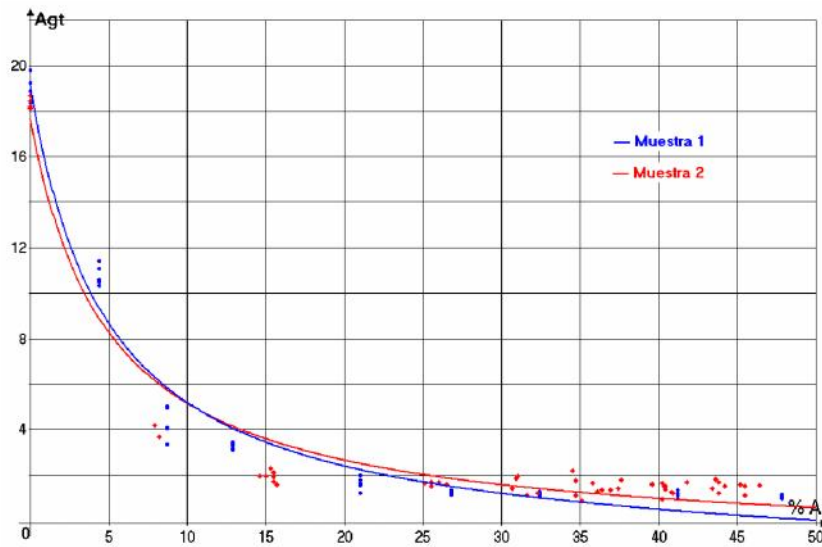


Fig.3.68.-Relación entre Alargamiento bajo carga máxima (A_{gt}) y porcentaje de reducción de área ($\% Ar$).

$$A_{gt1} = (104.65/A_r + 5) - 1.80$$

$$A_{gt2} = (93.87/A_r + 5) - 1.11$$

En la figura 3.68 se muestra la evolución de A_{gt} a lo largo del proceso de laminado y el ajuste correspondiente ,en este caso hiperbólico. Ambas Muestras parten de valores similares (18,6 % y 18,5 % respectivamente) , siguen una evolución prácticamente idéntica y alcanzan , tras la laminación , valores prácticamente idénticos (1,25 % y 1,28 % , respectivamente).El comportamiento de dicho parámetro es similar al anteriormente estudiado f_s/f_y .Ambos presentan un brusco descenso en los primeros estados de laminación , aproximadamente hasta un 25 % , para posteriormente exhibir

un comportamiento asintótico para el valor $A_{gt} = 25\%$. Esto tiene mucha importancia a nivel práctico, ya que dicho comportamiento indica que, a partir de cierto nivel de laminación el parámetro A_{gt} , para el acero ensayado, prácticamente no se altera. Al igual que ocurría con f_s/f_y , mediante el análisis de A_{gt} (figura 3.68), no es posible apreciar cual de las dos Muestras presenta una mayor ductilidad.

Comportamiento similar muestra el alargamiento en rotura en base a cinco diámetros (A_{5d}), como se aprecia en la figura 3.68, aunque en este caso sí se aprecian claramente diferencias en los valores iniciales. Partiendo la Muestra 1 de un valor inicial del 28,32% se reduce hasta llegar a alcanzar, al final de la laminación el 9,82%. En el caso de la Muestra 2, dichos valores son 26,21% y 8,41% respectivamente. En ambas curvas la rama descendente no es tan acusada como en el caso anterior, tendiendo a una asíntota horizontal a partir de un valor de porcentaje de reducción de área de, aproximadamente, 25%.

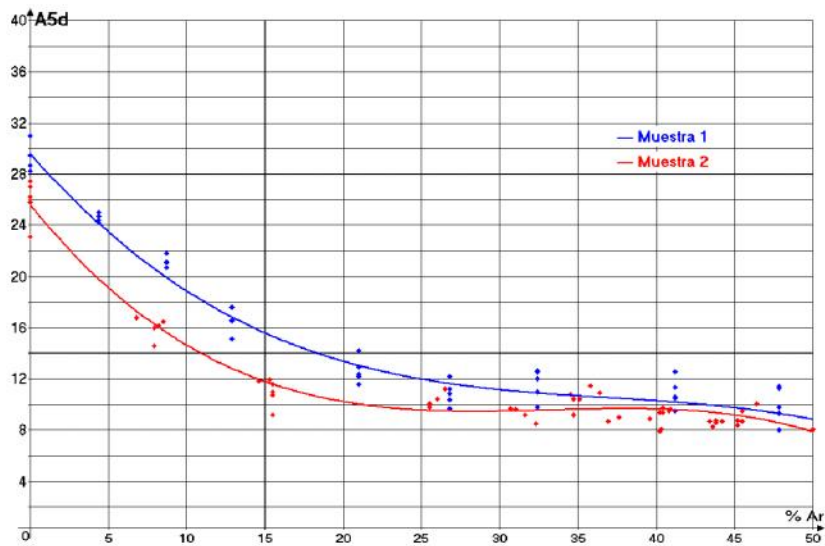


Fig.3.2.4.8.-Relación entre Alargamiento en rotura en base a cinco diámetros (A_{5d}) y porcentaje de reducción de área ($\% Ar$).

$$A_{5d1} = -3.2 * 10^{-4} A_r^3 + 0.035 A_r^2 - 1.40 A_r + 29.60$$

$$A_{5d2} = -4.68 * 10^{-4} A_r^3 + 0.046 A_r^2 - 1.51 A_r + 25.60$$

Si observamos el comportamiento del alargamiento en rotura en base a diez diámetros (A_{10d}) de los aceros torsionados en frío tipo Tetracero (ver figura 3.68) podemos apreciar cierto paralelismo entre dicho parámetro y el actual A_{5d} , a pesar de estar sometido el acero a procesos de deformación en frío diferentes.

Finalmente representamos, en la figura 3.70 el comportamiento del parámetro propuesto $DUCT$ para cuantificar la ductilidad de los aceros. Partiendo de las Muestra 1 y 2 de valores claramente diferenciados (129 % y 118 %, respectivamente), el nuevo parámetro $DUCT$ disminuye su valor a medida que aumenta el porcentaje de reducción de área, alcanzándose los valores finales de 77 % y 70 %.

Paralelamente a como ocurría con f_s , tiene un comportamiento casi lineal, aunque el modelo que mejor se ajusta a los datos es una ecuación cúbica.

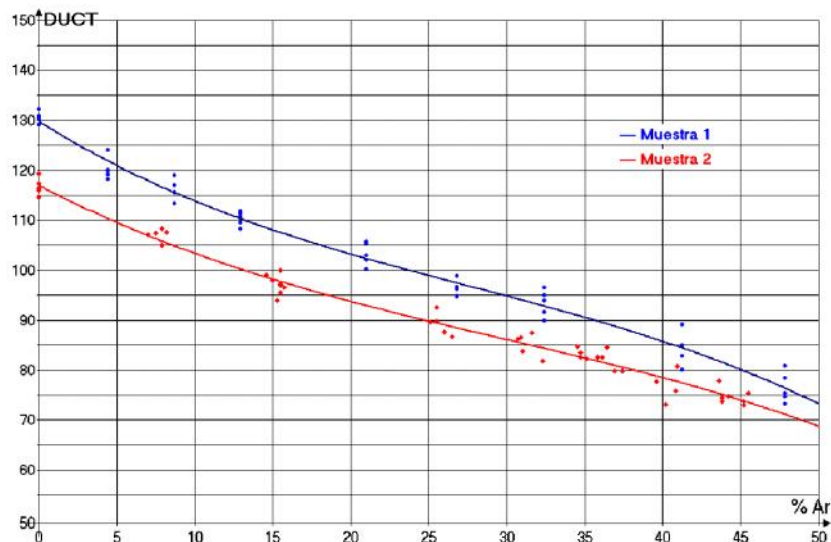


Fig.3.70.-Relación entre el parámetro propuesto de ductilidad ($DUCT$) y porcentaje de reducción de área (% Ar).

$$DUCT_1 = -4.91 * 10^{-4} A_r^3 + 0.04 A_r^2 - 1.95 A_r + 129.79$$

$$DUCT_2 = -3.45 * 10^{-4} A_r^3 + 0.03 A_r^2 - 1.64 A_r + 117$$

A diferencia de los anteriores parámetros de deformación (A_{gt} y A_{5d}), $DUCT$ no muestra un comportamiento asintótico horizontal , al menos en el rango de valores experimentales considerado , siguiendo un comportamiento más cercano al límite elástico y tensión bajo carga máxima. Curiosamente , al igual que ocurría con f_y , aparece un ligero cambio de curvatura para un valor de reducción de área ($\%A_r = 25$).

Los valores de $DUCT$ la Muestra 1 están siempre por encima de los de la Muestra 2 , lo que indica una mayor deformabilidad del primero. Esto concuerda con unos mayores valores de tensión (tanto de límite elástico como de carga de rotura) y unos valores iniciales menores de A_{5d} , ambos referidos a la Muestra 2.

Podemos pues concluir que el acero correspondiente a la Muestra 1 es más dúctil que el de la Muestra 2 , tanto inicialmente como a lo largo de todo el proceso de laminación.

Con objeto de analizar el comportamiento de $DUCT$ respecto a las características de tensión (f_y, f_s) y deformación uniforme (A_{gt}) se representan en la figura 3.71 , simultáneamente , las cuatro variables en función del porcentaje de reducción de área para la Muestra 1. En el eje de abscisas se representa la reducción de área , oscilando en el intervalo experimentado $0 \leq \%A_r \leq 50$. El resto de parámetros , debido a que el rango de valores es diferente , se han representado en el eje de ordenadas. En particular a la izquierda figura la escala de tensiones y a la derecha la de deformaciones.

En dicha gráfica podemos apreciar cómo a medida que aumenta la laminación en frío, se incrementa el límite elástico y la carga de rotura así como disminuye la ductilidad y la deformación uniforme.

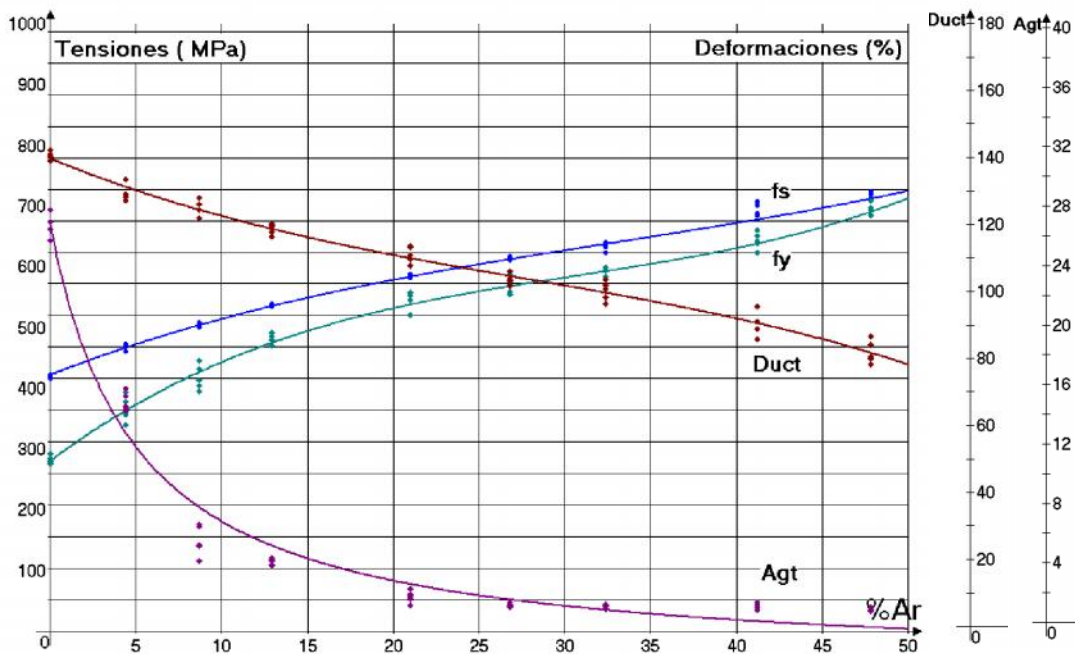


Fig.3.71.-Muestra 1.Relación entre límite elástico, tensión de rotura, deformación uniforme y ductilidad, en función del porcentaje de reducción de área (% Ar)

La utilidad de este tipo de gráficas es doble. Por un lado permite conocer, en función de las características iniciales de la materia prima, las características que se obtendrían para un porcentaje de reducción dado. A su vez posibilita predecir cuáles deben de ser las características del alambroón de partida para alcanzar un determinado producto final. Lógicamente para cada tipo de acero le corresponderá una gráfica distinta.

El hecho de que el endurecimiento del material debido a la laminación en frío dependa esencialmente de la deformabilidad del metal, hace que la

aplicación del parámetro de ductilidad propuesto , y el conocimiento de su relación con el resto de características mecánicas , pueda ser de gran utilidad para la industria metalúrgica.

3.2.4.4.4.-Comentarios finales.

Resulta de interés aplicar el parámetro de reducción de área ($\%A_r$) a la estricción con objeto de establecer la relación analítica entre dicho parámetro y $DUCT$. Considerando D_0 y D_f con diámetros antes y después del ensayo de tracción , y considerando la ecuación (3.2.4.1) tenemos que :

$$\left. \begin{aligned} A_r &= 1 - \left(\frac{D_0}{D_f} \right)^2 \Rightarrow \frac{1}{1 - A_r} = \left(\frac{D_0}{D_f} \right)^2 \\ DUCT &= 2 \cdot \ln \left(\frac{D_0}{D_f} \right) = \ln \left(\frac{D_0}{D_f} \right)^2 \end{aligned} \right\} \Rightarrow DUCT = \ln \left(\frac{1}{1 - A_r} \right)$$

Representando gráficamente dicha ecuación , obtenemos :

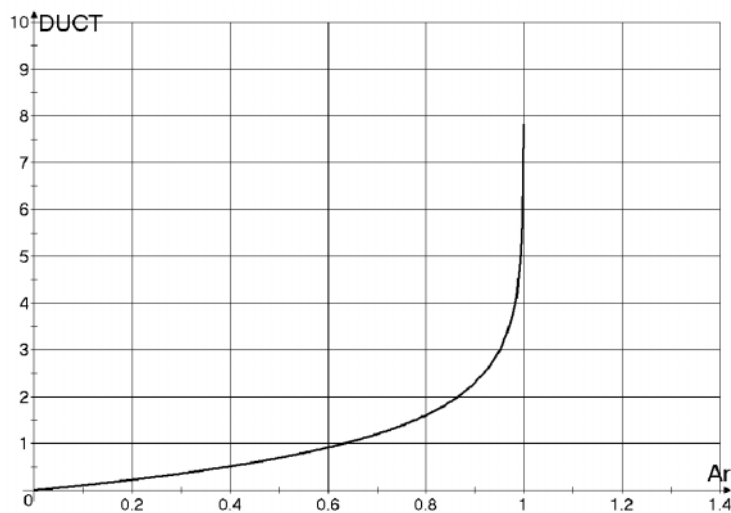


Fig.-3.72. Relación analítica entre $DUCT$ y A_r (ambos en tanto por uno)

Donde podemos observar que cuando la reducción de área tiende a la unidad (o al 100 % , no siendo posibles reducciones mayores) el diámetro final tiende a cero , es decir que el acero se ha deformado plásticamente en un hilo de sección prácticamente nula , ya que ha perdido el 100 % de su sección.

Este estado se correspondería con un material de ductilidad infinita , como se recoge en la asíntota vertical de la gráfica anterior.

Aspecto anecdótico , pero no menos importante , de la investigación experimental realizada es el análisis del comportamiento de los diámetros inicial y final durante la laminación y que aclara el comportamiento de *DUCT* durante la misma. Si analizamos la expresión $DUCT = 2 \cdot \ln D_0 / D_f$, es claro que su variación depende únicamente de dos parámetros geométricos , el diámetro inicial (D_0) y el diámetro en la estricción tras la rotura de la muestra (D_f).

Resulta de interés observar el distinto comportamiento de una y otra variable a medida que progresa la laminación. Para ello se representa en las figuras.3.73 y 3.74 la evolución de ambos diámetros en función del porcentaje de reducción de área de las Muestras 1 y 2 , respectivamente.

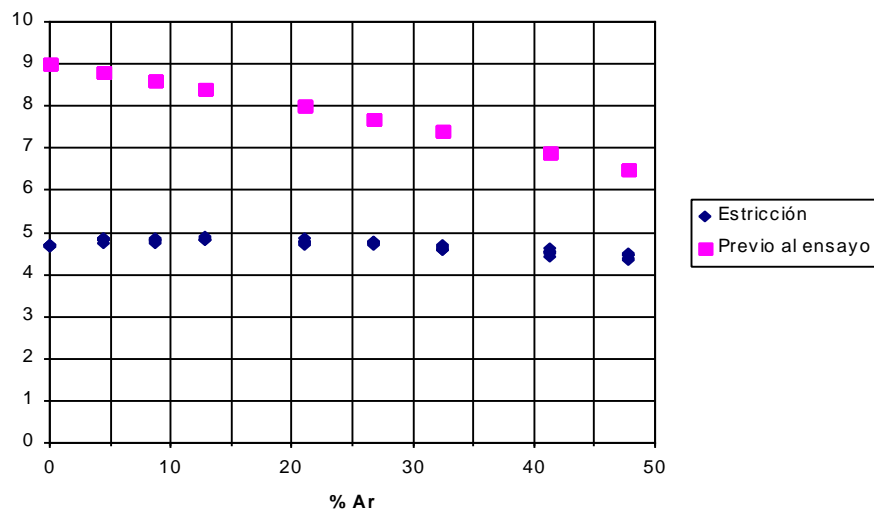


Fig.3.73.-Muestra 1. Evolución durante el laminado del diámetro previo al ensayo en tras la estricción

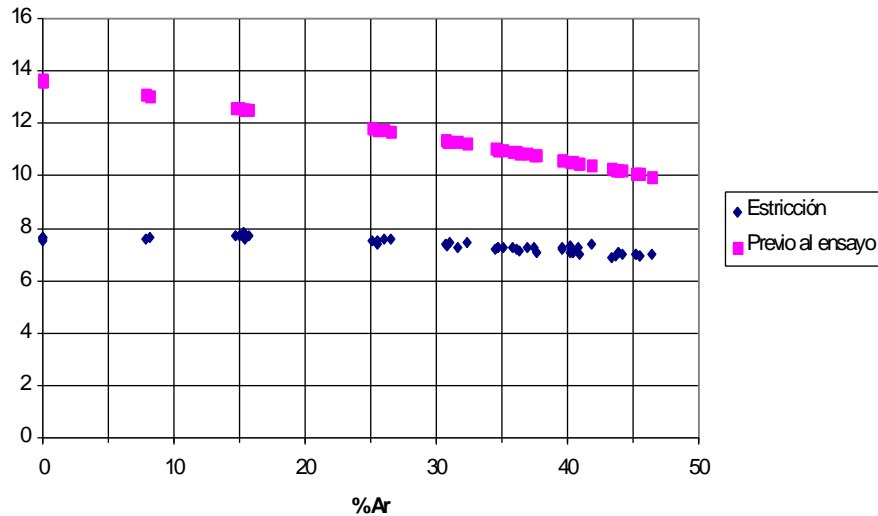


Fig.3.74.-Muestra 2. Evolución durante el laminado del diámetro previo al ensayo en tras la estricción

Se observa como el diámetro en la estricción de ambas muestras apenas sufre variación, permaneciendo prácticamente constante independientemente del estado de la laminación en que se encuentre. Este efecto se ha comprobado en los dos proveedores ensayados con un total de 90 muestras. Podemos interpretar dicho efecto considerando que al producirse la máxima deformación plástica en el cuello de la estricción, el diámetro en dicha sección es el mínimo posible, independientemente del proceso de laminación al que se le someta.

Lógicamente la ductilidad del metal se va reduciendo, ya que así lo hace el diámetro inicial. Para evaluar la deformabilidad de un acero necesitamos, pues, no sólo el diámetro final en la estricción, sino el diámetro inicial del que parte, y es precisamente dicha relación, en forma logarítmica, la que se evalúa mediante el parámetro de ductilidad propuesto *DUCT*.

En las imágenes adjuntas (Fig.3.75 a 3.78) se aprecia cómo, pese a la laminación sufrida y consecuentemente a las importantes variaciones en las

características mecánicas , el diámetro final en la estricción permanece prácticamente constante para cada una de las Muestras analizadas.



Fig 3.75.-Muestra 1.Estricción correspondiente a % Ar =0
 $D_0 = 8.950$ mm
 $D_f = 4.687$ mm
 $DUCT = 129$ %

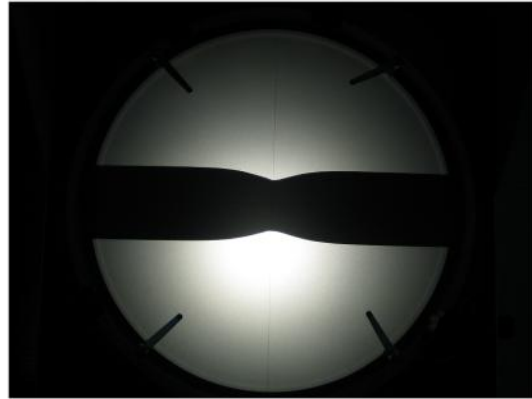


Fig 3.76.-Muestra 1.Estricción correspondiente a % Ar =48
 $D_0 = 6.572$ mm
 $D_f = 4.460$ mm
 $DUCT = 77$ %



Fig 3.77.-Muestra 1.Estricción correspondiente a % Ar =0
 $D_0 = 13.642$ mm
 $D_f = 7.568$ mm
 $DUCT = 118$ %

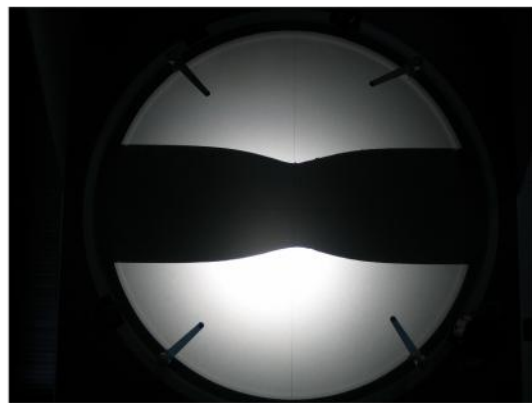


Fig 3.78.-Muestra 1.Estricción correspondiente a % Ar =50
 $D_0 = 10.302$ mm
 $D_f = 7.276$ mm
 $DUCT = 70$ %

La variación del diámetro inicial (D_0) origina que , pese a los valores similares del diámetro final en la estricción (D_f) , la formulación del nuevo

parámetro $DUCT = 2 * Ln D_0 / D_f$ genere valores distintos de ductilidad para los diferentes estados de laminación.

**PARTE IV . CONCLUSIONES Y TRABAJO
FUTURO.**

4.1.- CONCLUSIONES.

El trabajo de investigación desarrollado en esta tesis puede resumirse en los siguientes apartados :

- Estudiar la evolución de las armaduras pasivas hasta nuestros días así como los motivos que han generado el interés por la ductilidad.
- Definir la ductilidad en los aceros para armar hormigón y caracterizarla mediante un único parámetro.
- Comprobar su comportamiento experimental , comparándola con el resto de las características mecánicas empleadas actualmente.
- Señalar su utilidad práctica en la industria metalúrgica , aplicando el nuevo parámetro propuesto a un proceso real de laminación en frío de armaduras pasivas.

Dicho trabajo ha permitido obtener las siguientes conclusiones :

1.-Se define ductilidad como capacidad de deformación plástica hasta rotura que puede soportar un acero. Se propone como parámetro para cuantificarla el factor $DUCT = 2 \cdot \ln(D_0/D_f)$, siendo D_0 el diámetro inicial de una probeta circular y D_f el diámetro en el cuello de la estricción tras la rotura.

2.-La principal ventaja respecto a otros parámetros propuestos , incluido el empleado en la actualidad para medir las deformaciones en rotura (A_{5d}) , es

su sentido físico. Dicho parámetro representa la deformación plástica equivalente (ϵ_{eq}) en la sección del cuello en el momento de la rotura, la cual, definida por coherencia y paralelismo a la tensión de Von Mises, es una medida de la deformación plástica total.

2.-El parámetro propuesto puede obtenerse de forma sencilla mediante el ensayo de tracción, procedimiento internacionalmente aceptado para caracterizar mecánicamente un acero. Para la medida de los diámetros puede emplearse un calibre tipo Vernier, aunque se recomienda por su mayor precisión (± 0.005 mm) el uso del proyector de perfiles, equipo habitual en los laboratorios de ensayos mecánicos.

3.-Los ensayos realizados, junto con el estudio analítico y numérico de las tensiones y deformaciones que se desarrollan durante el ensayo de tracción, permiten establecer una ley constitutiva válida para el acero ensayado. Dicha curva de fluencia puede ajustarse mediante una expresión potencial del tipo $\epsilon_{eq} = K \cdot (\sigma_{eq})^n$, expresión válida en el intervalo $0 \leq \sigma_{eq} \leq DUCT$ acotando, por tanto, el nuevo parámetro el intervalo de validez de la ecuación. Dicha curva puede emplearse en modelos numéricos con plasticidad y grandes deformaciones.

4.-Se propone una mejora del factor de corrección de Bridgman, cociente entre tensión equivalente y tensión media axial en un ensayo de tracción, que tiene por expresión:

$$\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_z} = \frac{1}{\left[1 + \frac{2}{-0,1 \cdot \frac{z}{z} + 0,95 \cdot \frac{z}{z} - 0,1} \right] \cdot \left[\text{Ln} \left(1 + \frac{-0,1 \cdot \frac{z}{z} + 0,95 \cdot \frac{z}{z} - 0,1}{2} \right) \right]}$$

5.- De los ensayos realizados sobre probetas de alambroón y aceros laminados en frío , así como de su posterior análisis estadístico , se concluye que el nuevo parámetro tiene un comportamiento similar al del resto de las características mecánicas del acero , mejorando incluso la de los actuales parámetros de deformación (A_{gt}, A_{5d}).

6.-El disponer de un parámetro que cuantifique objetivamente la ductilidad en los aceros presenta múltiples aplicaciones en el campo de la metalúrgica , especialmente en los procesos de deformación volumétrica. Una de ellas , comprobada experimentalmente en esta Tesis , es la de conocer la variación de la capacidad de deformación plástica a lo largo de un proceso de laminado en frío y su relación con el resto de características mecánicas. Esto permitiría una mejor elección de las características de la materia prima , en función de las características finales deseadas , y un mayor control del proceso industrial.

Finalizamos este capítulo citando a **Alfredo Páez**¹ (1986) quien , tal vez intuyendo la relación entre la ductilidad y el diámetro en la rotura , comentaba sobre los aceros lisos que **“...estos aceros soldables presentaban una gran ductilidad , rompiéndose las probetas después de acusar un marcado cuello en la estricción ”**.

Probablemente la aportación de la presente Tesis ha consistido únicamente en cuantificar dicha relación y comprobarla experimentalmente.

¹ Páez , Alfredo. “Hormigón Armado ”.Pág. 94 .Ed. Reverté.1986

4.2.-RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO.

La investigación realizada entorno a la ductilidad en los aceros deja abiertos una serie de caminos que deberían servir para profundizar en el conocimiento de los aceros en general y de las armaduras pasivas en particular. Entre ellos podemos destacar los siguientes :

-Analizar la repercusión de la geometría de las corrugas y de los procesos de relajación , tanto térmicos como mecánicos , sobre el parámetro *DUCT*.

-Estudiar el comportamiento de *DUCT* en el resto de procesos de fabricación de armaduras pasivas , principalmente mallas electrosoldadas y viguetas en celosía. Establecer unos valores óptimos de dicho parámetro para cada procesos productivo.

-Analizar el efecto de la perturbación de las deformaciones en las regiones próximas a las mordazas , durante el ensayo de tracción.

-Estudiar la geometría de la rotura tipo copa y cono en las armaduras.

-Continuar los estudios de (Bridgman.1944) y (Kaplan.1973) en relación al análisis de la geometría de la estricción y a su progreso durante el estirado.

-Estudiar la influencia de aceros con distinto valor de ductilidad en el comportamiento del hormigón armado desde la fisuración hasta el colapso.

BIBLIOGRAFÍA

BIBLIOGRAFÍA

ACHE (2000) : “ Armaduras pasivas en la Instrucción EHE ”. Asociación Científico-técnica del Hormigón Estructural.

ACHE (2003) : “ Control estadístico de hormigón estructural ”. Asociación Científico-técnica del Hormigón Estructural.

ACI Committee 318 (2002) : “ Building Code Requirements for Reinforced Concrete – ACI-318 ”. American Concrete Institute.

AENOR : Normas UNE. Asociación Española de Normalización y Certificación.

- UNE 10002 : “ Materiales metálicos. Ensayo de Tracción ”. 2002
- UNE 36065 : “Barras corrugadas de acero soldable con características especiales de ductilidad para armadura de hormigón armado ”. 2000
- UNE 36068 : “Barras corrugadas de acero soldable para armaduras de hormigón armado ”.1994
- UNE 36092 : “Mallas electrosoldadas de acero para armaduras de hormigón armado ”.1996
- UNE 36099 : “Alambres corrugados de acero para armaduras de hormigón armado ”.1996
- UNE 36731 : “Alambres lisos para mallas electrosoldadas y para armaduras básicas para viguetas armadas ”.1996
- UNE-EN ISO 2566-1(2000): “Aceros- Conversión de alargamientos para aceros al carbono ”

AFNOR : Normas NF. Association Francaise de Normalisation.

-NF A-35015 : “ Armatures pour béton armé. Ronds lisses ”.1996

-NF A-35016 : “Armatures pour béton armé. Barres et fil machine á haute adherence”.1996

-NF A-35019 : “Armatures pour béton armé. Armatures constituées de fils soudables á empreintes ”.1996

-NF A-35024 : “ Aciers pour béton- Treillis soudés constitués de fils de diamètre inférieur á 5 mm ”. 1998

ARCER (2000) : “ Monografía sobre aceros con características especiales de ductilidad ”. Ed. Calidad Siderúrgica.

ARREDONDO , F. (1963) : “ Estudio de materiales. Materiales metálicos ”. Instituto Eduardo Torroja. Madrid.

ASKELAND , D (1985) : “ La Ciencia e Ingeniería de los Materiales”.Grupo Editorial Iberoamericana.

ASM (2000) : “ Mechanical , Testing and Evaluation ” . American Society for Metals.Vol 8.

ASTM (1998): “ASTM E8-82. Methods of tension testing of metallic materials”.American Society for Testing and Materials.

ATA (1991) : “ Informe de resultados de los ensayos de flexión realizados en losas armadas con mallas electrosoldadas ”. Asociación de Trefiladores del Acero.

ATIENZA , J.M. (2001) : “ Tensiones residuales en alambres de acero trefilados ” . Tesis Doctoral. UPM. Madrid

BAEL (2002) : “ Règles Techniques de Conception et de Calcul des Ouvrages et Constructions en Beton Armé suivant la Méthode des Etats Limites- BAEL” . AFNOR.

BCA (1991) : “ The ductility of reinforcement and its influence on the rotation capacity of concrete sections ”. British Cement Asociation.

BEEBY A. (1993) : “ Tests to investigate the influence of reinforcement parameters on rotation capacity”. CEB-Bulletin 218.

BEEBY A. (1994) : “ Ductility test for ASW-LTD ”. Research Report distributed in the CEB-FIP Task Group 2.2.

BEEBY A. (1996) : “ Relation between ductility and reinforcement properties ”.Report presented at CEB-TG 2.2. Venecia.

BRIDGMAN , P.W (1944) : “ The stress distribution at the neck of a tensile specimen ”.Trans. Amer. Soc. Metals , Vol 32 , pp 553-574

BRIDGMAN , P.W (1952) : “ Studies in large plastic flow and fracture ”.McGraw-Hill, New York.

BRITISH STANDARD INSTITUTE (1995) : “ British Standad BS-810 ”.

CABEZAS E. y CELENTANO D. (2003) : “ Experimental and numerical analysis of the tensile test using sheet specimens ”. Science Direct .

CALAVERA RUIZ , J (1977) : “ La influencia de la relación entre la tensión de rotura y el límite elástico de las armaduras sobre el comportamiento a flexión de las piezas de hormigón armado ”. Hormigón y acero nº 122.

CALAVERA RUIZ , J (1984) : “ Distribución de armaduras de momentos negativos en forjados de viguetas semirresistentes ”. Intemac.

CALAVERA RUIZ , J (1984) : “ Proyecto y cálculo de estructuras de hormigón armado para edificios ”. Intemac.

CALAVERA RUIZ , J (1997) : “Armaduras pasivas para hormigón estructural” . Calidad Siderúrgica. Madrid.

CALLISTER W.D (1995) : “ Ciencia e Ingeniería de materiales ”. Reverté. Barcelona.

CALVO RODES , R (1956) : “ El acero . Su elección y selección ”. INTA

CALVO RODES , R (1974) : “ Propiedades de los aceros de resistencia en relación con su composición y estructura ”.INTA

CEB-FIP (1978) : “ Código Modelo ”.Comité Euro-Internacional del Hormigón.

CEB-FIP (1990) : “ Código Modelo ”.Comité Euro-Internacional del Hormigón.

CEB (1993) : “ Ductility . Reinforcement ”. Progress report o f Task Group 2.2.

CEB (1998) : “ Ductility of Reinforced Concrete Structures ”. Bulletin n° 242.

CEN (2005) : “ EN-10.080. Steel for the reinforcement of concrete”. Comité Europeo de Normalización.

CHEN W. (1971) : “ Necking of a bar ”. International Journal of Solids and Structures. Tomo 7.

CHEN W.F (1988) : “ Plasticity for Structural Engineers”. Springer-Verlag.New York.

CHEN W.H (1971) : “ Necking of a bar ”. Int.J.Solids and Struct. , Vol 7,pp 685-717.

COMISION PERMANENTE DEL HORMIGÓN . Instrucciones EH-73 , 80 , 82 , 88 , 91 y EHE-98 para el Proyecto y la Ejecución de Obras de Hormigón en Masa o Armado.

COSENZA , GRECO , MANFREDI (1993) : “ An equivalent steel index in the assesment of the ductility performances of the reinforcement ”. CEB-218

COSENZA , GRECO , MANFREDI (1993) : “ The concept of equivalent steel ”. CEB-218

CREAZZA G y RUSSO , S (1993) : “ A new proposal for defining the ductility of concrete reinforcement steels by means of a singel parameter ”. CEB-218.

DAVIDENKOV y SPIRIDINOVA(1946) : “ Análisis of the state of stress in the neck of a tensión specimen” , Proc.Amer. Soc.for testing Mater.,Vol 46 , pp 1147-1158

DEUTSCHES INSTTT FUR NORMUNG (1988) : “ Structural use of Concrete-DIN 1045.”

DEUTSCHES INSTTT FUR NORMUNG (1984) : “ Reinforcing steel ; grades , properties , marking.DIN 488.”

DIETER , G.E (1976) : “ Mechanical Metallurgy ” , McGraw-Hill, New York.

DIRECCION GENERAL DE ARQUITECTURA (1940) : “ Instrucción para el proyecto de obras de hormigón armado ”.

DIRECCION GENERAL DE ARQUITECTURA (1940) : “ Normas para el cálculo y ejecución de estructuras metálicas , hormigón armado y forjados de ladrillo armado ”.

DOVE A.B (1983) : “ The past , present and future of the steel wire industry”. Wire Journal International.

DOWLING N.E (1988) : “ Mechanical Behaviour of Materials ” . McGraw-Hill.New York.

EIBL , J (1986) : Informe para la Comisión II del CEB. Universidad de Karlsruhe. Noviembre.

EISENBERG , M y CHEN , C (1983) : “An isotropic generalization of the Bridgman analysis of tensile necking”.Eng.Mater.Technology,Vol 105.

ELIGEHAUSEN , R y LANGER, P (1987) : “The Rotation Capacity of Plastic Hinges in Reinforced Concrete Beams and Slabs ”. Institute for Building Materials-University of Stuttgart.

EUROCODIGO 2 (1992) : “ Norma Europea Experimental ENV 1992 ”.

GARCIA-GARINO (1993) : “ Un modelo numérico para el análisis de sólidos elastoplásticos sometidos a grandes deformaciones”. Tesis Doctoral. E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Barcelona

GARCIA MESEGUER , A (2001) : “ Hormigón Armado ” .Fundación Escuela de la Edificación.

GIL SEVILLANO , J (1980) : “ Large strain work hardenind and textures”.Progress in Materials Science.

GOICOLEA , J. (1985) : “ Numerical modelling in large strain plasticity with application to tube collapse analysis ”. Tesis Doctoral. University of London.

GOICOLEA , GABALDON y GARCIA-CARINO (1996) : “ Interpretación de la estricción en el ensayo de tracción empleando modelos hipoeelásticos e hiperelásticos ”.Memorias del III Congreso de Métodos Numéricos en Ingeniería. SEMNI. Zaragoza.

GOICOLEA , GABALDON y GARCIA-CARINO (2004) : “ Simulación computacional del ensayo de tracción simple con estricción ”. Proyecto PICT 12-03268. Agencia nacional de Promoción científica y tecnológica. Madrid

GROMADA , M. y MISHURIS , G. (2004) : “ Critical análisis of the evaluation of plastic material properties obtained form standard round tensile specimens ”. University of Aveiro(Portugal)

GUISANDE G. Y VAAMONTE (2006) : “ Tratamiento de datos ”.Diaz de Santos.

HERVAS BURGOS , P (1985) : “ Mecánica de Medios Continuos y Elasticidad ”.ETSA , Sevilla.

HILL , R (1950) : “ The mathematical theory of plasticity ”.Clarendon Press.Oxford.

HOLLOMON , J.H (1945) : “ Tensile deformation ”. Trans. AIME.

INSTITUTO TECNICO DE LA CONSTRUCCION Y DEL CEMENTO (1956) : “ Instrucción especial para estructuras de hormigón armado ”.

INSTITUTO EDUARDO TORROJA (1961) : “ Instrucción H.A. 61 especial para estructuras de hormigón armado ”.

JIMENEZ MONTOYA , P (1966) : “ Hormigón armado ”. Dossat , S.A. Madrid

KAPLAN, M.A. (1973) : “ The stress and deformation in mild steel during axisymmetric necking ” , J. Appl.Mech.,Vol 40 , pp 271-276.

LANFORD , G. (1977) : “Deformation of pearlite ”. Metallurgical Transactions.Vol 8.

LING (1996) : “ Uniaxial true stress-strain after necking ”. AMP Journal of Technology.

MACCHI , G (1976) : “ Ductility condition for simplified design without check of compatibility ”. CEB Bulletin , n° 105.

MARTINEZ GOMEZ , L (2002) : “ Acero ”. Fondo de Cultura Económica. México.

MINISTERIO DE OBRAS PUBLICAS (1968) : “ Instrucción para el proyecto y la ejecución de obras de hormigón armado ”.

MONTOYA , MESEGUER, MORÁN (1991) : “ Hormigón armado”. Gustavo Gili.

NADAI , A. (1950) : “Theory of flow and fracture of solids ”.McGraw-Hill. London.

NEEDLEMAN, A (1972) : “ A numerical study of necking in circular cylindrical bars ” , J. Mech. And Phys.Solids,Vol 29 (2) , pp 111-127.

NORRIS , MORAN , SCUDDER y QUIÑONES (1978) : “ A computer simulation of the tensión test ”. , J.Mech. and Phys.Solids , Vol. 26 , pp 1-19.

OÑATE , EUGENIO (1995) : “ Cálculo de Estructuras por el Método de Elementos Finitos ”. CIMNE.

ORTEGA , H (1993) : “ About ductility definition of Reinforcing steels and its numerical expresión”.CEB- TG VII/5.

ORTEGA , H. (1999) : “ Estudio experimental de la influencia del tipo de acero en la capacidad de redistribución en losas de hormigón armado ”. Tesis Doctoral. UPM. Madrid

ORTIZ BERROCAL , L (1985) : “ Elasticidad ”. UPM.

PAEZ , ALFREDO (1986) : “ Hormigón armado ”.Reverté. Barcelona

PAOLUCCI , SIVIERO y RASERA (1993) : “ Ductility of stainless steel rebars ”.CEB.

PARIS , F (1996) : “ Teoría de la Elasticidad ”.ETSII. Sevilla

PARIS , F y PICON , R (1983) : “ Introducción a la Plasticidad en Medios Continuos ”. ETSII. Sevilla

PEÑA B.A (1940) : “ Hormigón armado ” . Abril. Madrid

PERO-SANZ E. (2000) : “ Ciencia e ingeniería de materiales ”. Dossat

PERO-SANZ E. (2005) : “ Aceros ”. Dossat

PICON , R (1996) : “ Bases para el Cálculo Plástico ”. ETSII. Sevilla

PORTER D.A (1978) : “ Dynamic studies of the tensile deformation and fracture of pearlite ”. Acta Metall, vol 26

REY G. y RAMIL D. (2005) : “ Estadística descriptiva ”. Netbiblo.

RUI-WAMBA , J (1998) : “ Aforismos estructurales que pueden ser de utilidad para comprender determinados comportamiento de los seres humanos ”.Discurso a la Academia de Ingenieros.

RUBWURM (1993) : “ Steel properties and plastic behaviour of reinforced concrete constructions ”. CEB-218

SEFFERIAN , D (1965) : “ Métallurgie de la Soudure ”.Ed. Dumond.

SIMÓ , J (1988) : “ A framework for finite strains elastoplasticity based on maximum plastic dissipation and the multiplicative decomposition”. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering,

SISCO (1937) : “ Alloys of iron and carbon ” . McGraw-Hill. New York.

SIVIERO , E y RUSSO , S (1993) : “Ductility requirements for reinforced steels ”.CEB

SMITH W.F (1992) : “ Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales ”. Mc-Graw-Hill

TETRACERO (1969 , 1974): “ Prontuario de hormigón armado ”.Tetracero. Madrid.

TETRACERO (1972) : “ Evolución de la técnica del hormigón armado en los últimos 25 años ”.Tetracero. Madrid.

TIMOSHENKO , S y GOODIER , J (1975) : “ Teoría de la Elasticidad ”. Ed. Urmo.

TORROJA , E (1961) : “ Razón y ser de los tipos estructurales ”. Instituto Eduardo Torroja.

TORROJA , E. (1963) : “ Sobre el comportamiento anelástico del hormigón armado en piezas prismáticas ”. Instituto Eduardo Torroja .

UNED (2005) : “ Teoría y aplicación práctica del Método de Elementos Finitos y simulación ”. UNED.

VINAGRE A.F. (2002) : “ Materiales y tecnología en las primeras civilizaciones ”.Filarias.

WILKINS (1968) : “ Tirad progress report of light armor program”. University of California.

YUNG LING (1996) : “ Uniaxial Stress- Strain after necking ” . AMP Journal of technology.Vol 5.

ZINUTTI , A (1994) : “ Stiratura mediante trazinone e stiratura a flessione ”. Tecnologie del Filo.Nº2.

ZINUTTI , A y SARO , G (1996) : “ Cold rolling of small diameter steel wires ”. Wire Journal International. Noviembre.