



UNIVERSITAT POLITÈCNICA
DE CATALUNYA

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA
DEPARTAMENT DE CIÈNCIA DELS MATERIALS I ENGINYERIA METAL·LÚRGICA

**COMPORTAMIENTO ELASTOPLÁSTICO DE COMPACTOS
PULVIMETALÚRGICOS**

MEMORIA

**que para optar al Grado de Doctor Ingeniero Industrial
presenta**

MARÍA DOLORES RIERA COLOM

Barcelona, 1999

Als meus pares

AGRADECIMIENTOS

Mi más sincero agradecimiento a todos y cada uno de los miembros de las Delegaciones de Barcelona y Manresa del Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Con ellos he pasado los muchos años que he dedicado a realizar esta Tesis y de todos he recibido apoyo y comprensión.

Al señor Antonio Romero, de *Sintermetal, S.A.*, por haber sugerido esta línea de investigación y suministrado el polvo metálico utilizado en este trabajo, mi reconocimiento.

Quisiera encontrar la manera más adecuada de expresar la admiración y el agradecimiento que siento hacia el director y tutor de esta Tesis, el profesor Prado, mi maestro y marido, pero el pudor y la discreción me contienen. Todos los que estamos cerca de él conocemos su enorme capacidad, su total entrega y su buen hacer. Pero, probablemente, en ningún otro caso ha sido tan cierta la frase: *sin él, este trabajo no hubiera sido posible.*

RESUMEN

El proceso de conformado pulvimetalúrgico une, a su innegable interés tecnológico, interesantes ahorros de material y de energía que han promovido su aceptación por parte de muy diversos sectores industriales.

Sin embargo, como toda técnica de conformado, la pulvimetalurgia tiene sus limitaciones. Unas, dependientes del propio proceso e inevitables; otras, debidas a que, a diferencia de lo que ocurre en muchos de los materiales *convencionales*, los pulvimetalúrgicos son, todavía, poco conocidos.

En este trabajo, se estudia el comportamiento mecánico de compactos obtenidos con tres tipos de polvos base hierro.

A partir de ensayos de compresión uniaxial, con ciclos de carga y descarga, se analizan los mecanismos de deformación y densificación.

Durante la compresión de un compacto metálico, se desarrollan tres regiones de comportamiento gobernadas por mecanismos distintos. Al inicio del ensayo, para cargas bajas, fenómenos de fricción interna, que se describen cualitativamente en este trabajo, causan una intensa deformación permanente en el agregado. Tras este transitorio inicial, la tensión crece rápidamente con la deformación que, ahora, es, básicamente, elástica, tal como se demuestra experimentalmente. Para cierto valor de la tensión, que depende de la densidad inicial del compacto, éste comienza a dilatarse. Este fenómeno, a diferencia de lo que se ha venido considerando, no es un mecanismo de fallo; el agregado soporta tensiones todavía mayores que la que provoca el inicio de su dilatación, así como una considerable cantidad de deformación, plástica, antes del fallo propiamente dicho. La evolución, durante el ensayo, de la relación de Poisson elastoplástica, ayuda a comprender el comportamiento de estos materiales.

La relación entre la tensión y las deformaciones axial y radial puede representarse matemáticamente mediante leyes sigmoidales, a partir de las cuales se determina la componente volumétrica de la deformación.

Los resultados experimentales indican que el comportamiento elástico de los compactos es no lineal. En este trabajo, se relaciona la tensión aplicada y todas las componentes de la deformación elástica, mediante una ley potencial y se propone un modelo basado en el contacto entre dos partículas, a partir del cual puede aislarse el efecto de la fricción interna.

Se estudia la relación de Poisson elástica tangencial, un parámetro clásico del comportamiento mecánico de materiales. En los agregados metálicos, varía con la tensión aplicada, hasta un valor estable, muy inferior al del material en estado totalmente denso. Además, y a diferencia de lo que podría esperarse, este parámetro disminuye al aumentar la densidad inicial del compacto.

La fricción interna, inherente al proceso de fabricación del compacto y a su propia naturaleza, se muestra especialmente influyente en el comportamiento elástico. Con mayor o menor intensidad, está siempre presente en él, dando lugar a una fuerte histéresis que, en el presente trabajo, sólo se plantea.

Los compactos metálicos de partículas dúctiles son *materiales granulares*, con un carácter propio que mantienen, incluso, para las densidades más altas; por lo tanto, no pueden compararse con un material convencional poroso, ni con un compacto sinterizado.

ÍNDICE

1. INTRODUCCIÓN	1
2. LA COMPACTACIÓN	4
2.1. INTRODUCCIÓN	4
2.2. LA COMPACTACIÓN EN FRÍO DE LAS PARTÍCULAS METÁLICAS	4
2.3. MECANISMOS DE DENSIFICACIÓN	6
2.4. MODELOS RELATIVOS A LA ESTRUCTURA DE POROS	7
2.5. MODELOS RELATIVOS A LA ESTRUCTURA DE LAS PARTÍCULAS	8
2.6. TEORÍAS DE LA PLASTICIDAD APLICADAS A LA CONSOLIDACIÓN DE POLVOS METÁLICOS	13
2.7. MODELOS PARA MATERIALES GRANULARES	17
3. MATERIALES Y ENSAYOS EXPERIMENTALES	26
3.1. INTRODUCCIÓN	26
3.2. MATERIALES	27
3.3. PREPARACIÓN DE MUESTRAS MEDIANTE COMPRESIÓN EN MOLDE	34
3.4. MEDIDA DE LA DENSIDAD MEDIA DE LOS COMPACTOS METÁLICOS	35
3.5. ENSAYOS DE COMPRESIÓN UNIAXIAL	37
3.5.1. Equipos y utillajes para la compresión	38
3.5.2. Ensayos de compresión simple	38
3.5.3. Compresión en ciclos de carga y descarga	39
4. COMPORTAMIENTO ELASTOPLÁSTICO DE LOS COMPACTOS METÁLICOS	40
4.1. EVOLUCIÓN DE LAS COMPONENTES DE LA DEFORMACIÓN	40
4.2. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN	44
4.3. ECUACIONES QUE RELACIONAN TENSIÓN Y DEFORMACIÓN EN COMPRESIÓN UNIAXIAL	51
4.4. FRICCIÓN INTERNA	70
4.5. RELACIÓN DE POISSON ELASTOPLÁSTICA	76
4.6. RESUMEN	84
5. COMPORTAMIENTO ELÁSTICO DE LOS COMPACTOS PULVIMETALÚRGICOS	86
5.1. INTRODUCCIÓN	86
5.2. RESULTADOS EXPERIMENTALES	87
5.3. MODELO DE COMPORTAMIENTO ELÁSTICO	90
5.4. RELACIÓN DE POISSON ELÁSTICA	115
5.5. DESCARGAS ELÁSTICAS	121
6. CONCLUSIONES	122
7. ASPECTOS ABIERTOS A LA INVESTIGACIÓN	125

8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

126

APÉNDICE DE GRÁFICOS

132

1. INTRODUCCIÓN

1. INTRODUCCIÓN

La pulvimetalurgia ha sido utilizada en las últimas décadas para fabricar una amplia gama de componentes. Aunque muy antigua, el desarrollo de esta técnica es bastante reciente. Su éxito deriva de su habilidad para producir, en grandes series, piezas estructurales complejas con interesantes ahorros de mano de obra, de material e, incluso, de energía. En los últimos años se ha alcanzado una nueva dimensión ante la posibilidad de conseguir la “densidad total” y un mejor control de la pureza del material y de su microestructura. Esto ha permitido la fabricación de materiales de altas prestaciones, mejorando la vida en servicio de los componentes y su más eficiente utilización.

El proceso de fabricación básico comprende la producción del polvo metálico y su consolidación en dos etapas: la compresión, en un molde, de las partículas y su posterior sinterización para conferirle una estructura metalúrgica coherente y la resistencia mecánica adecuada a su aplicación.

La pulvimetalurgia moderna debe, en gran parte, su existencia a la industria del automóvil que comenzó utilizando cojinetes autolubricantes y, gradualmente, ha ido incorporando componentes estructurales. Los cojinetes porosos sólo pueden fabricarse mediante técnicas pulvimetalúrgicas; las piezas estructurales, en cambio, han ido ganando en aceptación debido a que ofrecen un buen rendimiento económico frente a otras técnicas de conformado. Ejemplos de aplicaciones comerciales en la actualidad incluyen las superaleaciones aeroespaciales, aceros de baja aleación, aleaciones endurecidas por dispersión de partículas y aceros de herramientas. Estos desarrollos recientes han añadido una considerable diversificación a la técnica convencional de prensado y sinterización; la pulvimetalurgia está ahora abierta a nuevos mercados más allá de los tradicionales de las industrias del automóvil, del laboreo y jardinería y del equipo de oficina.

La aceptación general de la pulvimetalurgia por parte de muy diversos sectores industriales llega, además, en el momento en que la sociedad se preocupa por la ecología y la protección del medio ambiente. El proceso pulvimetalúrgico no genera humos ni contaminantes químicos. La mayor parte de los países son conscientes de la necesidad de conservar, reciclar, los materiales, en especial los metales, ya que son recursos agotables cada vez más caros y de difícil recuperación. Los polvos metálicos suelen fabricarse a partir de chatarras y el proceso genera pérdidas de material mínimas; además, las piezas producidas por esta técnica requieren muy pocas, o ninguna, operaciones de mecanizado (“*net shape*” y “*near-net shape*”), y, por lo tanto, con mermas muy limitadas.

Otro aspecto de interés es el de la conservación de los recursos energéticos. La pulvimetalurgia es uno de los métodos de conformado metálico más eficientes, desde el punto de vista energético; la razón de ello es el fenómeno de cohesión en estado sólido que caracteriza la sinterización, parte fundamental de este proceso y en el que el metal utilizado para fabricar la pieza no llega a fundir.

Sin embargo, como toda técnica de conformado, tiene sus limitaciones; unas, de carácter general, que afectan, fundamentalmente, al diseño de la pieza; los requerimientos geométricos y de tenacidad restringen, sin duda, las posibilidades de esta tecnología. Otras limitaciones, también bien conocidas, están asociadas, en su mayor parte, a la etapa de compactación: el rozamiento de las partículas con el molde y los punzones induce una distribución de densidades no uniforme en el compacto. La heterogeneidad del estado tensional desarrollado causa, con frecuencia, la aparición de grietas en la preforma, sobre todo en la etapa de eyección, y la rotura, por fatiga, del molde.

Todos estos problemas se han resuelto, tradicionalmente, mediante métodos de tipo *trial and error*, que exigen un gran consumo de recursos.

Sin embargo, el desarrollo de nuevas y más eficientes herramientas de cálculo reduce el coste de los procesos de diseño y fabricación y, sobre todo, contribuye a mejorar la calidad del producto: la *simulación numérica* tiene como objetivo básico determinar los medios óptimos para producir piezas sanas. Los criterios de optimización pueden variar, en función de los requerimientos del producto, pero, para establecer el criterio más adecuado se requiere una completa comprensión del proceso de fabricación.

En conformado, el diseño y el control exigen la determinación de la mecánica de la deformación desarrollada durante el proceso. Sin el conocimiento de la influencia de variables tales como la geometría de la pieza, las condiciones de fricción, y las propiedades del material, no es posible diseñar correctamente los equipos, las condiciones de deformación ni, tampoco, predecir y prevenir la aparición de defectos.

Así, la simulación mediante ordenador de un proceso ha llegado a ser del mayor interés en la tecnología más actual del conformado. Y, sea cual sea el método numérico empleado para simular, buena parte del éxito depende de una rigurosa *modelización del comportamiento del material*.

A diferencia de la situación de algunos de los materiales llamados *convencionales*, el comportamiento mecánico de los pulvimetalúrgicos es, todavía, poco conocido. Hasta hace poco tiempo se creía que la sinterización era la responsable de todas las propiedades de la pieza acabada. En la actualidad, parte del interés se ha dirigido hacia la compactación y los polvos metálicos se tratan como materiales *granulares*.

No obstante, no hay, todavía, un cuerpo teórico bien establecido para explicar el comportamiento mecánico de las partículas durante su compresión; no hay un acuerdo general sobre el modelo plástico y, mucho menos, acerca de la elasticidad, tanto del material durante el proceso como de la preforma porosa obtenida. Tras esta introducción, en el capítulo segundo de esta tesis, se presentan los tipos básicos de modelos de comportamiento plástico que han sido aplicados más frecuentemente por los investigadores. La elasticidad, fundamental en cualquier proceso de deformación en molde, es la gran desconocida. No hay un modelo elástico propio y, en general, se ha supuesto una elasticidad lineal, dependiente de la densidad.

El objetivo básico del presente trabajo ha sido analizar el comportamiento a deformación de los compactos pulvimetalúrgicos; estudiar las deformaciones elástica y plástica, con el fin de profundizar en su comportamiento mecánico.

Éste es, básicamente, un trabajo experimental. Los ensayos, muy sencillos de realizar y, a menudo, más complejos en su análisis, se detallan en el capítulo tercero. Se trata de ensayos de compresión simple aplicados a compactos con diferentes niveles de densidad inicial, a partir de los cuales se proponen los mecanismos que, en cada etapa del ensayo, rigen el comportamiento mecánico del agregado.

En el capítulo cuarto, se exponen los resultados de la deformación elastoplástica y se proponen unas expresiones matemáticas para su representación; se plantean, de forma muy sencilla, mecanismos que podrían ser responsables de fenómenos de *fricción interna*, aparentemente ligada al comportamiento de los materiales granulares.

La elasticidad de los compactos metálicos se analiza, en particular, en el capítulo quinto. El comportamiento elástico no es lineal. En este trabajo, se propone una ley potencial y se determinan los factores que inciden en el valor de sus parámetros. Se plantea un modelo de partículas, a partir del cual puede aislarse el efecto de la *fricción interna*, antes mencionada.

No se ha pretendido definir un nuevo modelo de plasticidad para la compactación de polvos metálicos. No obstante, los resultados obtenidos en este trabajo, parecen muy útiles para apuntar algunos aspectos relevantes de un modelo elastoplástico adecuado. En el último capítulo, se presentan estas valoraciones y se proponen vías a seguir y nuevos ensayos experimentales a realizar.

2. LA COMPACTACIÓN

2. LA COMPACTACIÓN

2.1. INTRODUCCIÓN

La necesidad de modelizar y, más recientemente, de simular la compactación en frío de polvos metálicos ha llevado a numerosos investigadores a representar de muy diversas maneras este proceso industrial.

En este capítulo no se pretende presentar una revisión exhaustiva de los trabajos publicados; aunque la mayoría de ellos aporta datos de interés, sólo algunos han marcado una pauta a seguir y, en todo caso, a mejorar.

La consolidación de un polvo metálico se inicia con el llenado del molde en el que se fabricará la preforma porosa. Esta fase, todavía en estudio, está caracterizada por la distribución de densidades en la masa de polvo y depende no sólo de las propiedades de las partículas sino, también, del método de llenado utilizado.

La densidad de este empaquetamiento de partículas ha sido objeto de numerosos trabajos. Evans y Millman [1] hacen una revisión exhaustiva de los más interesantes. En la actualidad, es de aceptación general el hecho de que al introducir en un contenedor partículas esféricas de tamaño uniforme, la densidad del arreglo es inferior a la de las estructuras cristalinas compactas, con las que, en un principio, se había comparado. Esta densidad puede incrementarse por vibración o bien añadiendo el polvo en pequeñas cantidades y con sacudidas intermedias. No obstante, e incluso observando cuidadosamente estas precauciones, el mayor factor de empaquetamiento conseguido está en torno al 63% y el número de coordinación medio muy por debajo de 12, el máximo teórico.

La realidad es, todavía, más compleja: muchos de los polvos metálicos utilizados industrialmente son de morfología irregular; además, el tamaño de las partículas no es uniforme. Así, pues, la densidad del material en el estado empaquetado debe determinarse mediante métodos empíricos y se define a través de las densidades *aparente* y *tras agitación*. Ambos parámetros corresponden a valores medios de la densidad y, por lo tanto, no reflejan la situación real que constituye la fase inicial del proceso pulvimetalúrgico; de hecho, hasta este momento, ninguno de los modelos publicados sobre el comportamiento de los materiales pulvimetalúrgicos en su procesado, puede aplicarse al vertido del polvo en el molde, ni refleja la heterogeneidad de la distribución de densidades que, por rozamiento y por el propio método de vertido, cabe esperar.

2.2. LA COMPACTACIÓN EN FRÍO DE LAS PARTÍCULAS METÁLICAS

Tras el llenado del molde, el polvo es comprimido hasta obtener un agregado metálico con la densidad deseada. La transmisión de la tensión durante este proceso no se conoce, todavía, con exactitud, a pesar de que se han publicado trabajos muy interesantes al respecto (Pléney y Meyer [2], Rajab [3], Bouvard [4], Ernst [5], Pavier [6], ...). La relación entre la presión aplicada y la densidad del compacto fabricado, en cambio, es una información muy sencilla de obtener experimentalmente y, a la vez, muy útil. Refleja, en trazos muy simples, la evolución de la compresibilidad del material a medida que aumenta su densidad, tal como se ve esquemáticamente en la figura 2.1.

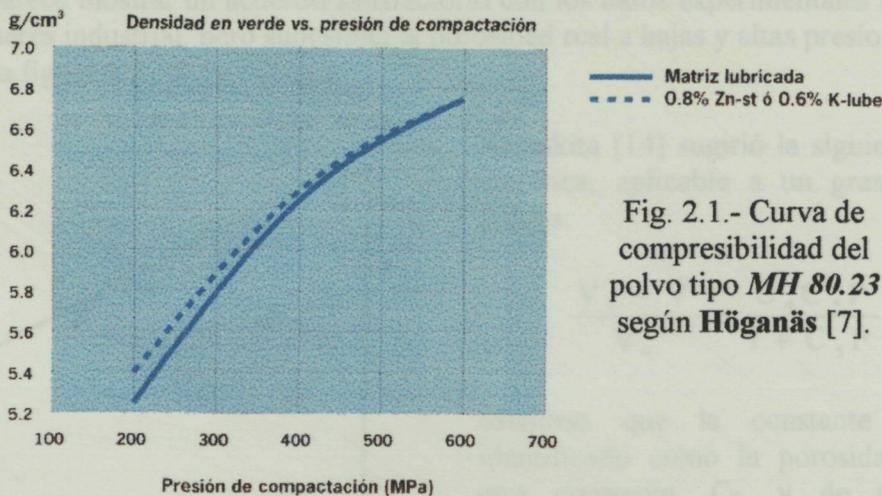


Fig. 2.1.- Curva de compresibilidad del polvo tipo *MH 80.23* según Höganäs [7].

La búsqueda de métodos matemáticos para representar y controlar la compactación ha sido, y todavía es, muy intensa.

Los primeros trabajos publicados al respecto consistían en meras ecuaciones matemáticas que se ajustaban a la curva de compresibilidad, aunque, a menudo, sin tener en cuenta el significado físico. Referencias obligadas son las investigaciones que, independientemente, desarrollaron Walker [8] y Balshin [9]; ambos propusieron la siguiente expresión para relacionar la presión aplicada, P , y el volumen relativo de polvo, V (relación entre los volúmenes del compacto poroso y el del metal sólido de la misma masa):

$$\ln P = -C_1 V + C_2 \quad (2.1)$$

en la que C_1 y C_2 son dos constantes. La ecuación (2.1), no obstante, no es válida para presión igual a cero, ya que, entonces, el volumen relativo de polvo tiende a infinito; tampoco puede aplicarse para presiones muy altas; en este caso, predice un volumen relativo de polvo menor que uno. De hecho, los mismos experimentos de Balshin muestran que la relación lineal entre el logaritmo neperiano de la presión y el volumen es sólo válida para determinado tipo de polvos e, incluso en estos casos, el rango de presiones en el que se cumple es muy limitado. González y Herrera [10] en un trabajo de revisión, exponen las críticas que de la expresión (2.1) se publicaron en su momento.

Otra bien conocida relación empírica fue desarrollada independientemente por Athy [11], Konopicky [12] y Shapiro y Kolthoff [13]:

$$\frac{V-1}{V} = \frac{V_0-1}{V_0} \exp(-C_3 P) \quad (2.2)$$

en la que V_0 es el valor inicial del volumen relativo del polvo; C_3 es una constante.

Esta expresión corrige la ecuación (2.1) para incluir los casos en que $P=0$ y $P \rightarrow \infty$, y refleja la idea de que, en cualquier momento, la compresibilidad es proporcional a la porosidad residual:

$$-\frac{d}{dp} \left(\frac{V-1}{V} \right) = C_3 \left(\frac{V-1}{V} \right) \quad (2.3)$$

Esta fórmula parece mostrar un acuerdo satisfactorio con los datos experimentales a lo largo del intervalo de interés industrial, pero subestima la porosidad real a bajas y altas presiones, tal como se observa en la figura 2.2.

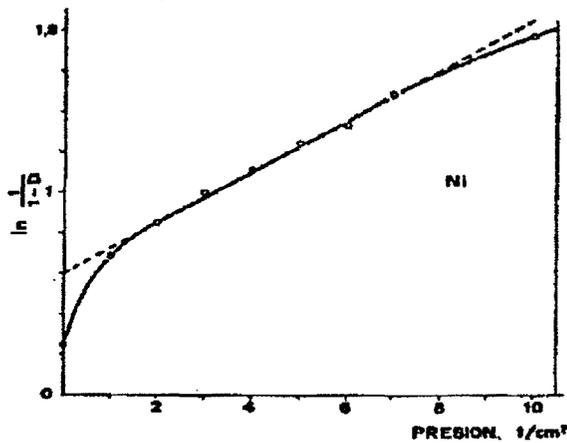


Fig. 2.2.- Comparación entre la curva de compresibilidad de un polvo de níquel y la ec. (2.2), según González y Herrera [10].

Kawakita [14] sugirió la siguiente ecuación empírica, aplicable a un gran número de polvos:

$$\frac{V_0 - V}{V_0} = \frac{C_4 C_5 P}{1 + C_5 P} \quad (2.4)$$

Mientras que la constante C_4 se ha identificado como la porosidad inicial, la otra constante, C_5 , y de acuerdo con Brackpool [15], puede relacionarse empíricamente con el endurecimiento por deformación del material pulverulento.

“Aunque estas correlaciones sugieren un significado físico para las constantes de la fórmula de Kawakita, ésta no ha sido

elucidada en términos de un modelo y el ajuste satisfactorio requiere que ambas constantes sean tratadas como parámetros ajustables” [16].

Aunque a posteriori se han publicado nuevas expresiones, (Herrera [17], Cyterman [18], Cyterman y Geva [19], ...), la propuesta por Kawakita [14] ha llegado a ser la de aplicación más general, tanto desde el punto de vista del tipo de polvo, como del rango de presiones aplicado.

2.3. MECANISMOS DE DENSIFICACIÓN

A escala macroscópica, los polvos metálicos son materiales compresibles, friccionales y que, además, pueden endurecerse por deformación. En 1946, Seeling y Wulff [20] describieron cualitativamente la compactación en frío de polvo suelto mediante tres etapas. En la primera de ellas, para bajas presiones, la reducción de la porosidad se debe a un mecanismo de rearrreglo, sin deformación, de las partículas. James [21] presentó evidencias experimentales de este fenómeno. Kakar y Chaklader [22] demostraron, para grupos de esferas de vidrio, que esta fase podía dar lugar a considerables reducciones de la porosidad sin fragmentación de las partículas.

Para cierto valor de la presión aplicada, el empaquetamiento se estabiliza y su posterior densificación sólo es posible por deformaciones elástica y plástica de las partículas a través de sus áreas de contacto. En la tercera etapa, la deformación plástica se extiende a toda la partícula. El material presenta cada vez mayor resistencia a fluir plásticamente, debido al endurecimiento por deformación de las partículas y a un endurecimiento geométrico por el aumento progresivo de sus áreas de contacto. Para densidades del compacto muy próximas a la total, o sea, a la del material totalmente denso, su compresibilidad disminuye drásticamente, no sólo por estos fenómenos de endurecimiento, sino, también, por el efecto del aire y del lubricante atrapados en los poros. La curva de compresibilidad muestra claramente que la compactación en frío no lleva a la densidad total; las curvas de compresión de todos los polvos metálicos tienden asintóticamente a esta densidad teórica, tal como se muestra en la figura 2.1.

Hewitt, Wallace y de Malherbe [23] demostraron la ocurrencia del endurecimiento por deformación mediante medidas del ensanchamiento de los picos de difracción de Rayos X en secciones de compactos; Helliwell y James [24] hicieron lo propio midiendo la microdureza de las partículas individuales en secciones de probetas compactadas con distintas presiones. Sundström y Fischmeister [25], por su parte, insisten en la trascendencia del endurecimiento geométrico en la resistencia a la densificación; estos investigadores consideran que este fenómeno tiene un efecto más intenso, incluso, que el endurecimiento por deformación de partícula.

Fischmeister, Artz y Olsson [26] reexaminan las etapas de deslizamiento y deformación plástica, mediante metalografía cuantitativa y observan que en las partículas esféricas de metales dúctiles, deslizamiento y deformación ocurren simultáneamente desde el inicio de la compresión; a lo largo del proceso, su predominio es variable y para compactos con densidad relativa (relación entre la densidad del compacto y la del material totalmente denso) superior a 0.8, el único mecanismo detectado es el de deformación de partículas. En polvos de morfología más compleja, en cambio, el deslizamiento continúa hasta densidades relativas más altas. *“A pesar de este solapamiento, el rearreglo como mecanismo que contribuye a la densificación inicial y el endurecimiento (metalúrgico y geométrico) como obstáculo a la densificación final, deben ser aceptados como partes esenciales de nuestra comprensión del proceso de compactación del polvo metálico”* [16].

Ningún trabajo posterior ha aportado novedades al respecto. De hecho, en la actualidad, nadie duda que los mecanismos descritos son los que rigen la compactación en molde del polvo metálico.

2.4. MODELOS RELATIVOS A LA ESTRUCTURA DE POROS

El primer modelo teórico, propiamente dicho, fue presentado por Torre [27] y se basa en la sustitución de la red de poros por un único poro esférico rodeado por una concha rígida perfectamente plástica; mediante el criterio de cedencia de Tresca, calculó el volumen del poro en función de la presión hidrostática aplicada. El resultado es formalmente el mismo que el de Konopicky [12] y Shapiro y Kolthoff [13]; además, predice un valor para C_3 , de forma que:

$$C_3 = \frac{3}{2\sigma_y} \quad (2.5)$$

en la que σ_y es la tensión de cedencia del material.

Heckel [28] formuló una variante del modelo de Torre y estableció que la constante C_3 era, en realidad, del tipo siguiente:

$$C_3 = \frac{1}{3\sigma_y} \quad (2.6)$$

Como puede verse, es inferior a la obtenida por Torre.

La validez del modelo de Torre ha sido discutida, además, por Bockstiegel [29, 30]. Este investigador derivó una presión umbral, $P_{\min}(r)$, por debajo de la cual no hay deformación plástica en una concha de diámetros interior y exterior, r_i y r_o , respectivamente:

$$P_{min} = \frac{2}{3} \sigma_y \frac{r_o^3 - r_i^3}{r_i^3} \quad (2.7)$$

Esta ecuación indica que un gran poro aislado comienza a *encogerse* para una tensión inferior a la que lo haría un poro menor contenido en el mismo volumen. En un arreglo regular de poros de diferentes tamaños, los poros adyacentes deben interactuar durante la deformación para mantener la continuidad del sistema. Se desarrollarán mayores concentraciones de tensiones en los poros con radios de curvatura más pequeños. Esto podría invalidar la conclusión de Bockstiegel de que los poros más grandes deberían fluir antes. Sin embargo, experimentos de este autor muestran que son estos poros los que desaparecen preferentemente de la distribución. En cambio, la forma de la distribución de tamaños de poro se mantiene sin alteración durante la compactación.

Hewitt, Wallace y de Malherbe [23] presentaron una modificación del modelo de Torre que incorpora el efecto del endurecimiento por deformación; ahora, el material sólido es rígido-plástico y su comportamiento puede representarse mediante las ecuaciones de Prandtl-Reuss. Este trabajo demostró que el modelo de Torre no podía reproducir el sucesivo endurecimiento del material en la tercera etapa de la compactación.

Otros investigadores han utilizado modelos que se basan en una forma, o disposición, determinada de la estructura de poros; entre ellos, Green [31], Gurson [32], ..., que aplican la teoría de la plasticidad para resolver un sistema representado por un poro único, rodeado por un sólido rígido-perfectamente plástico. Se volverá, más adelante, a comentar estos trabajos, ya que el tratamiento matemático y las superficies de cedencia que definen para sus modelos parecen despertar más interés que los propios modelos.

Sundström y Fischmeister [25] destacaron la dificultad de extender el modelo de poro único a un sistema multiporos y propusieron la compresión de un poro cóncavo, definido por cuatro partículas de sección transversal circular, y su resolución mediante un cálculo bidimensional por elementos finitos, que se presenta en la figura 2.3. Encuentran que el poro mantiene su simetría incluso bajo compresión uniaxial. El modelo presentado por estos investigadores encaja bien con el comportamiento del material durante la tercera fase del proceso, gracias a la incorporación del endurecimiento geométrico.

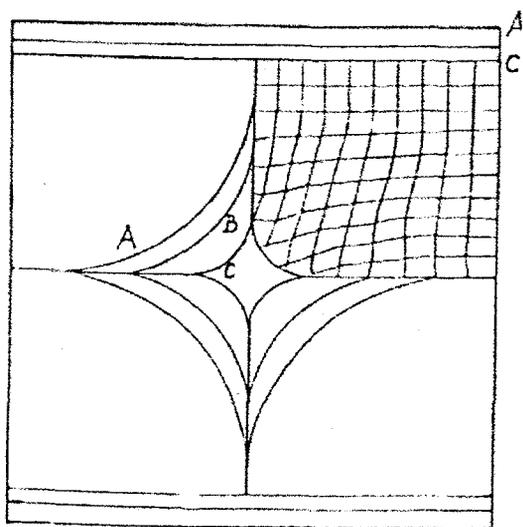


Fig. 2.3.- Forma de los poros para diferentes porosidades: A=13.7%; B= 7.3%; C=1.6%, según [16].

2.5. MODELOS RELATIVOS A LA ESTRUCTURA DE LAS PARTÍCULAS

En las últimas décadas, muchos investigadores han centrado su interés en la deformación de las partículas que están en contacto.

Tras los primeros trabajos, basados en modelos de dos esferas (Morrison y Richmond [33], Kakar y Chaklader [22], ...) los más interesantes suponen una disposición regular o al azar de esferas esféricas de igual tamaño, sometidas durante la compactación a un estado de tensiones isostático.

Según Fischmeister, Artz y Olsson [26], el movimiento relativo de las partículas está limitado a una etapa muy incipiente de la densificación; al principio de la segunda etapa de la compactación, una partícula cualquiera tiene un cierto número de vecinos inmediatos.

A medida que se incrementa la presión aplicada externamente, las fuerzas se transmiten a la masa de polvo, las partículas se deforman y los contactos, inicialmente puntuales, se transforman en áreas cada vez mayores. Al progresar la compresión, nuevas partículas se acercan lo suficiente para formar nuevos contactos. En todo momento, la resistencia a la densificación vendrá, pues, determinada por el número y la distribución de tamaños de las áreas de contacto entre las partículas. Fischmeister, Artz y Olsson [26] encontraron experimentalmente que el número de contactos de una partícula dada aumenta casi linealmente con la presión de compactación. La presión es, por lo tanto, soportada por un número creciente de contactos y la resistencia del compacto a una densificación adicional aumenta más de lo que podría esperarse de un modelo de dos esferas, como el descrito por Kakar y Chaklader [22].

Arzt [34] utilizó el concepto de *empaquetamiento denso de partículas al azar* y describe la densificación durante la compactación en términos del encogimiento de las celdas de Voronoi asociadas al empaquetamiento inicial de las partículas. La figura 2.4 es una ilustración bidimensional de este modelo.

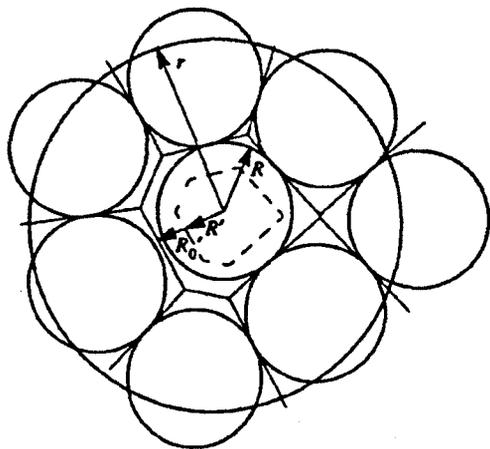


Fig. 2.4.- Esquema bidimensional de las celdas de Voronoi. Según [34].

Para este autor "Durante la densificación cada partícula cambia su forma al crearse nuevas áreas de contacto con sus vecinos hasta que, para la densidad total, el empaquetamiento de esferas se ha convertido en un espacio lleno de poliedros irregulares. ... La densificación puede verse como el encogimiento de estos poliedros. La deformación de las partículas puede suponerse impuesta por las paredes de las celdas al encogerse" [34]

Arzt caracteriza la forma de la celda representativa (el arreglo de *vecinos*) y su evolución mediante la distribución de distancias entre centros. Para ello, utiliza la *función de densidad radial* (RDF) obtenida por Scott [35] [36] y Mason [37]. Con todo ello, llega a derivar relaciones entre el tamaño de las regiones de contacto y la densidad del

agregado. Este estudio, no obstante, sólo puede aplicarse a los materiales perfectamente plásticos.

Posteriormente, Fischmeister y el mismo Arzt [38] discutieron la influencia del endurecimiento por deformación y completaron el modelo del segundo de ellos dando una formulación que incluye tanto el endurecimiento geométrico como el debido al endurecimiento por deformación de las partículas metálicas. Las figuras siguientes corresponden a la función de densidad radial (RDF) para un empaquetamiento denso al azar y al modelo, propiamente dicho.

Helle, Easterling y Ashby [39] adoptan el concepto de “función de distribución radial” para describir el arreglo de partículas. Suponen, al igual que muchos otros investigadores, que las partículas de polvo son esféricas y de igual tamaño y que la geometría inicial se aproxima a un empaquetamiento denso al azar. Modelizan el proceso de densificación imaginando que las partículas aumentan su radio alrededor de centros fijos; al hacer esto, una partícula dada desarrolla regiones de solapamiento con sus vecinas: los círculos correspondientes a este solape son los “cuellos” entre partículas. El volumen del solapamiento se calcula y se redistribuye en el espacio vacío, aumentando los radios de los cuellos. Finalmente, al crecer, las partículas entran en contacto con más vecinas, incrementándose el número de coordinación.

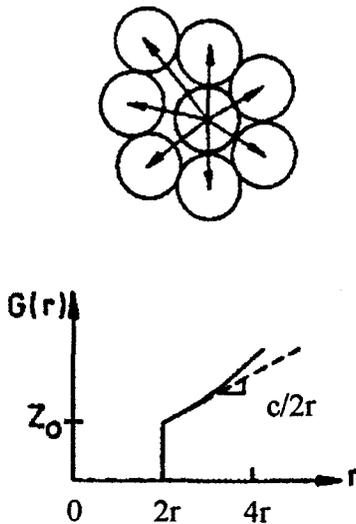


Fig. 2.5.- Función de densidad radial para un empaquetamiento de esferas al azar. $G(r)$ es función del número de coordinación y del radio r de la partícula. c , es una constante. [38].

La aplicación de las ecuaciones que obtienen a los resultados experimentales se desvía ligeramente de la solución exacta dada por Fischmeister y Artz [38], pero, según los propios autores, el error es asumible y, en cambio, el tratamiento matemático resulta mucho menos complejo. A partir de estas consideraciones, Helle et al. [39] desarrollan la siguiente condición de cedencia macroscópica, para el caso en que los contactos controlan la deformación, pero sólo para estados de tensión puramente hidrostáticos:

$$p_y \cong 3R^2 \frac{(R - R_o)}{(1 - R_o)} \sigma_y \quad (2.8)$$

en la que σ_y es la tensión de cedencia del material del que están constituidas las partículas; R , es la densidad relativa del conjunto, y R_o su valor inicial. Esta condición coincide con la obtenida por Artz [34] y Fischmeister y Artz [38]. Pero, para estos investigadores, la deformación macroscópica que resulta de la cedencia es densificación pura, sin cizalladura.

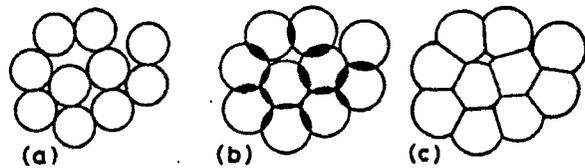


Fig. 2.6.- Funcionamiento del modelo de Fischmeister y Arzt: a) las partículas crecen alrededor de centros fijos hasta que se alcanza una cierta densidad; b) el material correspondiente al solapamiento, se deposita en las superficies libres de las esferas; c) el valor del RDF para los centros de esfera determina el número de coordinación instantáneo. [38]

Una característica importante de la superficie de cedencia derivada de este modelo es que, cuando $R=R_o$, el parámetro p_y se anula; esto refleja la existencia de contactos puntuales entre partículas. A medida que aumenta la densidad relativa, lo hace, también, p_y , así como la tensión necesaria para causar la cedencia plástica. Esto es debido al aplastamiento de las superficies de contacto. Además, σ_y puede verse incrementada debido al endurecimiento por deformación. Este criterio de cedencia no debe aplicarse para $R>0.9$, ya que, bajo estados puramente hidrostáticos, cuando $R=1$, la tensión de cedencia finita no tiene sentido físico. Además, hay dudas sobre la validez de la ley constitutiva en estados de tensión macroscópica puramente desviadora para densidades relativas superiores a 0.75.

McMeeking [40], Xu y McMeeking [41] y Fleck, Kuhn y McMeeking [42], basándose en los trabajos de Helle et al. [39] y asumiendo su mismo modelo, encuentran una condición de cedencia más general que tiene en cuenta, además de la componente hidrostática, las tensiones de cizalladura. Xu y McMeeking [41] incorporan el efecto del molde en la presión de compactación: la tensión compresiva axial en el polvo es menor que la tensión compresiva transversal; este efecto se debe al contenedor, que, durante la deformación plástica, soporta una carga mayor en dirección axial que en dirección radial.

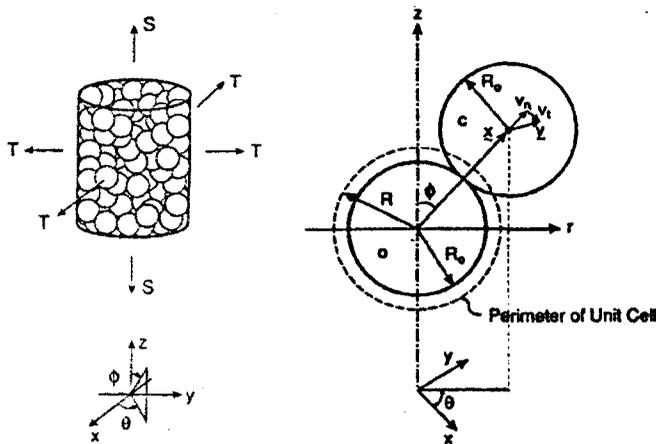
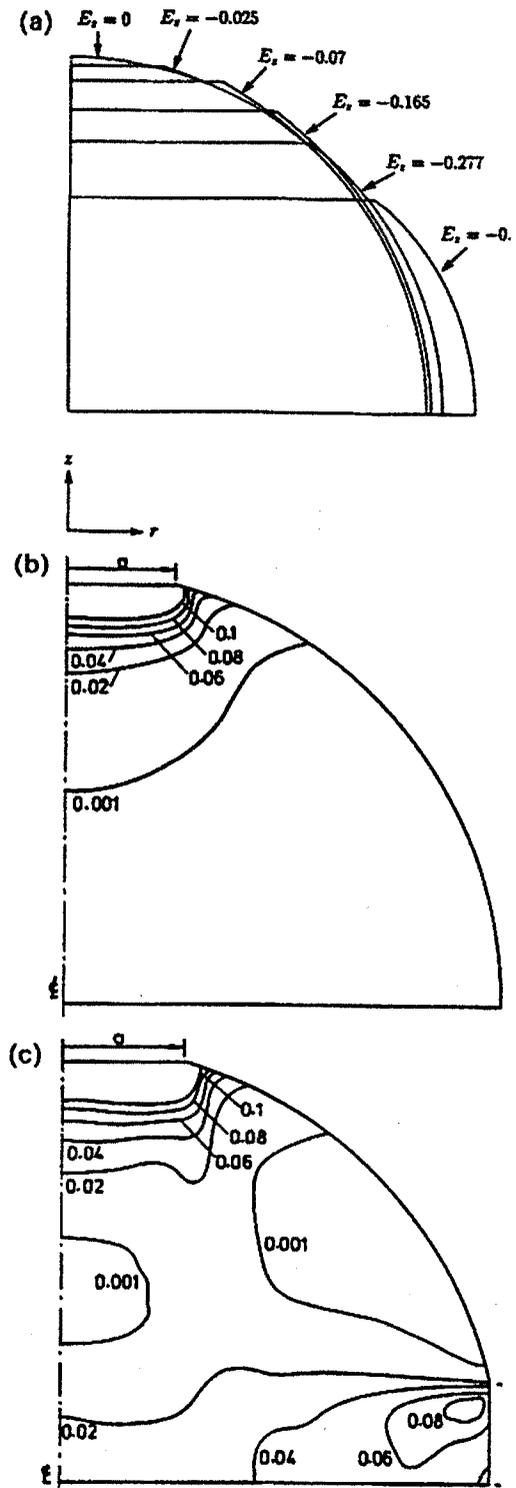


Fig. 2.7.- Elemento macroscópico correspondiente al modelo de Fleck, Kuhn y McMeeking, con detalle del contacto entre dos partículas esféricas. [38].

Ogbonna y Fleck [43], en la misma línea de los trabajos mencionados en el párrafo anterior, estudian el comportamiento durante la compactación de un arreglo regular de partículas esféricas sometidas a carga isostática. Además, examinan la evolución del tamaño de los contactos y analizan la influencia de la geometría de la partícula en la presión de contacto. Mediante un análisis por el método de los elementos finitos, modelizan el comportamiento del material sometido a distintos estados tensiones y dibujan las superficies de cedencia obtenidas en cada caso.

Fig. 2.8.- a) Cambio de forma de una partícula esférica bajo compresión uniaxial. b) Distribución de la deformación plástica equivalente para la compresión uniaxial. c) Distribución de la deformación plástica equivalente para la compresión isostática [38].



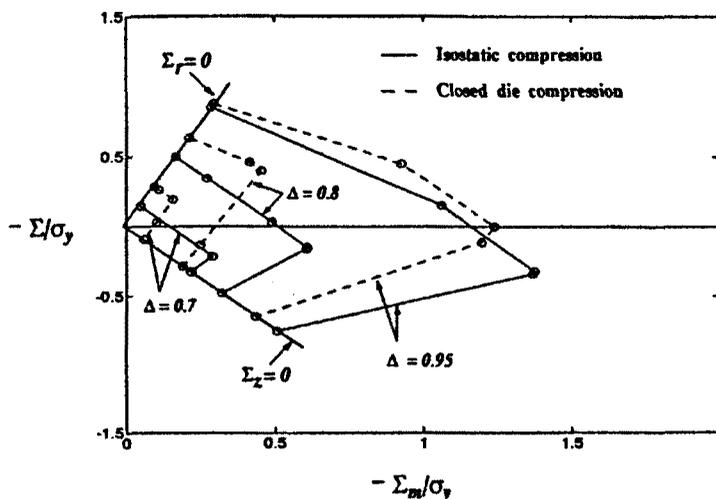


Fig. 2.9.- Loci de cedencia para compactos obtenidos por compresión isostática y por compresión en molde. [38].

La conclusión más interesante del trabajo de Ogbonna y Fleck [43] es que el comportamiento a cedencia del agregado de esferas supuesto por los autores, no sólo es función de la densidad relativa, sino, también, de la trayectoria de deformación sufrida por el material. En la figura 2.9, se muestran las superficies de cedencia propuestas por Ogbonna y Fleck [43] para dos estados tensionales distintos y densidades diferentes.

Uno de los últimos trabajos publicados en este mismo sentido es el de Akisanya, Cocks y Fleck [44], centrado en el análisis de la compactación durante la que este grupo de investigadores denominan

“etapa I” del proceso y que se extiende hasta una densidad relativa inferior a 0.9. Es bien sabido que, a lo largo de esta fase, se da el mayor cambio en las dimensiones de la pieza; Akisanya et al. [44] afirman que esta densificación, no uniforme, puede dar lugar al desarrollo de tensiones residuales y defectos (grietas, por ejemplo), responsables de la baja resistencia en verde de los compactos en estos niveles de densidad. Akisanya et al. [44] intentan construir las superficies de cedencia basándose en celdas unitarias bidimensionales y a partir de escasos ensayos de sobreconsolidación en probetas compactadas por dos vías distintas: en molde metálico y mediante compresión isostática. Obtienen loci de cedencia, en el espacio “tensión hidrostática-tensión desviadora”, distintos para cada grupo de muestras; pero, debe destacarse que los ensayos efectuados sobre cada uno de ellos, son diferentes y, por lo tanto, de difícil comparación.

Una vía distinta y menos conocida para obtener fórmulas que representen la compactación es la adoptada por Matthews [45], entre otros. Este autor extendió las relaciones para el contacto de Hertz a materiales no lineales; este autor consideró el contacto local entre dos partículas esféricas, basándose en la teoría de la indentación. Aunque el análisis de Matthews [45] es básicamente pragmático y ocasionalmente inconsistente, da una idea cualitativa de cómo el endurecimiento y la fluencia afectan las relaciones entre el área de contacto local y la densidad de arreglos regulares de polvos. Pero, sus estudios sólo son válidos para pequeñas deformaciones. Compara sus resultados con la solución encontrada por Hill [46] para un modelo propuesto por Bishop, Hill y Mott.

En los últimos 20 años, se han seguido publicando interesantes trabajos siguiendo la línea marcada por Matthews. Son ejemplos de ello los análisis publicados por Li, Saigal y Wang [47] y Larsson, Biwa y Storakers [48]. Los primeros proponen un modelo consistente en dos partículas en contacto, sometidas a compresión, y que lleva al desarrollo de un modelo constitutivo de variable de estado interna (ISV) aplicable, también, al problema del contacto con grandes deformaciones. Utilizan la aproximación de Matthews [45] para representar la etapa de contacto pequeño; para las grandes áreas de contacto, se modifica la solución analítica a partir de los resultados obtenidos de un detallado análisis, mediante elementos finitos, de la compresión de dos partículas esféricas de aluminio que están en contacto. A partir de este análisis derivan un conjunto de relaciones que tiene en cuenta los efectos de la velocidad de deformación y que representa el comportamiento del contacto partícula-partícula para pequeñas y grandes

deformaciones. Estas dos situaciones corresponden a las dos etapas que los autores consideran durante el proceso de compactación de un agregado de polvos metálicos: la primera, para densidades relativas comprendidas entre 0.64 y 0.9; la segunda, con densidad relativa superior a 0.9. Suponen que las partículas esféricas se deforman hasta poliedros multifacetados y que los poros, inicialmente interconectados, llegan a ser huecos aislados.

Larsson et al. [48] suponen un arreglo al azar de partículas esféricas al que aplican el concepto, utilizado ya por Artz [34], de una celda de Voronoi media (figura 2.4), de forma que, durante la deformación, el número de contactos aumenta. Pero, a diferencia del tratamiento dado por Artz [34], Larsson et al. [48] aplican una aproximación cinemática más sencilla y directa, frecuente en el análisis de medios granulares elásticos. De esta forma, el análisis se limita a modelizar la aproximación entre centros de partículas incompresibles, sin tener en cuenta el movimiento tangencial entre las partículas; los propios autores admiten que para casos de carga multiaxial se requieren estudios más detallados.

Liu y Davies [49, 50] estudian la compactación de polvos esféricos basándose en las tres etapas del proceso descritas anteriormente. Utilizando una función de distribución de densidad radial derivan una ecuación que relaciona el número de coordinación y la densidad para un arreglo al azar de partículas esféricas. Definen, además, un nuevo concepto: la mayor densidad de un empaquetamiento compacto al azar, HRCP. Para estos investigadores, la densidad relativa del HRCP es 0.687, que corresponde a la mayor densidad posible para un arreglo de partículas al azar. Cuando la densidad relativa es superior a 0.687, algunos arreglos serán similares al empaquetamiento compacto regular. En [50], establecen que el estado de empaquetamiento de partículas esféricas de igual tamaño cambia continuamente durante la compactación isostática; en general, varía desde el *arreglo compacto al azar* hasta el *mayor arreglo compacto al azar*, durante la primera etapa; en la segunda, el empaquetamiento alcanza un estado de *arreglo denso*, relacionado a un factor de empaquetamiento de 0.74, que se mantiene hasta el final de la compactación. Para estos autores las contribuciones básicas a la densificación son, pues, el cambio de estado de empaquetamiento en la primera etapa, el cambio de estado y la deformación del polvo en la segunda, seguidos por deformación plástica de las partículas a lo largo de la etapa final del proceso.

En la actualidad, se continúa trabajando intensamente en este campo. En 1975, Molerus [51] ya escribió que *"En ciencia y tecnología, es útil combinar la aproximación del arreglo de partículas y la de la mecánica de los medios continuos para llegar a un mejor conocimiento de las propiedades mecánicas de los polvos cohesivos"*. Aunque en este momento se sabe que los polvos metálicos no son, en verdad, materiales cohesivos, el trabajo de Molerus, que analiza la transmisión de fuerzas en los contactos entre partículas, ha sido un referente que no debe ignorarse.

2.6. TEORÍAS DE PLASTICIDAD APLICADAS A LA CONSOLIDACIÓN DE POLVOS METÁLICOS

La compactación en frío de polvos metálicos ha sido, también, considerada desde un punto de vista más teórico: la consolidación, como proceso de fluencia plástica independiente del tiempo, se ha representado mediante superficies de cedencia que dependen de la densidad relativa, R , así como de los invariantes de la tensión aplicada. La cedencia de los materiales porosos es más complicada que la de los materiales convencionales debido a que el inicio de la fluencia plástica está determinada no sólo por la componente desviadora, sino, también, por la tensión hidrostática, ya que hay variación de volumen. Por esta razón, se han definido modelos basados en la modificación del criterio de cedencia de von Mises.

Para derivar la función de cedencia, se supone que los materiales porosos, isótropos y homogéneos comienzan a fluir plásticamente cuando la energía de deformación total, considerando que los porosos son continuos, alcanza un valor crítico. La energía de deformación por unidad de volumen, W , puede expresarse como:

$$W = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{1+\nu}{E} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij} + \frac{1-2\nu}{3E} \sigma_{kk}^2 \right) \quad (2.9)$$

en la que: σ_{ij} es el tensor tensión; ε_{ij} es el tensor deformación; σ'_{ij} es la componente desviadora de la tensión; σ_{kk} es la componente hidrostática; ν , la relación de Poisson, y E , el módulo elástico.

De acuerdo con el criterio postulado anteriormente, esta energía es una constante en el punto de cedencia, o sea, es independiente del estado de tensiones; así, pues:

$$3(1+\nu)\sigma_{ij}'^2 + (1-2\nu)\sigma_{kk}^2 = K \quad (2.10)$$

Suele ser frecuente expresar K en términos de la tensión de cedencia en una estado de tensiones uniaxial ($Y_R = \sigma_{11}$) del compacto poroso de densidad relativa R (relación entre la densidad instantánea y la densidad total). De ello, se obtiene:

$$K = 3Y_R^2 \quad (2.11)$$

De las ecuaciones (2.10) y (2.11) y utilizando los invariantes de la tensión, se deduce que la condición de cedencia puede representarse como:

$$2(1+\nu)J_2' + \frac{1-2\nu}{3} I_1^2 = Y_R^2 \quad (2.12)$$

en la que: J_2' es el segundo invariante del tensor tensión desviadora; I_1 , el primer invariante del tensor tensión, y Y_R , la tensión de cedencia uniaxial del compacto de densidad relativa R .

El primer y segundo términos de la izquierda en (2.12) son equivalentes a la energía de distorsión y a la energía de deformación volumétrica, respectivamente.

En tensión uniaxial y suponiendo $\nu=0.5$ (materiales no compresibles), se obtiene el criterio de von Mises para sólidos convencionales:

$$3J_2' = Y_R^2 \quad (2.13)$$

La mayor parte de los investigadores suponen que, tanto para metales porosos como para polvos metálicos, la tensión de cedencia Y_R es una fracción de la del metal base, Y_o , de tal forma que:

$$Y_R^2 = \eta Y_o^2 \quad (2.14)$$

Así, (2.12) puede ahora representarse como:

$$2(1+\nu)J_2' + \frac{1-2\nu}{3}I_1^2 = Y_R^2 = \eta Y_o^2 \quad (2.15)$$

Esta ecuación puede expresarse esquemáticamente de la forma siguiente:

$$AJ_2' + BI_1^2 = Y_R^2 = \eta Y_o^2 \quad (2.16)$$

Los criterios de cedencia de este tipo generan superficies de cedencia elípticas en el espacio de las componentes de la tensión, tal como se muestra en la figura 2.10. Los parámetros A, B y η dependen de la densidad de forma que todas las superficies de cedencia cuadráticas comparten diversas características básicas: son simétricas con respecto a la tracción y a la compresión hidrostáticas y presentan simetría rotacional en torno al eje de tensión hidrostática. La simetría entre tracción y compresión hidrostáticas es el resultado del término I_1^2 de la ecuación (2.16); la simetría rotacional alrededor del eje hidrostático es una consecuencia de la omisión, en el criterio de cedencia, del tercer invariante de la tensión.

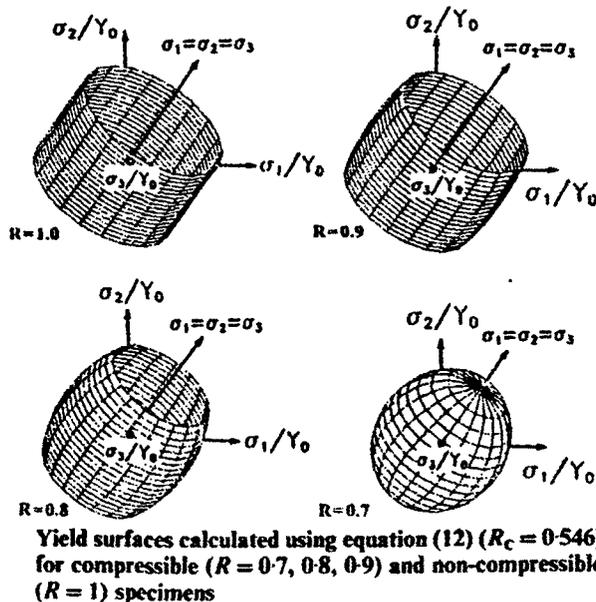


Fig. 2.10.- Superficies de cedencia generadas por expresiones del tipo (2.16) según Lee y Kim [52].

plástica era función de la densidad relativa instantánea. Propusieron un criterio de cedencia elíptico y las constantes del material las supusieron relacionadas con la relación de Poisson plástica. A pesar del interés histórico del modelo de Kuhn y Downey [54], su función de cedencia no está relacionada con la tensión de cedencia del material base y, por lo tanto, no es válida en aquellos casos en que el material se endurece por deformación. Además, sólo sería aplicable a materiales sinterizados

Green [31] supuso un modelo de poro único esférico, rodeado de material rígido-perfectamente plástico; resolvió este sistema para las condiciones de cedencia en cizalladura pura y compresión hidrostática y las combinó para definir un criterio de cedencia general. Gurson [32], por su parte, modelizó el material poroso como una celda rígida-perfectamente plástica que contiene un poro (de volumen, el total correspondiente a la porosidad del material en estudio) en su interior. Las figuras siguientes (2.11 y 2.12) son esquemas del modelo de este investigador. Utilizó el método

Doraivelu et al. [53] analizaron los modelos más significativos publicados en este campo y propusieron una variante para evitar las inconsistencias de sus predecesores Kuhn y Downey, Green, Gurson (ya mencionados anteriormente), Shima y Oyane, ...

Hay que aclarar, no obstante, que los modelos y criterios de cedencia propuestos por todos ellos, han tenido y, en algunos casos, todavía tienen la mayor de las consideraciones y son aplicados con frecuencia.

Kuhn y Downey [54] fueron los primeros investigadores que publicaron un criterio de cedencia específico para materiales pulvimetalúrgicos; estos autores llevaron a cabo ensayos de compresión en probetas sinterizadas de polvo de hierro y encontraron que la relación de Poisson

del límite superior y derivó las condiciones de cedencia para flujos total y parcialmente plástico. Hay que destacar que éste es uno de los trabajos más analizados y utilizados dentro de este campo.

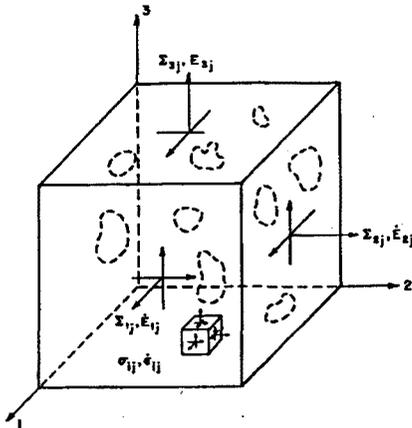


Fig. 2.11.- Agregado matriz-poros; formas y orientaciones al azar de los poros; magnitudes tensoriales macro- y microscópicas. [32].

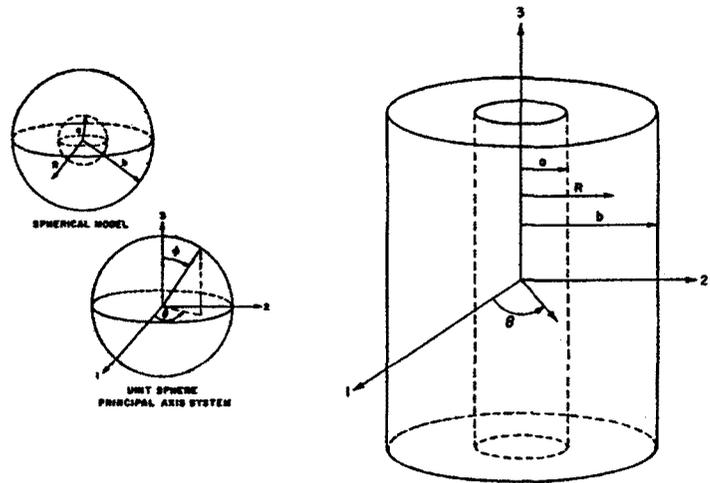


Fig. 2.12.- Modelos esférico y cilíndrico. [32].

Aunque el modelo de Gurson difiere ligeramente de la forma elíptica descrita, sus resultados analíticos revelan muy pequeñas diferencias en comparación con las superficies elípticas y prescriben características de deformación cualitativamente similares. No obstante, y a pesar de ser citado frecuentemente, incluso en el estudio de la compactación de partículas, el propio autor limita la aplicación de su modelo a *metales ligeramente porosos*, y hace mucho hincapié en que el modelo es, sólo, una aproximación.

Shima y Oyane [55] y Oyane, Shima y Tabata [56], propusieron el siguiente criterio para, en general, materiales compresibles (povos metálicos y metales sinterizados):

$$F = \left[\frac{1}{2} \{ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \} + \left(\frac{\sigma_m}{f} \right)^2 \right]^{1/2} = SR^n \quad (2.17)$$

en la que $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ son las componentes principales de la tensión; σ_m , es la tensión hidrostática, f es una función de la densidad relativa, R , y n es una constante. Para povos, S es una constante que puede determinarse experimentalmente y $F=SR^n$ lo definen como la resistencia a la compactación, o a la consolidación, de las partículas, atribuible al efecto combinado de la deformación plástica de las partículas individuales y al deslizamiento entre dichas partículas.

En el espacio de las tensiones principales, la ecuación anterior describe elipsoides cuyos ejes mayores coinciden con el eje de σ_m , tal como se muestra en la figura 2.13. "Ya que el polvo no resiste tensiones de tracción, este criterio de cedencia es sólo válido para la parte de elipsoide que representa la compresión" [56]. Resuelven el sistema planteado mediante diversos métodos: el del límite superior, el método de las líneas del campo de deslizamiento, la visio-plasticidad y el método de los elementos finitos. Recomiendan la utilización de este último con vistas a obtener un campo de velocidades tal que la suma de la disipación de energía plástica y la pérdida

por fricción se minimice. Las superficies de cedencia para la compactación de polvos de cobre que obtuvieron se representan en la figura 2.13.

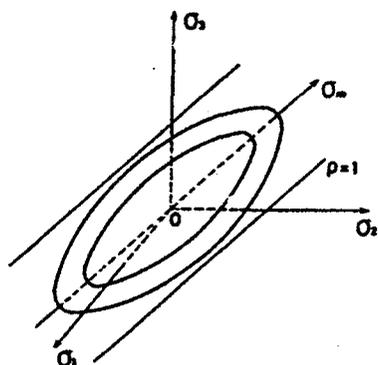


Fig. 2.12.- Representación esquemática de las superficies de cedencia para materiales compresibles, según Shima y Oyane [56].

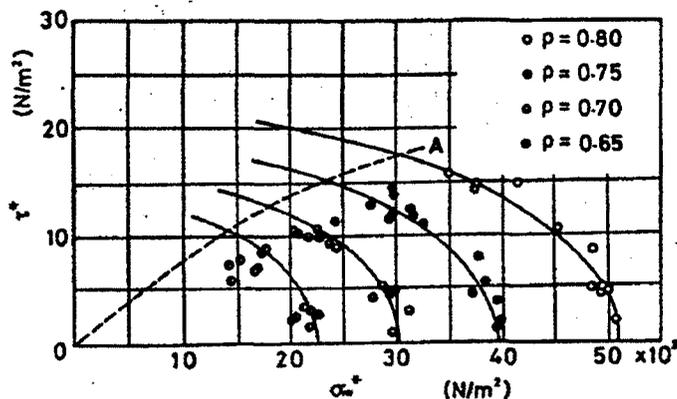


Fig. 2.13.- Representación entre τ^* y σ_m^* obtenida por compactación tridimensional de polvo de cobre electrolítico [56].

$$(\tau^* = 1/\sqrt{3} \{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\}^{1/2})$$

2.7. MODELOS PARA MATERIALES GRANULARES

A pesar de que los investigadores clásicos en el campo de la Pulvimetalurgia, tal como se ha expuesto, han definido modelos de comportamiento nuevos, específicos para este tipo de materiales, Roscoe y sus colaboradores [57], [58] y [59] demostraron que un conjunto de partículas esféricas de acero, sometido a diversas trayectorias de carga, se comportaban como un material granular, sin cohesión, al que podía aplicarse el mismo tipo de modelos definidos para materiales geológicos.

Los modelos de cedencia desarrollados para suelos difieren, de forma sustancial, de las superficies de cedencia cuadráticas, descritas anteriormente: son muy asimétricas con respecto a la tracción y a la compresión hidrostáticas. Teniendo en cuenta la limitada cohesión entre las partículas de suelo, puede intuirse que las tensiones de cedencia deben ser muy distintas a tracción que a compresión y esta característica debe reflejarse en la superficie de cedencia.

El material *suelo* se considera como una mezcla mecánica homogénea de dos fases: una, que representa la estructura de las partículas sólidas; la otra fase corresponde al agua del interior de los poros del agregado. Esta constitución, compleja, hace que la comprensión del comportamiento de estos materiales sea más difícil que la de los mecánicamente más simples materiales perfectamente elásticos o plásticos.

Todavía en la actualidad, algunos investigadores hacen cálculos y basan su juicio en el modelo utilizado hace ya dos siglos por C.A. Coulomb [60]. Coulomb consideró que el suelo era un material homogéneo y rígido que podía romperse en bloques; estos bloques se mantenían en contacto, pero deslizaban unos respecto de otros, a través de sus superficies de contacto, a partir del instante en que la tensión de cizalladura, τ , superaba la cohesión, c , y la fricción interna

(representada por el ángulo ϕ). Así, y siendo σ' la tensión efectiva a través de la superficie de rotura, la tensión de cizalladura, τ , que puede resistir el contacto es:

$$|\tau| \leq c + \sigma' \tan \phi \quad (2.18)$$

que es la *ecuación de Coulomb* y constituye el *criterio de fallo de Coulomb*. La figura 2.14 representa el modelo, las características básicas y el criterio comentados.

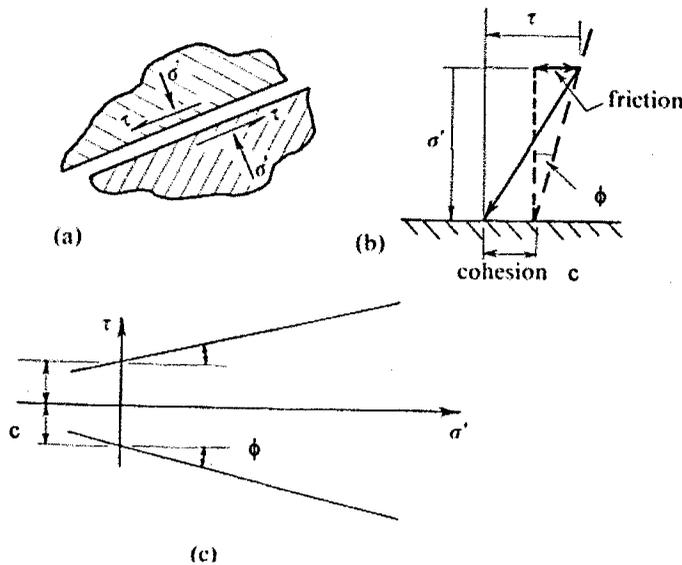


Fig. 2.14.- a) Modelo de suelos de Coulomb.
b) Fricción y cohesión.
c) Criterio de Coulomb.
[61].

La introducción del concepto *circulo de Mohr* de la tensión efectiva, permitió expresar el criterio de Coulomb en términos de las tensiones principales:

$$\frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2} \sin \phi + c \cos \phi \quad (2.19)$$

Ahora, el criterio de fallo, llamado ya de Mohr-Coulomb, se representa gráficamente tal como muestra la figura 2.15.

La ecuación (2.19) representa una pirámide hexagonal irregular en el espacio de las tensiones. La figura 2.16 muestra la superficie de cedencia correspondiente y su proyección en el plano Π .

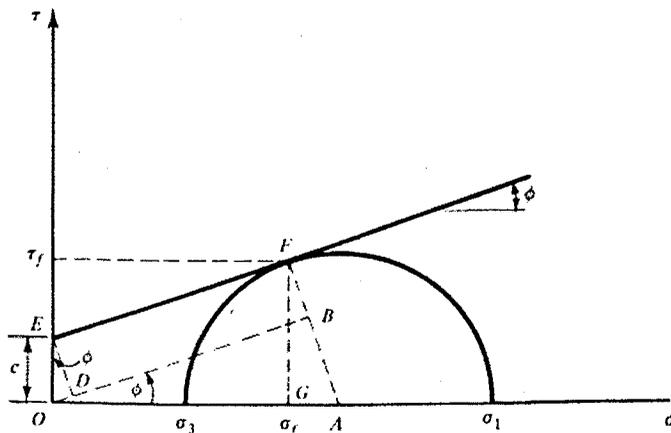


Fig. 2.15.- Criterio de Mohr-Coulomb [62].

La ecuación (2.19) ignora el efecto de la componente intermedia, σ_2 , de la tensión; por lo tanto, no parece adecuado expresarlo en términos de un estado general tridimensional de tensiones. Además, el mismo criterio establece que la resistencia a la cedencia en compresión es mayor que en tracción; esto demuestra que el comportamiento del material depende del tercer invariante de la tensión.

Así, pues, una forma más adecuada de representar el criterio de Mohr-Coulomb es mediante la utilización de los invariantes I_1 , de la tensión, y J_2 y J_3 de la componente desviadora de la tensión. Ahora, puede escribirse:

$$f = I_1 \sin \phi + \sqrt{J_2} \cos \theta - \frac{\sqrt{J_2}}{3} \sin \phi \sin \theta - c \cos \phi = 0 \quad (2.20)$$

en la que:
$$\theta = -\frac{1}{3} \sin^{-1} \left(-\frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3'}{(J_2')^{3/2}} \right)$$
 y:
$$-\frac{\pi}{6} \leq \theta \leq \frac{\pi}{6}$$

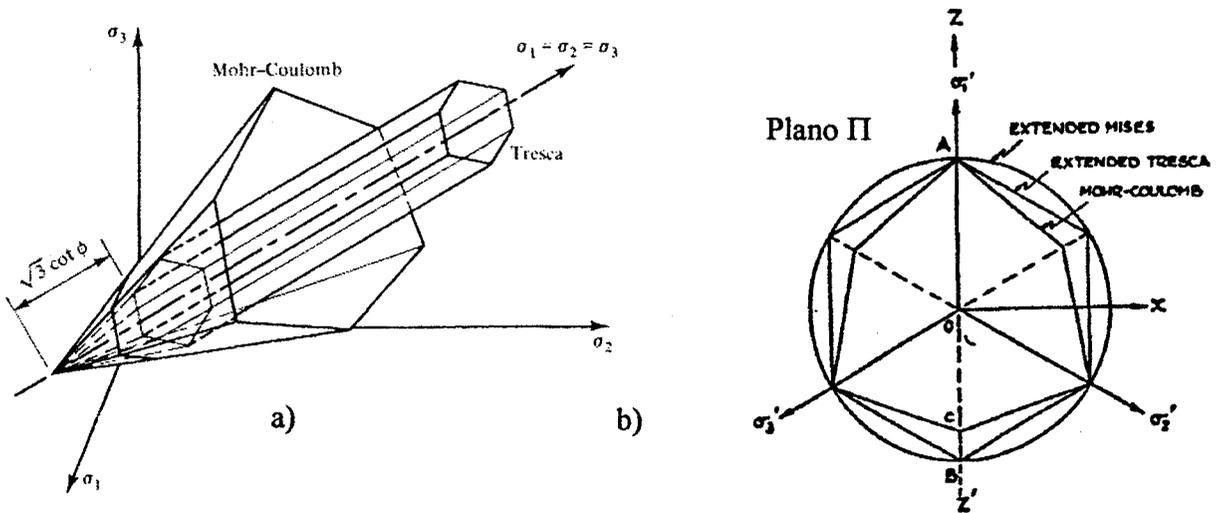


Fig. 2.16.- a) Criterio de Mohr-Coulomb en el espacio de las tensiones. [62].
b) Proyección del mismo criterio en el plano II. [59].

Drucker y Prager [63] publicaron la siguiente generalización de este criterio a fin de tener en cuenta el efecto de todas las componentes principales del tensor tensión:

$$f = \sqrt{J_2'} - \alpha I_1 - k \tag{2.21}$$

en la que α y k son constantes del material.

La ecuación (2.21) representa una línea recta en el espacio I_1 vs. $\sqrt{J_2'}$, tal como se ilustra en la figura 2.17.

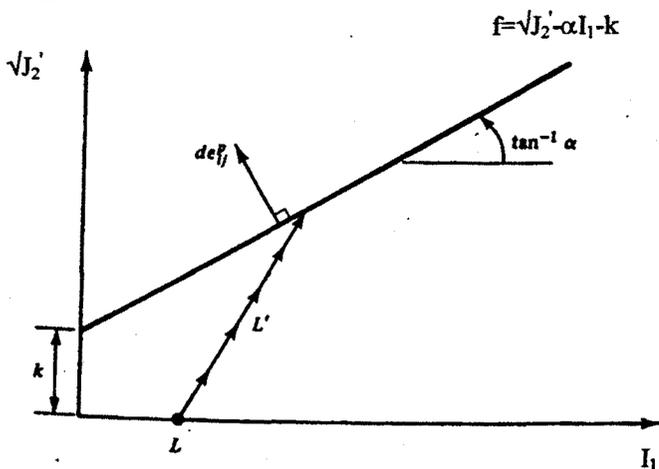


Fig. 2.17.- Criterio de Drucker-Prager según [62].
(J_1 , es el primer invariante de la tensión, en la notación de esta figura. J_{2D} representa el segundo invariante de la componente desviadora de la tensión).

En el espacio de las tensiones, el criterio de Drucker-Prager define un cono circular recto, de manera que su proyección sobre el plano II es un círculo. Cuando el estado de tensiones alcanza la superficie de fallo (ecuación (2.21)), el material sufre deformaciones plásticas.

Hasta este punto, el criterio de Drucker-Prager, al igual que el de Mohr-Coulomb, es un criterio de fallo. Pero, muchos de los materiales para los que se definieron estos modelos, sufren deformaciones plásticas casi desde el inicio del proceso de carga; o sea, que durante la trayectoria de carga L-L' de la figura 2.17, el material está en una continua cedencia hasta que, finalmente, alcanza el fallo, o estado último, definido por la función f , que podría considerarse como la superficie de cedencia final. Y esto es cierto incluso para estados hidrostáticos.

Este comportamiento puede representarse mediante una serie de superficies de cedencia, previas al fallo.

Esta idea ya fue propuesta por Drucker, Gibson y Henkel [64].

Durante la sucesiva cedencia, el material suele endurecerse por deformación. En este caso, cuando el punto de tensión se mueve más allá de la superficie de cedencia actual, se establece una nueva superficie. Las superficies de cedencia que definen este endurecimiento del material suelen denominarse *caps* de endurecimiento; su representación gráfica es la mostrada en la figura 2.18. Por motivos de simplicidad, estos autores supusieron que estos *caps* eran arcos circulares; *a posteriori*, muy diversos investigadores han definido diferentes formas. De entre los más notables, cabe destacar el estudio y crítica que a los trabajos de Drucker et al. [64] publicaron Roscoe, Shofield y Thurairajah, en 1963 [59]. Roscoe et al. sugieren que "las superficies de cedencia tienen una forma muy parecida a un proyectil, tal como muestra la figura 2.19; su extremo corresponde al estado de presión uniforme $p_0 = \sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ " [59].

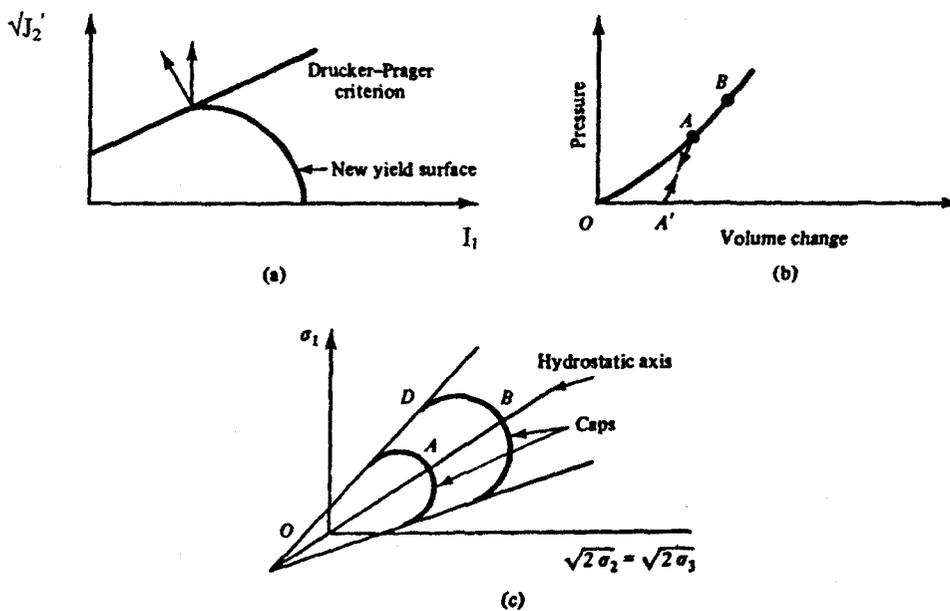


Fig. 2.18.- Comportamiento de materiales granulares con endurecimiento por deformación.

- a) La superficie de cedencia intersecta el eje hidrostático.
- b) Comportamiento bajo carga y descarga hidrostáticas.
- c) *Caps* de endurecimiento.

[62].

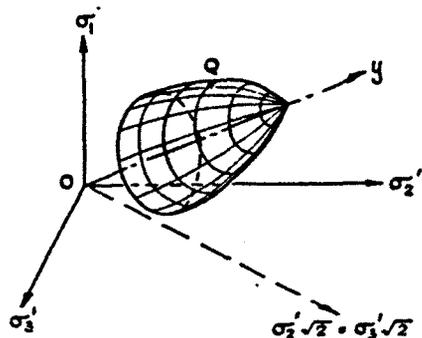


Fig. 2.19.- Superficie de cedencia, en el espacio de las tensiones principales, propuesta por Roscoe et al. [59].

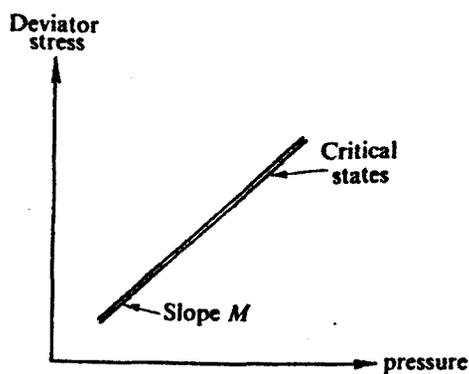
Para tener en cuenta la cedencia continua y el endurecimiento por deformación de ciertos materiales granulares, Roscoe y sus colaboradores definieron el concepto de *estado crítico*. La base de sus ideas "es el concepto de que el suelo y otros materiales granulares, si se distorsionan continuamente hasta que fluyen como un fluido friccional, llegarán a un estado crítico, determinado por dos ecuaciones:

$$q = Mp \tag{2.22}$$

$$\Gamma = v + \lambda \ln p \tag{2.23}$$

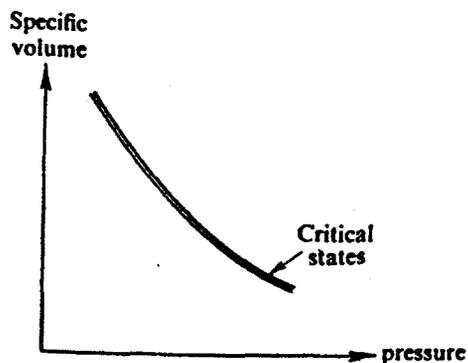
Las constantes M , Γ y λ representan propiedades del material... [61]. p , es la presión hidrostática; v , es la fracción de volumen específico ocupado, y q , la componente desviadora de la tensión.

Schofield y Wroth [61] consideran un agregado de partículas irregulares sólidas, distribuidas al azar, y que rozan, se arañan e, incluso, rebotan entre sí durante el proceso de deformación continua. "Si el movimiento entre partículas se observara de cerca, podríamos ver un proceso estocástico de movimientos al azar, pero nosotros mantenemos nuestra distancia y vemos un flujo continuo. De cerca, esperaríamos encontrar muchas y complejas causas de disipación de potencia y cierto daño de las partículas; sin embargo, nos mantenemos alejados de los pequeños detalles y describimos el proceso de disipación de potencia como "fricción", despreciando las posibilidades de degradación o de orientación de las partículas.



(a)

La ecuación (2.22) determina la magnitud del tensor desviador, q , necesario para mantener el material fluyendo continuamente como el producto de una constante friccional M por la presión efectiva, p , tal como ilustra la figura 2.20(a).



(b)

Microscópicamente, podríamos esperar que cuando las fuerzas interpartícula aumentaran, la distancia media entre centros de partícula deberían disminuir. Macroscópicamente, la ecuación (2.23) especifica que el volumen específico, v , ocupado por un volumen unitario de partículas que se están deformando, disminuye al aumentar el logaritmo de la presión efectiva (ver figura 2.20(b))" [61].

Basándose en el concepto de *estado crítico*, Roscoe, Schofield y Wroth [57] definieron un modelo, al que denominaron de *CAM-clay*.

Fig. 2.20.- Estados críticos. [61].

Supusieron la existencia de un material ideal que fluye como un fluido friccional a volumen específico, v , constante cuando (y sólo cuando) la presión hidrostática efectiva, p , y la tensión desviadora, q , satisfacen las ecuaciones (2.22) y (2.23).

La figura 2.21 es una representación esquemática del comportamiento de un material granular en función de la tensión de cizalladura, q , la tensión normal, p , y el volumen específico v (también denominado *proporción residual de poros*, e). El material puede soportar y superar cualquier estado (p, q, e) por debajo de la superficie formada por dos superficies que se cortan en el estado crítico. La superficie ABCD es la llamada superficie de límite de estado, o *superficie de Roscoe*;

la BB' C' C', es la *superficie de Hvorslev* [65]. Antes de que el material alcance el estado crítico, pasa por sucesivos estados de cedencia, durante los cuales, se endurece. Este estado de continua deformación plástica puede llevar al estado crítico, o último, en el que el material fluye sin cambios de volumen.

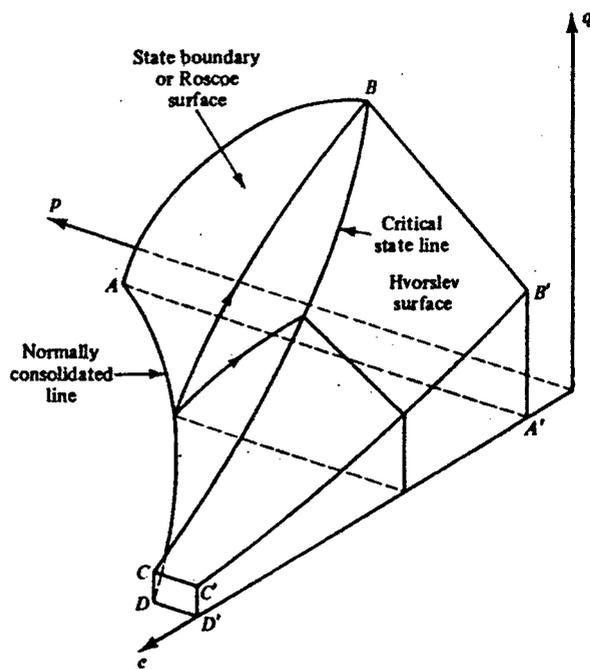


Fig. 2.21.- Superficie límite de estado. [62].

cedencia. Su forma, depende del tipo de material; se han supuesto, para estos materiales, formas esféricas, elípticas, ..., o en forma de bala, como la mostrada en la figura 2.19. A diferencia de los modelos de plasticidad convencionales, la superficie de estado crítico se trata como una

superficie de cedencia fija y abierta y se introducen superficies de cedencia adicionales para tener en cuenta la continua cedencia del material. Así, en el concepto de estado crítico, los estados previos al fallo se representan mediante superficies de cedencia adicionales, o *caps*, que pueden expandirse durante el proceso de deformación.

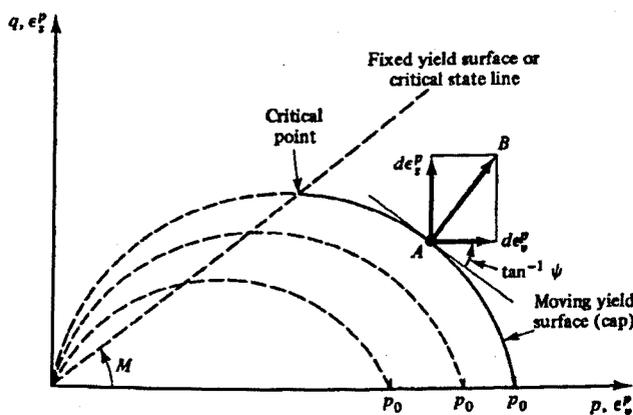


Fig. 2.22.- Locus de cedencia. [62].

Una de las características de esta combinación de superficies es que, en su intersección, que representa el punto de estado crítico, la tangente al *cap* es horizontal. O sea, que con la regla del flujo

asociado, cualquier flujo plástico en el estado crítico ocurre a volumen constante.

La ecuación del locus de cedencia que se aplica actualmente es una modificación del original, aunque propuesta por el mismo grupo de investigadores [66] y que dio lugar al modelo de *CAM-clay modificado*:

$$f = M^2 p^2 - M^2 p_0 p + q^2 \quad (2.24)$$

En términos de los invariantes de la tensión, (2.24) puede escribirse como:

$$f = M^2 I_1^2 - M^2 I_1 I_{o1} + 27 J_2' = 0 \quad (2.25)$$

en la que I_{o1} es el valor de I_1 en la intersección del cap de cedencia con el eje de I_1 ; el concepto es parecido al de p_0 en la ecuación (2.24) y corresponde a un parámetro de endurecimiento que se supone dependiente de la deformación plástica volumétrica.

Más recientemente, Sandler, DiMaggio y Baladi [67], [68], propusieron un modelo basado, también, en el concepto de la cedencia continua de los suelos, pero expresado en términos del estado tridimensional de la tensión. Los autores lo denominaron modelo *CAP*, por la forma de las superficies de cedencia elípticas.

"Desde un punto de vista general, un model CAP se inscribe en el campo de la teoría de la plasticidad incremental clásica y está basado en una función de carga que sirve, a la vez, como superficie de cedencia y como potencial plástico. La función de carga se supone isótropa y consistente en dos partes: (1) una condición de cedencia del tipo Drucker-Prager modificado, definido por:

$$f_1(I_1, J_2') = 0 \quad (2.26)$$

y, (2) un cap de endurecimiento:

$$f_2(I_1, J_2', k) = 0 \quad (2.27)$$

que puede expandirse o contraerse a medida que el parámetro, k , de endurecimiento aumenta o disminuye, respectivamente". La figura 2.23 representa gráficamente esta función de carga.

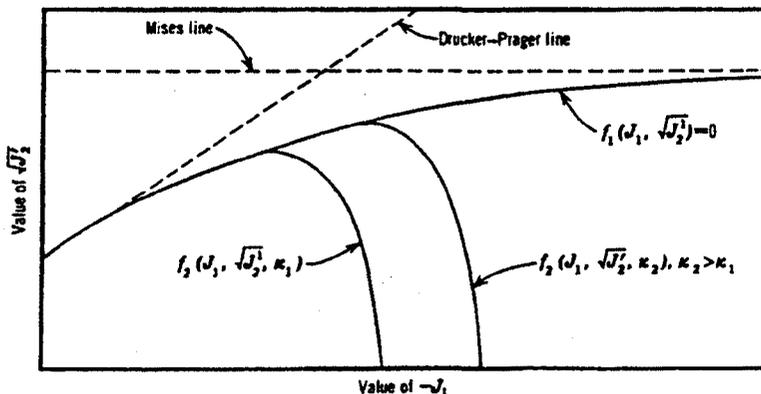


Fig. 2.23.- Función de carga para el modelo CAP. [68].
(En la figura, J_1 es el primer invariante de la tensión).

Una diferencia importante entre este modelo y los de CAM-clay (inicial y modificado) es que en el primero la porción del *cap* que está por encima de la superficie fija (superficie de fallo) se omite. En los modelos CAM-clay, el *cap* móvil juega el papel básico en la representación de la cedencia y la superficie de fallo se utiliza, esencialmente, para definir el estado crítico. En el modelo CAP, ambas superficies definen el proceso de cedencia.

En una primera versión de este modelo [67], se supuso que el comportamiento elástico era lineal (definido mediante módulos volumétrico, K , y de cizalladura, G , constantes). Además, utilizaron una función f_1 (ecuación (2.26)) de tipo exponencial y una elíptica de excentricidad constante, para f_2 (ecuación (2.27)).

El mismo grupo de investigadores [68], propuso, a posteriori, una generalización (*modelo CAP generalizado*) que pretendía mejorar el modelo inicial; Sandler et al. [68], introdujeron la no linealidad del comportamiento elástico, sustituyendo los módulos volumétrico y de cizalladura por sendas funciones de los invariantes de la tensión y del parámetro de endurecimiento, k :

$$K = K(I_1, k) \quad (2.28)$$

$$G = G(J_2', k) \quad (2.29)$$

Estas ecuaciones representan un modelo hipoeástico.

Estos autores presentan en [68] los siguientes valores de las funciones (ecuaciones (2.26) a (2.29)) para un caso particular, ya que "... las formas funcionales, así como los parámetros particulares podrían ser distintos ..." para otros casos:

$$F(I_1, \sqrt{J_2'}, \varepsilon_v^p) = F_1(I_1, \sqrt{J_2'}) = \sqrt{J_2'} - [A - Ce^{BI_1}] = 0, \quad \text{para } L \leq I_1 \quad (2.30)$$

$$F(I_1, \sqrt{J_2'}, \varepsilon_v^p) = F_2(I_1, \sqrt{J_2'}, \varepsilon_v^p) = (I_1 - L)^2 + R^2 J_2' - (X - L)^2 = 0, \quad \text{para } L > I_1 \quad (2.31)$$

en las que A , B y C son constantes del material. Las dos magnitudes L y X son funciones de ε_v^p y representan, respectivamente, los valores de I_1 en el centro del *cap* y en la intersección del *cap* con el eje I_1 .

Para el comportamiento elástico, obtienen las siguientes expresiones:

$$K(I_1, \varepsilon_v^p) = K_{EI} \frac{1 + \delta e^{KI_1}}{1 + \beta e^{KI_1}} + \frac{K_s}{2 \cosh(K_2 \varepsilon_v^p)} \quad (2.32)$$

$$G(J_2', \varepsilon_v^p) = G_{EI} \frac{e^{G_1 \sqrt{J_2'}} + \gamma e^{-G_2 \sqrt{J_2'}}}{1 + \eta e^{-G_2 \sqrt{J_2'}}} + \frac{G_s}{2 \cosh(G_3 \varepsilon_v^p)} \quad (2.33)$$

en las que K_{EI} , β , δ , K_1 , K_2 , K_s , γ , G_{EI} , η , G_1 , G_2 , G_3 y G_s son constantes del material, a determinar experimentalmente.

"En modo alguno puede suponerse que los modelos CAM y CAP describen el comportamiento de ciertos materiales bajo todas las condiciones y trayectorias de carga significativas. Al igual que en otros modelos, sólo pueden simular un número limitado de trayectorias de carga. A menudo, el comportamiento a carga-desplazamiento de un sistema previsto mediante estos

modelos puede ser satisfactorio. Esto puede deberse al hecho de que los modelos simulan, de forma satisfactoria, una parte de las trayectorias de tensión significativas para un material dado". [62].

3. MATERIALES Y ENSAYOS EXPERIMENTALES

3. MATERIALES Y ENSAYOS EXPERIMENTALES

3.1. INTRODUCCIÓN

A diferencia de lo que ocurre con los materiales metálicos totalmente densos, en Pulvimetalurgia todavía no hay un cuerpo experimental suficientemente completo para caracterizar mecánicamente estos materiales, excepción hecha de los ensayos de tracción en sinterizados y los de resistencia en verde y compresibilidad de los compactos. Menos experiencia, todavía, se tiene en el ensayo de compactos, aunque está bien establecida la trascendencia de la etapa de compactación, tanto en el proceso de conformado, como en la calidad de la pieza acabada.

Sólo muy recientemente se ha asumido la similitud entre el comportamiento a compresión de los polvos metálicos y el que presentan algunos materiales geológicos (arcillas, arenas, ...). Todos ellos son materiales granulares, friccionales, que, sometidos a compactación, muestran algunos mecanismos de densificación comunes. Hay que destacar, no obstante, diferencias sustanciales: por ejemplo, la intensa deformación plástica de las partículas metálicas, frente a la fragilidad de algunos materiales geológicos.

En todo caso, estos últimos han sido intensamente estudiados: se han definido, y son de amplia utilización, numerosas leyes constitutivas que exigen ensayos experimentales para la determinación de los parámetros de cada material. Así, pues, hay unas formas tradicionales, bien establecidas, de caracterizar materiales geológicos sólidos: ensayos uniaxiales, ensayos triaxiales para muestras cilíndricas y para probetas cúbicas ("truly triaxial testing"), de cizalladura pura inducida en un cilindro hueco sometido a un par, de cizalladura simple, cizalladura directa, ... Desai y Siriwardane [62] dedican, en el texto de la referencia, un capítulo de revisión de los ensayos experimentales aplicados a la determinación de parámetros de comportamiento muy interesante; incluyen, además, referencias bibliográficas fundamentales para una directa y completa información sobre cada tipo de ensayo.

En los estudios recientes de la compactación de polvos metálicos, los ensayos triaxiales son los más frecuentemente aplicados [4], [69], ... Dos son los tipos de ensayos triaxiales que suelen aplicarse a materiales granulares: los que imponen a una probeta cilíndrica una presión de confinamiento, $\sigma_3 (= \sigma_2)$, y una tensión axial, σ_1 , tal como muestra el esquema de la figura 3.1; y, aquéllos que consisten en someter una muestra cúbica a tres tensiones principales independientes, σ_1 , σ_2 y σ_3 . La ventaja de este último tipo de ensayos, denominados "verdaderamente triaxiales", es que pueden dar lugar a cualquier trayectoria de carga. El equipo, no obstante, es muy complejo; un esquema de los elementos básicos, se presenta en la figura 3.2.

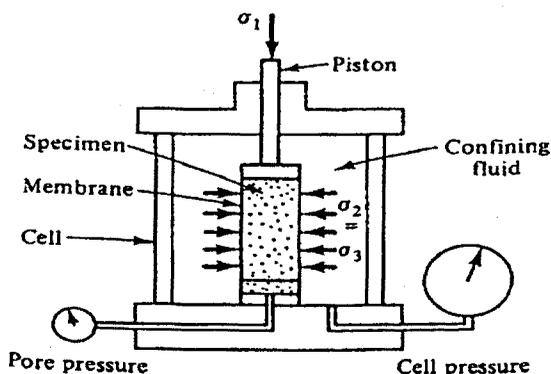


Fig. 3.1.- Esquema de una instalación típica para ensayos triaxiales con probeta cilíndrica [62].

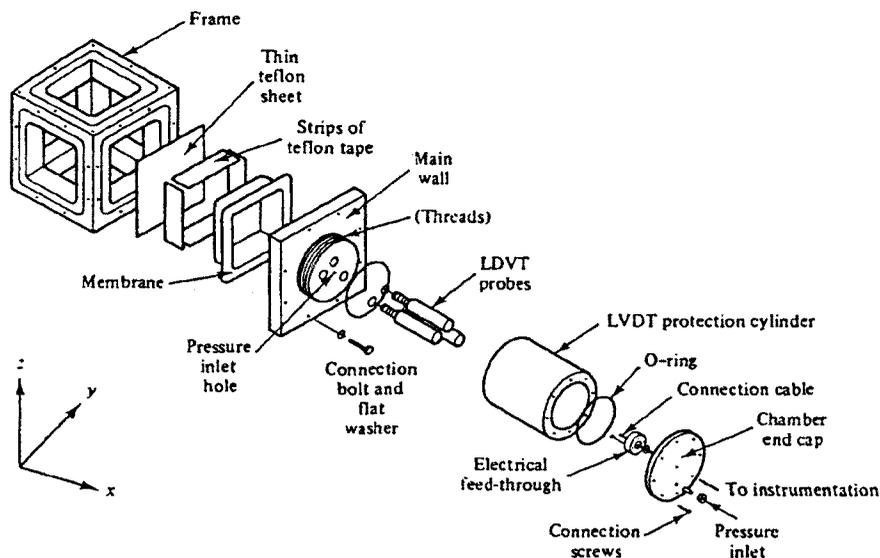


Fig. 3.2.- Esquema de un equipo para ensayos “verdaderamente triaxiales”. [62].

Un ensayo sencillo y económico, que ha resultado de gran interés, es el de *compresión uniaxial* de compactos metálicos con distintos niveles de densidad.

En este capítulo se detallan las características de los materiales escogidos para su estudio, la fabricación de los agregados a ensayar y las técnicas experimentales llevadas a cabo.

3.2. MATERIALES

Se han escogido tres tipos distintos de polvos metálicos, suministrados por la empresa *Höganäs*, que incorporan como variables la composición química y la morfología de la partícula. Sus características se exponen a continuación.

ASC 100.29

"El ASC 100.29 es un polvo de hierro con una pureza y compresibilidad extremadamente altas. Mediante prensado y sinterizado único, se pueden producir con este polvo piezas que requieran alta densidad, mientras que con la mayoría de los otros polvos sería necesario un doble prensado y sinterizado". [7]. Se trata de un polvo de hierro básico, obtenido por atomización.

El polvo metálico utilizado en este trabajo contiene un 0.002% de carbono. El material a partir del cual se han compactado las probetas de ensayo está constituido por un 99.2% del polvo definido y un 0.8% de lubricante céreo (“Kenolube”). Las partículas de este tipo de polvo presentan un tamaño comprendido entre 20 y 180 μm y su morfología es compacta, tal como se muestra en las figuras 3.3 y 3.4, para distintos niveles de observación.

La densidad aparente, según Höganäs [7], es de 2.96 Mg/m^3 . La densidad del material utilizado para la fabricación de probetas es de 7.45 Mg/m^3 .

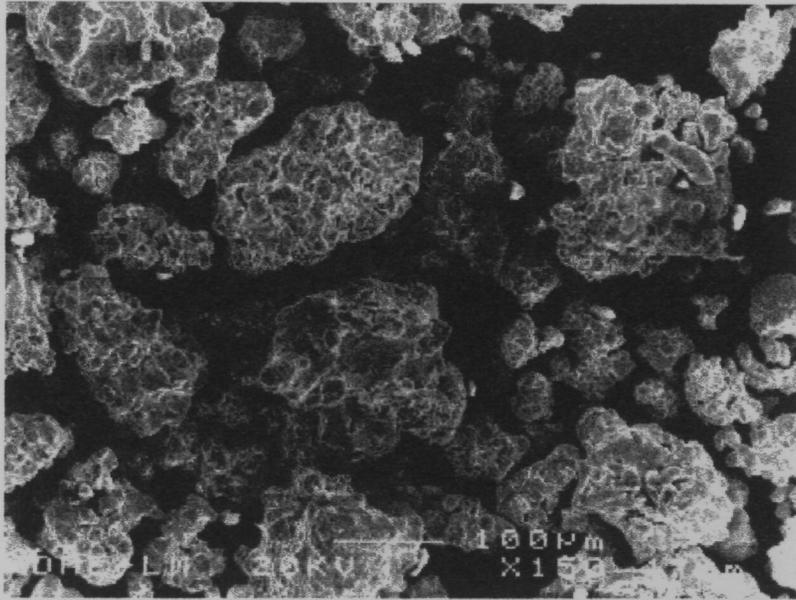


Fig. 3.3.- Polvo *ASC100.29* (x150).

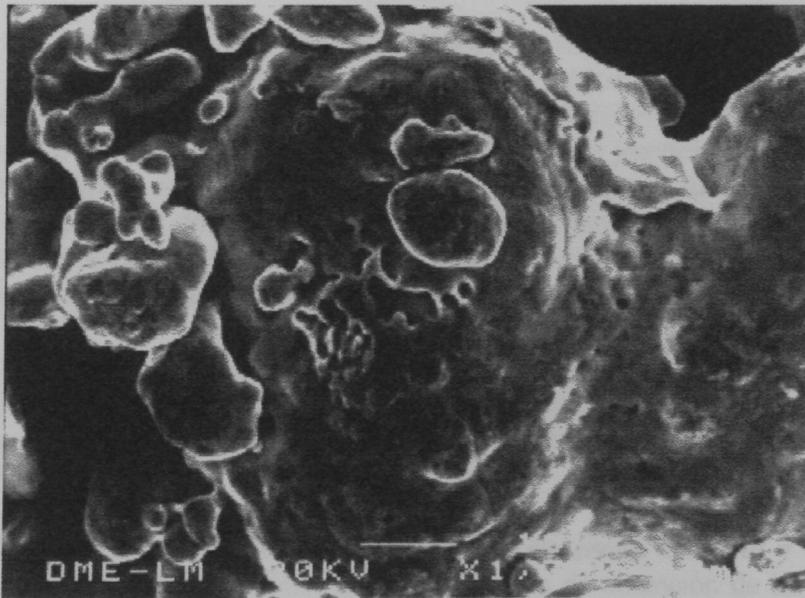


Fig. 3.4.- Polvo *ASC100.29*. (X1300).

La curva de compresibilidad, que relaciona la presión axial aplicada y la densidad del compacto, ha sido determinada experimentalmente y se presenta en la figura 3.5, para dos grupos de probetas: uno de ellos con relación de esbeltez (altura/diámetro) igual a 0.5 y 1% de lubricante “Acrawax”; el segundo, con esbeltez 1.5 y 0.8% de “Kenolube” como lubricante. Como puede observarse, la compresibilidad de este polvo varía apreciablemente con la relación de esbeltez del compacto y el cambio del sistema de lubricación.

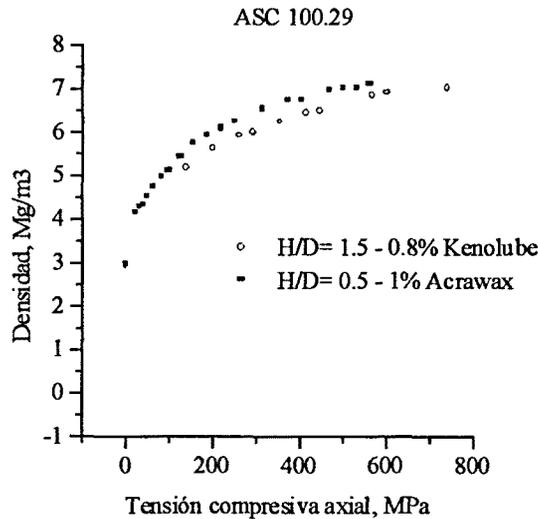


Fig. 3.5.- Curvas de compresibilidad del *ASC100.29*.

MH 80.23

Es un polvo de hierro con un 0.08% de carbono, obtenido por reducción. *"Diseñado especialmente para esta aplicación (producción de cojinetes autolubricados) tiene una resistencia en verde extremadamente alta (...) para hacer posible la manipulación de piezas no sinterizadas de baja densidad. La distribución del tamaño de partícula, con bajo contenido en finos, da como resultado una configuración de porosidad que es ideal para almacenar gran cantidad de aceite después de la impregnación. El MH 80.23 es, por supuesto, también una buena elección para otros tipos de componentes de baja o media densidad y puede ser mezclado con otras calidades de polvo de hierro para mejorar su resistencia en verde"* [7].

Según el fabricante [7], su densidad aparente es de 2.30 Mg/m^3 . El material utilizado para la elaboración de las probetas está constituido por un 99.2% del polvo definido y un 0.8% de una cera ("Kenolube"), que actúa de lubricante interno. En estas condiciones, el material ensayado tiene una densidad de 7.44 Mg/m^3 en estado totalmente denso.

Las partículas de este tipo de polvo tienen un tamaño que oscila entre 40 y 200 μm y son de morfología "abierta", tipo esponja, debido al propio proceso de obtención de las mismas, tal como puede observarse en las figuras 3.6 y 3.7.

Su curva de compresibilidad, para la compresión en molde, se presenta en la figura 3.8; en esta figura se exponen los resultados obtenidos para dos diferentes condiciones de lubricación y de relación de esbeltez. Para este tipo de polvo, no se aprecian diferencias notables al modificar la geometría del compacto y/o el sistema de lubricación.

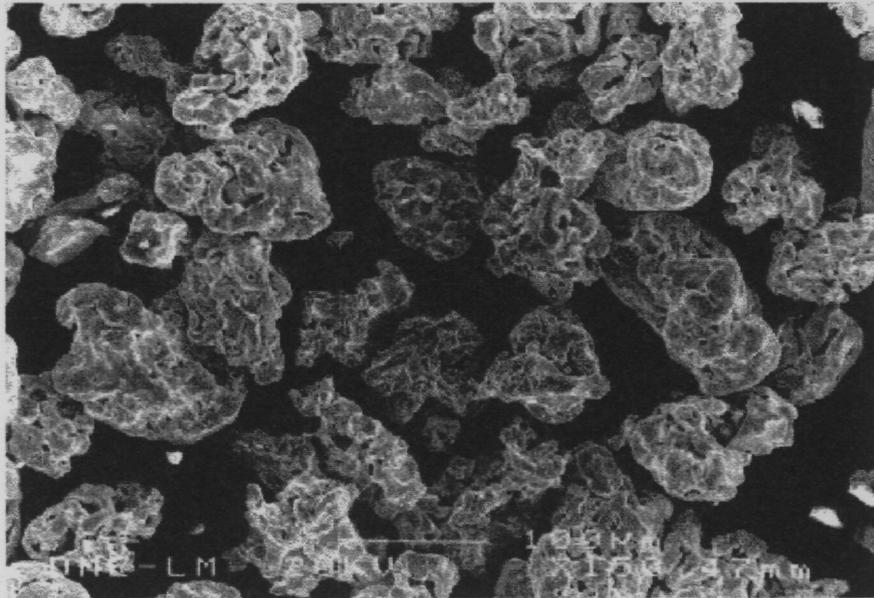


Fig. 3.6.- Polvo *MH80.23*. (x150).

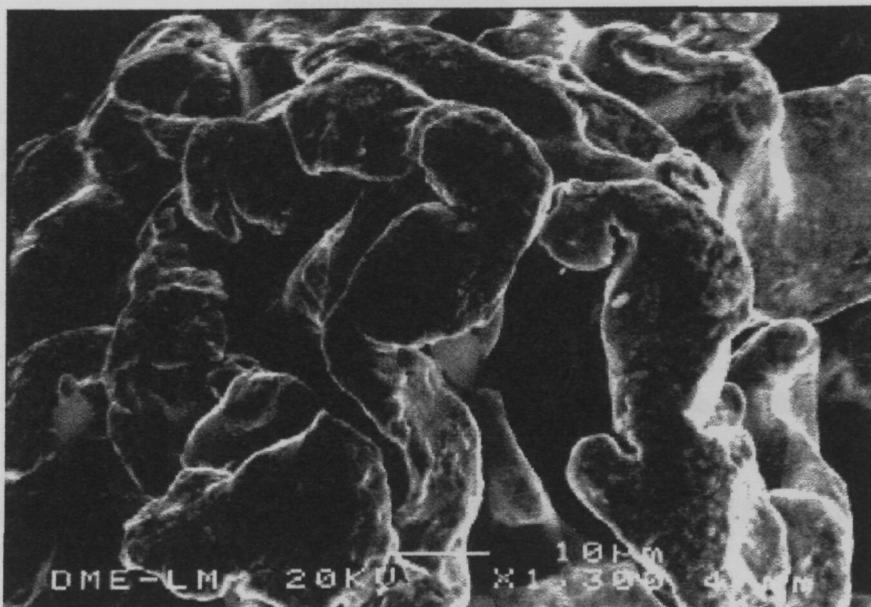


Fig. 3.7.- Polvo *MH80.23* (x1300).

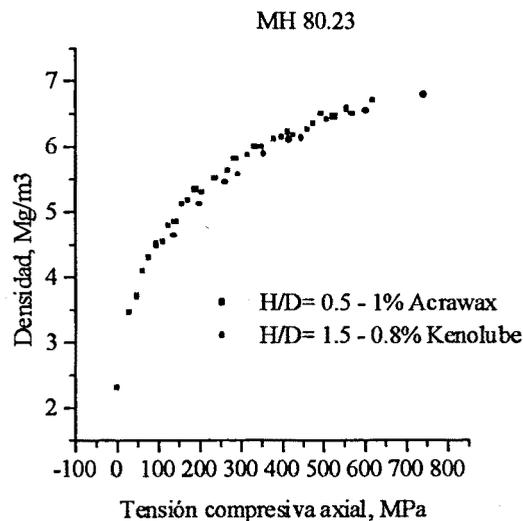


Fig. 3.8.- Curvas de compresibilidad para el *MH80.23*.

DISTALOY AE

Es un polvo de hierro parcialmente prealeado, fabricado por atomización, que se obtiene añadiendo al polvo *ASC 100.29* los siguientes elementos:

Níquel	4%
Cobre	1.5%
Molibdeno	0.5%
Hierro	94%

"Los elementos de aleación se han escogido de tal manera que el polvo es especialmente adecuado para piezas grandes que vayan a ser tratadas térmicamente. (...) De esta manera, se mantiene la alta compresibilidad del polvo de hierro, ..." [7].

El material a compactar contiene un 98.5% del polvo definido y un 1% de cera ("Acrawax") como lubricante interno. Además, se añade un 0.5% de grafito para obtener alta resistencia tras el sinterizado.

El tamaño de las partículas de este polvo oscila entre 20 y 180 μ m y su morfología puede observarse en las figuras 3.9 y 3.10.

La densidad aparente de este polvo, según datos del fabricante [7], es de 3.05 Mg/m³. La densidad del material con lubricante, en estado totalmente denso es de 7.33 Mg/m³.

Las curvas de compresibilidad para dos condiciones distintas de esbeltez de los compactos (H/D= 0.5 y H/D= 1.5) se presenta en la figura 3.11. En los dos casos, no obstante, el lubricante mezclado con el polvo es "Acrawax" en una proporción de un 1%. Se ha añadido a la misma figura la curva de compresibilidad del *DISTALOY AE* para la compresión isostática. Estos últimos datos han sido obtenidos por P. Doremus et al. [70].

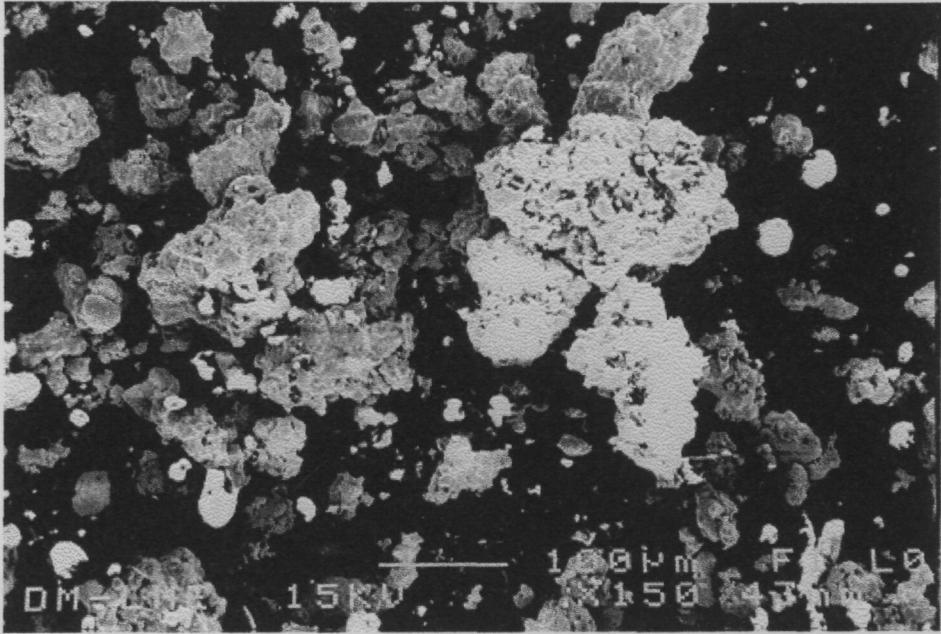


Fig. 3.9.- Morfología del polvo *DISTALOY AE* (x150).

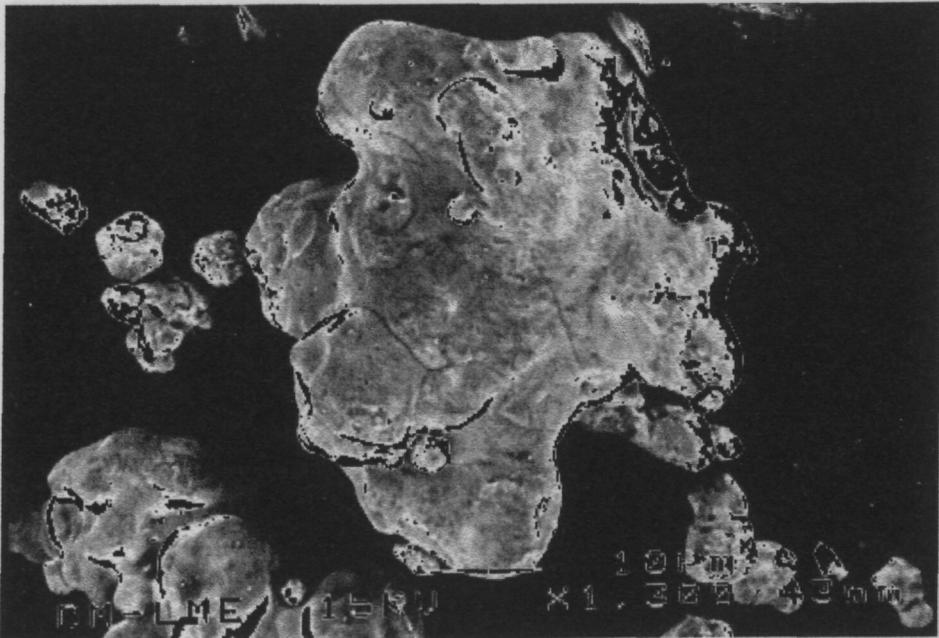


Fig. 3.10.- Polvo *DISTALOY AE*. (x1300).

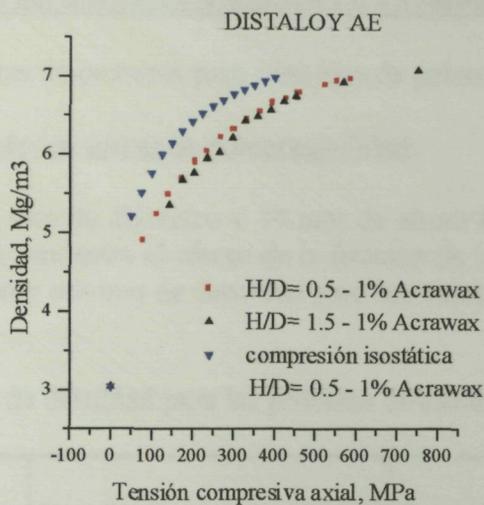


Fig. 3.11.- Curvas de compresibilidad del *DISTALOY AE*.

Tampoco en este caso se aprecian diferencias notables en el comportamiento a compresión en molde para distintas relaciones de esbeltez. En cambio, la utilización del método de compactación isostática aumenta de forma importante la compresibilidad del material.

La figura 3.12 reproduce, a título comparativo, las curvas de compresibilidad de los tres tipos de polvos metálicos objeto de este estudio. En los tres casos la relación de esbeltez es igual a $H/D=0.5$ y el lubricante interno es de tipo céreo (“Acrawax”) y forma parte del material en una proporción del 1%. Tal como se observa en esta representación, y a pesar de las diferentes composiciones químicas, el comportamiento a compresión en molde de los polvos *ASC100.29* y *DISTALOY AE* es muy similar. El polvo *MH80.23* muestra menor compresibilidad; no obstante, y tal como se verá más adelante, presenta mayor resistencia en verde.

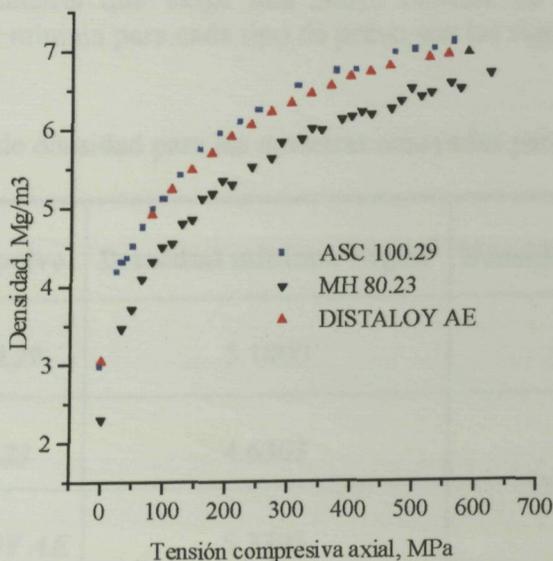


Fig. 3.12.- Curvas de compresibilidad de los tres tipos de polvos estudiados.

3.3. PREPARACIÓN DE MUESTRAS MEDIANTE COMPRESIÓN EN MOLDE

Se han compactado dos lotes de probetas para cada tipo de polvo:

1°.- Para la determinación de las curvas de compresibilidad:

Probetas cilíndricas de 20 mm de diámetro y 10 mm de altura ($H/D= 0.5$). Un bajo valor de la relación de esbeltez (H/D), minimiza el efecto de la fricción de las partículas con las paredes del molde. Los niveles máximo y mínimo de densidad para los compactos de este grupo han sido los siguientes:

Tabla 3.I.- Niveles de densidad para las probetas de estudio de la compresibilidad.

Tipo de polvo	Densidad mínima, Mg/m ³	Densidad máxima, Mg/m ³
<i>ASC100.29</i>	3.9496	7.1133
<i>MH80.23</i>	3.1723	7.1762
<i>DISTALLOY AE</i>	4.9165	6.9765

2°.- Para el estudio de los comportamientos elastoplástico y elástico de los compactos:

Muestras cilíndricas de 10 mm de diámetro y 15 mm de altura ($H/D= 1.5$). La caracterización mecánica de los compactos requiere medidas de la deformación radial; para ello, se ha utilizado un extensómetro diametral que exige una altura mínima de 15 mm en las muestras. Las densidades máxima y mínima para cada tipo de polvo son las siguientes:

Tabla 3.II.- Valores de densidad para las muestras ensayadas para el comportamiento mecánico.

Tipo de polvo	Densidad mínima, Mg/m ³	Densidad máxima, Mg/m ³
<i>ASC100.29</i>	5.1800	7.0549
<i>MH80.23</i>	4.6303	6.8036
<i>DISTALLOY AE</i>	5.3395	7.0900

El método seguido para la obtención de probetas ha sido, en todos los casos, el de compresión simple, en molde, del polvo metálico, que reproduce la práctica industrial convencional. La cantidad adecuada del polvo a compactar, deducida a partir de su curva de compresibilidad, se introduce en un molde, cerrado por su parte inferior mediante una pieza extraíble. La presión de compactación se aplica, a través de un punzón, por la parte superior de la matriz. Una vez conseguida la densidad deseada, se eyecta el compacto por la parte inferior de la matriz, mediante la acción del mismo punzón de compactar, tal como se muestra en el esquema de la figura 3.13.

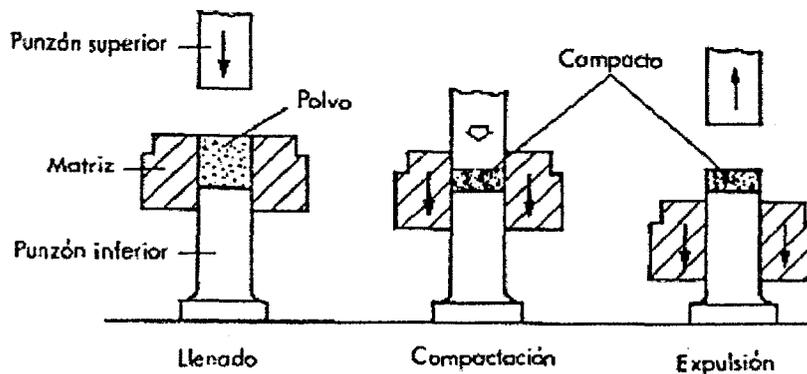


Fig. 3.13.- Esquema del proceso de preparación de muestras compactadas [71].

Se han empleado dos matrices para la elaboración de probetas de 10 y 20 mm de diámetro. En ambos casos, los moldes se han fabricado mecanizando una cavidad cilíndrica del tamaño adecuado en un bloque de acero F-5220, tratado térmicamente hasta presentar una dureza de 60-62 unidades Rockwell-C; con un rectificado final se han ajustado las dimensiones exactas del molde.

Una pieza cilíndrica sencilla y que se ajusta perfectamente a la cavidad que constituye el molde, actúa como punzón inferior fijo. El punzón superior, móvil, está constituido por una pieza cilíndrica que encaja adecuadamente en la matriz. Ambos punzones están fabricados con el mismo material que el molde.

Antes de su utilización, las tres piezas se pulen mecánicamente con el fin de obtener un buen acabado superficial.

Para la densificación del polvo se ha utilizado una máquina universal de ensayos, marca INSTRON, modelo 4507, con célula de carga de 200 kN de capacidad estática (de la que se dan más detalles en el apartado correspondiente a los ensayos de compresión uniaxial). En este trabajo la compactación se ha llevado a cabo a baja velocidad (3 mm/min) y se ha controlado mediante el software "Series IX" de la misma firma INSTRON.

3.4. MEDIDA DE LA DENSIDAD MEDIA DE LOS COMPACTOS METÁLICOS

En este método de compactación, el movimiento relativo entre las partículas de polvo y las herramientas (molde y punzón(es)) da lugar a una distribución no uniforme de densidades, difícil de evaluar y, por lo tanto, de controlar, en el estado actual del conocimiento que de estos materiales se tiene. Así, pues, se trabaja con probetas del tamaño más reducido posible y se caracterizan mediante su densidad media.

La densidad de los compactos en verde (sin sinterizar) suele determinarse a través de una de las dos vías siguientes: bien pesando con gran precisión y midiendo micrométricamente el volumen, bien aplicando el principio de Arquímedes; este último método es mucho más complejo, como es bien sabido, pero imprescindible cuando la geometría de la pieza así lo exige.

En este caso, la sencillez de la forma de las probetas y su reducido tamaño, han permitido una determinación de la densidad media mediante el primer sistema descrito, por pesada y medida del volumen. La altura y el diámetro utilizados para el cálculo de la densidad son valores promedio de las diversas medidas tomadas de cada dimensión. En este trabajo, se dan valores de la densidad con 4 cifras decimales; los aparatos de medida utilizados, tienen suficiente precisión para ello; no obstante, cabe decir que sólo las dos primeras son de interés.

Además, la compresión simple, con movimiento de un solo punzón, da lugar a un gradiente de densidades en la altura de la probeta, tal como se esquematiza en la figura 3.14.

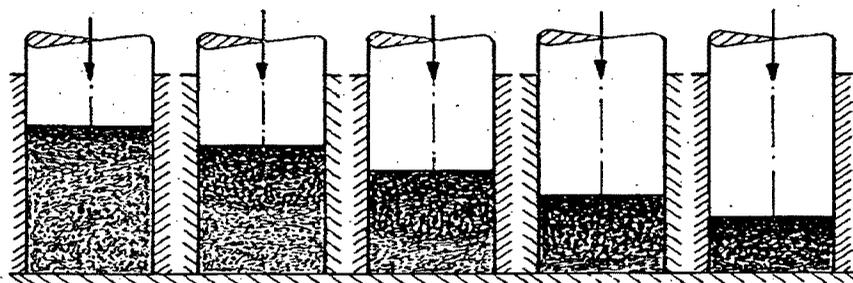


Fig. 3.14.- Esquema de la compactación de una probeta por compresión simple [72].

Un ejemplo clásico que aparece en todos los textos sobre pulvimetalurgia para ilustrar el resultado de la compactación simple, es el que se presenta en la figura 3.15. En ella se da una distribución de densidades en un compacto de níquel obtenido por compresión simple. Como cabe esperar, las regiones más densas se sitúan en los extremos superiores, donde el polvo está sometido a un intenso rozamiento con el punzón y la matriz, mientras que las de menor densidad son aquellas en las que el movimiento de las partículas está más restringido.

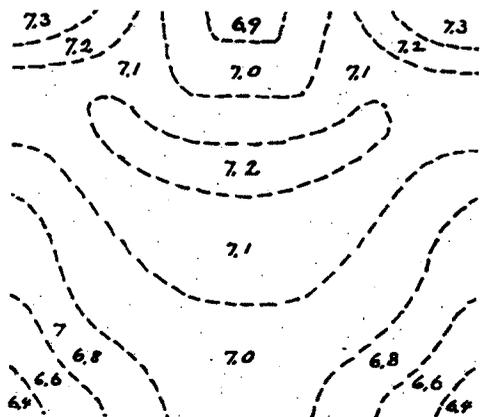


Fig. 3.15.- Distribución de densidades en un compacto de níquel. Muestra cilíndrica de 20 mm de diámetro y 15 mm de altura. [72].



Fig. 3.16.- Distribución de densidades para un compacto de hierro (*ASC10029*) con densidad relativa media igual a 0.82. [73].

No es fácil obtener distribuciones de densidad por vía experimental. Normalmente, se utiliza para ello una curva de calibración que relaciona la densidad con la dureza; es el primer paso del método. *M. RAJAB* [3] aplica una técnica harto compleja: se compactan muestras hasta distintos niveles de densidad media; de ellas, extrae cubos de dimensiones $4 \times 4 \times 4 \text{ mm}^3$; se mide la microdureza media de estos cubos y la densidad promedio de cada uno. Estos pares de valores dureza-densidad le permiten dibujar una curva de calibración para el polvo en estudio. Para determinar la distribución de densidades de un compacto cilíndrico, este autor lo corta longitudinalmente a través del diámetro máximo; una de las mitades la prepara metalográficamente por su cara plana y toma medidas de microdurezas a distancias regulares. Mediante la curva de calibración, traduce los datos de microdureza a valores de densidad.

En [73], [74] y [75] se presenta una curva de calibración para el *ASC100.29*, determinada de una forma algo más simple. En estos trabajos, la relación dureza-densidad se ha definido a partir de compactos cilíndricos de 5 mm de altura y se supone que, en ellos, la densidad es constante. Ensayos de microdureza Vickers, con carga de 1 kg, para cada densidad, permiten dibujar la curva de calibración. A partir de este punto, la distribución de densidades en las probetas en estudio, se ha obtenido por el método que aplica *RAJAB* [3], descrito anteriormente. Uno de los resultados obtenidos, a título de ejemplo, para el polvo de hierro *ASC100.29*, se muestra en la figura 3.16.

3.5. ENSAYOS DE COMPRESIÓN UNIAXIAL

Se han realizado dos tipos de ensayos de compresión uniaxial sobre los compactos; uno, de compresión continua hasta fallo total de la muestra, para el estudio del comportamiento elastoplástico. El segundo tipo de ensayos aplica ciclos de carga y descarga, con la intención de analizar el comportamiento elástico de los agregados metálicos.

3.5.1. EQUIPO Y UTILLAJES PARA LA COMPRESIÓN UNIAXIAL

Los ensayos de compresión se han llevado a cabo con una máquina universal, electromecánica, marca INSTRON, modelo 4507, con célula de carga (1) de 200 kN. Su constante de rigidez es suficientemente alta (400 kN/mm) como para suponer que las cargas aplicadas en el ensayo no afectan significativamente al equipo; así, pues, las medidas de deformación axial de la probeta obtenidas pueden suponerse suficientemente correctas.

La muestra a ensayar (2) se sitúa entre dos placas metálicas (3), de acero de herramientas, con las superficies perfectamente pulidas, con el fin de minimizar el efecto del rozamiento; este conjunto reposa sobre la mordaza de compresión del cabezal móvil (4) de la máquina de ensayos. En el movimiento ascendente de este conjunto (pieza entre placas-mordaza-cabezal), la muestra se comprime contra la mordaza plana superior (5), tal como se observa en el esquema de la figura 3.17.

Un extensómetro transversal (6), marca INSTRON, modelo 2640-008, colocado en la superficie ecuatorial de la probeta, ha medido, durante el ensayo, la variación de su diámetro.

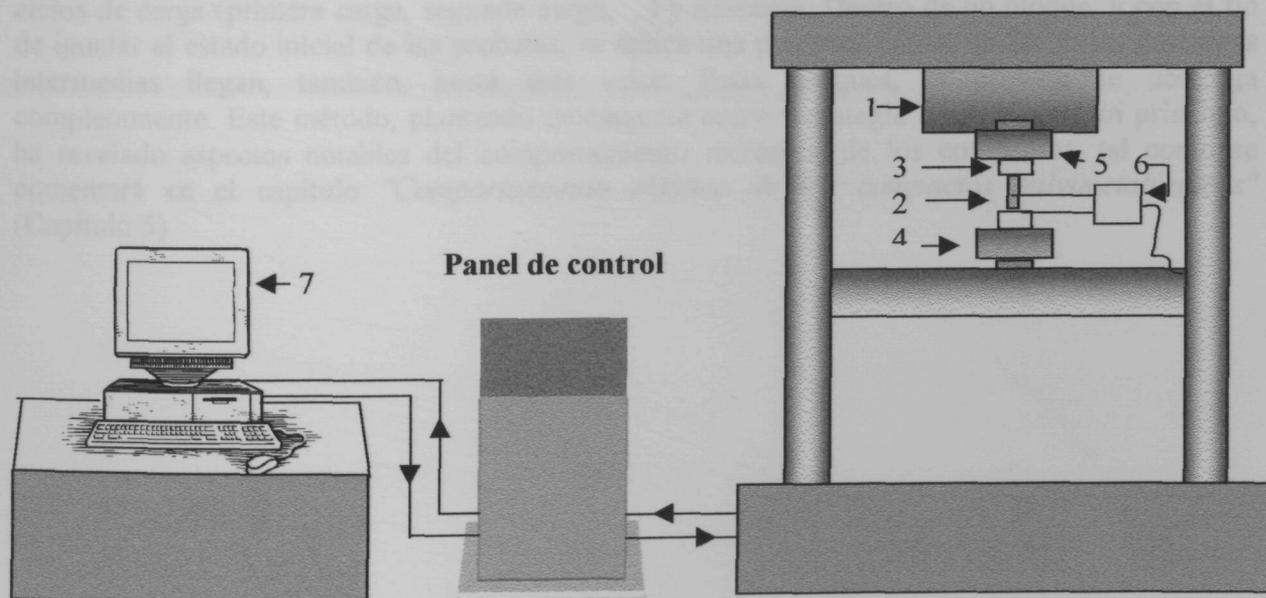


Fig. 3.17.- Esquema del montaje para los ensayos de compresión simple.

El proceso y las condiciones de carga, así como la toma de datos, se ha realizado mediante un software específico (7), diseñado por Isaac Valls [76].

3.5.2. ENSAYOS DE COMPRESIÓN SIMPLE

Controlado el equipo por el software mencionado anteriormente, se impone el movimiento ascendente del cabezal inferior, a una velocidad de 0.5 mm/min, con control de fuerza. Se aplica una precarga de 20 N, para asegurar la reproducibilidad de las condiciones de ensayo. A partir de este momento, se controlan la fuerza y los desplazamientos axial y radial. La compresión continúa hasta el fallo de la probeta.

Se han ensayado 10 compactos de cada tipo de polvo, cuyas características se indican en la tabla 3.II de este mismo capítulo.

El tratamiento posterior de los datos mediante hojas de cálculo y programas específicos para gráficos, han permitido traducir los datos recogidos a información útil para este trabajo.

3.5.3. COMPRESIÓN EN CICLOS DE CARGA Y DESCARGA

El estudio del comportamiento elástico de las preformas porosas se ha llevado a cabo sometiendo compactos de distintas densidades (ver tabla 3.II) a ensayos de compresión uniaxial, con niveles incrementales de carga, y descarga posterior, midiéndose las deformaciones axial y radial.

Un análisis detallado de este tipo de ensayos, requiere la toma de un gran número de datos; no obstante, el *software* disponible es capaz de adquirir, como máximo, 2000 grupos de valores (en este caso, correspondientes a tres canales de información: tensión y deformación axiales y deformación radial). De manera que el ciclado hasta rotura de las muestras se ha realizado en varios bloques (bloque "a", bloque "b", ...), en cada uno de los cuales se aplican dos, o más, ciclos de carga (primera carga, segunda carga, ...) y descarga. Dentro de un bloque, y con el fin de igualar el estado inicial de las probetas, se aplica una precarga inicial de 20 N; las descargas intermedias llegan, también, hasta este valor. Entre bloques, la probeta se descarga completamente. Este método, planteado únicamente como estrategia operativa en un principio, ha revelado aspectos notables del comportamiento mecánico de los compactos, tal como se comentará en el capítulo "*Comportamiento elástico de los compactos pulvimetalúrgicos*" (Capítulo 5).