

MODELIZACIÓN Y SIMULACIÓN DE LA COMPACTACIÓN DE UNA PIEZA PULVIMETALÚRGICA

María Dolores Riera riera@cmem.upc.es

Daniel Casellas daniel.casellas@upc.es

José Manuel Prado prado@cmem.upc.es

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Centre Tecnològic de Manresa <http://www.ctm.upc.es>
UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA <http://www.upc.es>
Avda. Bases de Manresa, 1, 08240-Manresa (Barcelona)

RESUMEN

En la industria del conformado, el diseño y el control de los procesos se han basado en la experiencia y, a menudo, se ha considerado un arte. La aplicación de los métodos numéricos reduce el coste del diseño y del propio proceso de elaboración y contribuye a mejorar la calidad del producto. En este trabajo, los autores se plantean la situación actual en el campo de la modelización del comportamiento mecánico de los materiales pulvimetalúrgicos y, mediante el modelo de plasticidad Drucker-Prager/CAP, y el programa de cálculo por elementos finitos ABAQUS, se simula el proceso de compactación y eyección de una pieza PM estructural.

ABSTRACT

In the Metalworking Industry the design and the control of the processes have been traditionally based on the experience and, sometimes, considered as an art. The application of numerical methods reduce the costs of the design and elaboration processes and contributes to the improvement of the product quality. In this work the authors present the simulation of the cold compaction of a two-level powder metallurgical part using the ABAQUS FEM code. The plastic behaviour has been represented by means of the Drucker-Prager/CAP model.

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. 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.

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.

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 fase previa, la compactación, y los polvos metálicos se tratan ya 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 la elasticidad ha sido prácticamente ignorada. En este trabajo se presentan los diferentes tipos de modelos que se están utilizando en la actualidad en este campo y que dan información a diferentes niveles; todos ellos son de utilidad en la comprensión del comportamiento de estos materiales.

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. Modelos bien diversos, basados en distintas teorías, están siendo publicados^(1, 2).

Tras el llenado del molde, el polvo es comprimido hasta obtener un agregado metálico con la densidad deseada. Este proceso ha sido descrito cualitativamente 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. 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. Por lo tanto, el compacto metálico, es un empaquetamiento de partículas deformadas que pueden moverse unas con respecto de otras; presenta las características básicas de un material granular: porosidad inter-partícula y deslizamiento entre dichas partículas a través de sus contactos. Un fenómeno destacable es su *dilatación* al ser sometido a compresión uniaxial, observado mucho tiempo atrás en materiales geológicos⁽³⁾ y, más recientemente, en compactos metálicos⁽⁴⁾. Las Figs. 1 y 2 presentan los resultados correspondientes a ensayos de compresión uniaxial aplicados, respectivamente, a un compacto ferroso en verde y a una muestra sinterizada del mismo material.

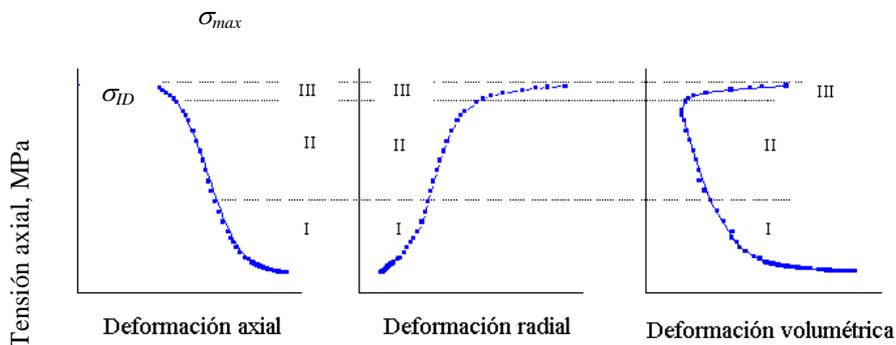


Fig. 1.-.- Resultado del ensayo de compresión uniaxial aplicado sobre una muestra de una aleación férrea compactada⁽⁴⁾.

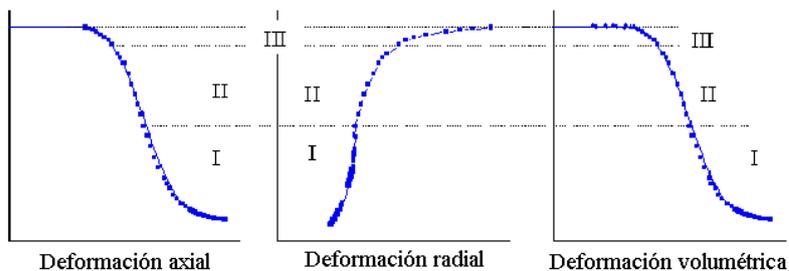


Fig. 2.- Resultado del ensayo de compresión uniaxial aplicado sobre una muestra de una aleación férrea compactada y sinterizada. (No publicado).

Durante el ensayo, la evolución de las componentes de la deformación definen tres partes: al inicio de la compresión (I), para las tensiones más bajas, las curvas muestran un *pie* inicial correspondiente a un comportamiento plástico transitorio que puede relacionarse con ciertos fenómenos de fricción interna. En la segunda etapa (II), la tensión crece rápidamente con la deformación, que es elastoplástica. Y una fase final (III) en la que se alcanza una tensión de saturación, σ_{max} . La probeta falla durante esta parte del ensayo. Sin embargo, antes del fallo y justo al inicio de esta tercera etapa, el compacto inicia su dilatación (a σ_{ID}); el agregado se expande, en lugar de densificarse como ocurre en un material poroso (el compacto sinterizado, por ejemplo, tal como muestra la componente volumétrica de la Fig. 2).

En la actualidad, este comportamiento mecánico se suele estudiar y representar a través de dos tipos de aproximaciones: las microestructurales y aquellas basadas en la mecánica de los medios continuos.

2 MODELOS MICROESTRUCTURALES

El interés de desarrollar modelos microestructurales se debe al hecho de que la descripción del comportamiento del material al nivel de la partícula puede conllevar un conocimiento más profundo de los mecanismos que actúan durante la compactación. La información acerca de los fenómenos físicos del proceso suelen ser cruciales en la definición de una ley constitutiva. En el análisis de la compactación desde un punto de vista micromecánico se han seguido históricamente dos aproximaciones: la primera, prácticamente abandonada, consistía en estudiar la estructura de poros y su evolución durante la trayectoria de carga aplicada; el análisis alternativo está basado en un arreglo de partículas.

El primer modelo teórico, propiamente dicho, aplicado al estudio de la compresión de partículas metálicas fue definido por Torre⁽⁵⁾. Este autor supuso que los poros del compacto en verde podían representarse mediante un único gran poro en el centro de una esfera hueca de material rígido perfectamente plástico. Aplicando el criterio de cedencia de Tresca, Torre calculó el volumen total de poro en función de la presión hidrostática aplicada.

Sundström y Fischmeister⁽⁶⁾ insistieron en la dificultad de extender el modelo de poro único a un sistema multi-poros y estudiaron la compresión de un poro cóncavo definido por cuatro partículas; resolvieron el comportamiento de esta celda unitaria mediante el método de los elementos finitos (Fig. 3).

No obstante, Gurson⁽⁷⁾ publicó poco después uno de los modelos más aplicados en este campo, incluso para representar el comportamiento mecánico de agregados metálicos. Gurson 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. La Fig. 4 son esquemas del modelo propuesto por este investigador.

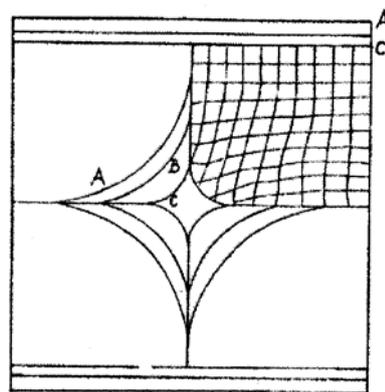


Fig. 3: Modelo bidimensional estudiado por Sundström y Fischmeister⁽⁶⁾. Cambio en la estructura de poros para diferentes niveles de porosidad: A=13.7%, B=7.3%, C=1.6%.

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.

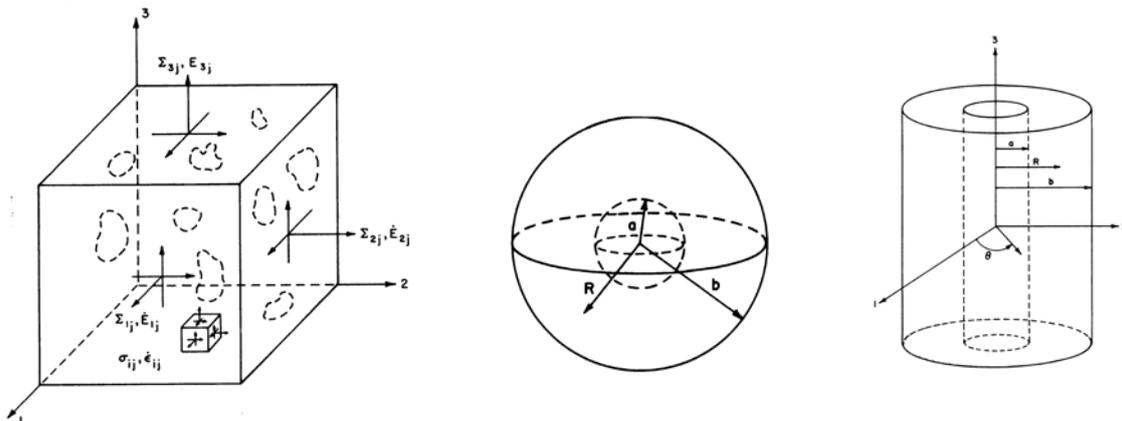


Fig. 4: Esquemas representativos del modelo de Gurson⁽⁷⁾: el sólido poroso (izquierda), celda unitaria esférica con un solo poro central (centro) y celda cilíndrica, también mono-poro.

El estudio de la evolución de arreglos de partículas en contacto ha llevado a un conocimiento más profundo de los mecanismos que rigen el proceso de deformación. Tras los primeros trabajos que comprendían sólo dos esferas (Morrison y Richmond⁽⁸⁾, ...), los más interesantes suponen un arreglo, regular o al azar, de partículas de igual tamaño sometido a distintos estados de tensión. La suposición de partículas ordenadas simplifica el análisis; no obstante, en situaciones prácticas, el arreglo al azar está más cercano a la realidad, tal como demostraron Scott⁽⁹⁾ y Mason⁽¹⁰⁾. Fischmeister, Artz y Olsson⁽¹¹⁾ afirmaron que el movimiento relativo entre las partículas estaba limitado a una etapa muy inicial del proceso de densificación; a medida que aumenta la presión aplicada, las partículas dúctiles se deforman y se endurecen por deformación; los contactos entre ellas varía, en intensidad y en número. Estos investigadores encontraron experimentalmente que el número de contactos (*el número de coordinación*) por partícula aumentaba casi linealmente con la presión de compactación.

Artz⁽¹²⁾ sugirió la utilización de una *celda de Voronoi* media. Tal como muestra la Fig. 3, consiste en un poliedro que contiene una partícula de polvo en la que el número de caras de celdas adyacentes se determina mediante el número de vecinos de dicha partícula. Durante la compactación, las partículas crecen de forma imaginaria alrededor de centros fijos, manteniéndose constante el volumen. Este investigador caracteriza la forma de esta celda y su evolución mediante la *función de densidad radial* (RDF) dada por Scott⁽⁹⁾ y Mason⁽¹⁰⁾. Derivó relaciones entre la forma de los contactos y la densidad del agregado. Sin embargo, este estudio es sólo válido para materiales perfectamente plásticos. *A posteriori*, Fischmeister y

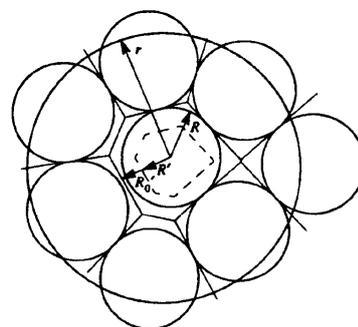


Fig. 3.- Esquema bidimensional de la celda de Voronoi, según Fischmeister, Artz y Olsson⁽¹¹⁾.

Artz⁽¹³⁾ incorporaron el efecto de los endurecimientos por deformación y geométrico. Un esquema de este modelo se representa en la Fig. 4.

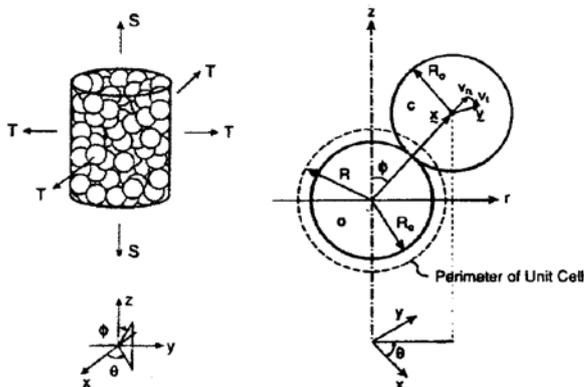


Fig. 5.- Elemento macroscópico correspondiente al modelo de Fleck, Kuhn y McMeeking y detalle del contacto entre partículas⁽¹⁵⁾.

Otros investigadores han adoptado más recientemente este tipo de tratamiento. Entre ellos, deben destacarse los trabajos de Helle, Easterling y Ashby⁽¹⁴⁾, que definieron una función de cedencia macroscópica mediante un tratamiento matemático muy sencillo, válida para estados de tensión puramente hidrostáticos. Fleck, Kuhn y McMeeking⁽¹⁵⁾ han definido una función más general que tiene, también, en cuenta las

tensiones de cizalladura. La Fig. 5 representa el modelo analizado por estos autores y un detalle de las tensiones en contacto entre dos partículas esféricas.

Ogbonna y Fleck⁽¹⁶⁾ establecieron que el comportamiento a cedencia de un agregado de partículas depende no sólo de su densidad, sino también de la trayectoria de carga aplicada. En la actualidad todos los grupos que trabajan en este campo comparten esta misma opinión.

Este campo continúa aportando información muy útil acerca de la compresión de arreglos de partículas. Tal como estableció Molerus, en un artículo muy interesante sobre polvos cohesivos.

3 MODELIZACIÓN BASADA EN EL TRATAMIENTO DE LA MECÁNICA DE LOS MEDIOS CONTINUOS

La compactación de polvos metálicos ha sido estudiada desde un punto de vista más teórico: la consolidación, como proceso de flujo plástico independiente del tiempo, ha sido representada mediante grupos de superficies de cedencia dependientes de la

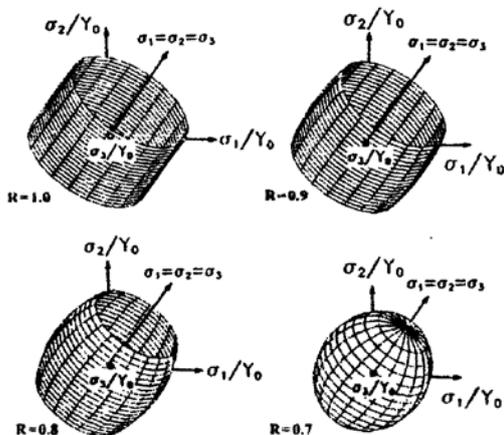


Fig. 7.- Superficies de cedencia calculadas mediante la siguiente ecuación: $AJ_{2D} + BJ_1^2 = Y_R^2 = \eta Y_0^2$ (A , B y η son parámetros dependientes de la densidad del material; J_{2D} y J_1 son el segundo invariante de la tensión desviadora y el primer invariante de la tensión total, respectivamente; Y_R y Y_0 son la tensión de cedencia del material que tiene una densidad relativa R y la tensión de cedencia del material en estado totalmente denso, respectivamente. Según Lee y Kim⁽¹⁸⁾.

densidad relativa, R , y de los invariantes de la tensión. La cedencia de los materiales no

totalmente densos es más complicada que la observada en el material convencional; en el primer caso el comportamiento mecánico suele comprender cambios de volumen; en esta situación, el fenómeno de la cedencia está determinado no sólo por la componente desviadora de la tensión, sino también por la presión hidrostática. Así pues, muchos investigadores definieron modelos de plasticidad basados en modificar el criterio de cedencia de von Mises para incluir el efecto de la componente hidrostática⁽¹⁷⁾. Pero, la mayoría de estos modelos de cedencia generan superficies de cedencia elípticas que predicen el mismo comportamiento en tracción que en compresión (Fig. 7).

El modelo de Gurson⁽⁷⁾, ya mencionados en el apartado anterior, pueden también clasificarse en este grupo, son dos de los más conocidos, especialmente el segundo de ellos. En general, sus leyes de plasticidad son válidos para modelizar el comportamiento mecánico de los metales porosos.

Roscoe y sus colaboradores⁽¹⁹⁾ demostraron que un grupo de bolas de acero sometidas a diferentes trayectorias de carga se comportaban como un material granular, sin cohesión; luego, el tipo de modelos definidos específicamente para materiales geológicos podía ser utilizado con éxito para representar el comportamiento mecánico de agregados de partículas metálicas.

Definieron el concepto de *estado crítico* y, basándose en él, estos investigadores establecieron la plasticidad *CAM-clay*, desarrollada para arcillas y utilizada a menudo en los últimos años para representar la compresión en frío de polvos metálicos y cerámicos. La Fig. 8 muestra las superficies de cedencia, en el espacio de las tensiones hidrostática y desviadora correspondientes al modelo *CAM-clay modificado*.

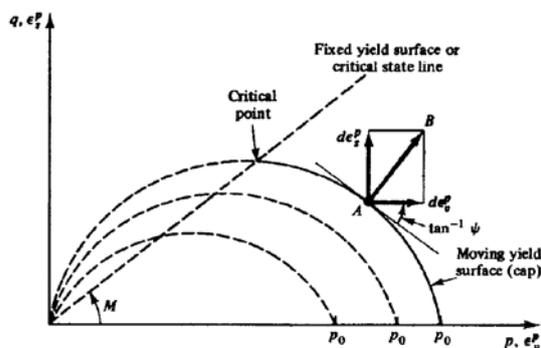


Fig. 8.- Modelo de Plasticidad CAM-clay modificado⁽²⁰⁾.

Estos modelos son substancialmente distintos de aquéllos que generan superficies de cedencia cuadráticas y simétricas y que se han descrito previamente: tienen en cuenta la cohesión limitada de las partículas; o sea, que la resistencia a la tracción de dichos materiales es mucho menor que su resistencia a compresión.

Entre este grupo de modelos de plasticidad, el de Drucker-Prager/CAP es, en la actualidad, el más frecuentemente aplicado en la modelización de la mecánica del proceso de compactación de polvos metálicos. Aunque parece apropiado para representar el comportamiento a consolidación, los autores del presente trabajo tienen ciertas dudas, basadas en ensayos experimentales, acerca de su eficacia en estados de fallo.

Drucker y Prager⁽²¹⁾ propusieron un criterio de fallo que consiste en una línea recta, la recta de fallo, la superficie de fallo (Fig. 9), en el espacio del primer y segundo invariantes de la tensión total y la tensión desviadora, respectivamente, J_1 y J_{2D} , respectivamente. Estos investigadores constataron, no obstante, que muchos de los materiales que estaban estudiando mostraban fluencia plástica desde las primeras etapas

del proceso de carga; así, durante la trayectoria $L-L'$ de la Fig. 9, el material cede continuamente hasta el fallo, o estado último, que puede considerarse como la última superficie de cedencia; además, durante la sucesiva cedencia el material se endurece. Este comportamiento puede representarse mediante una serie de superficies de cedencia, los *caps* de endurecimiento, previos al fallo.

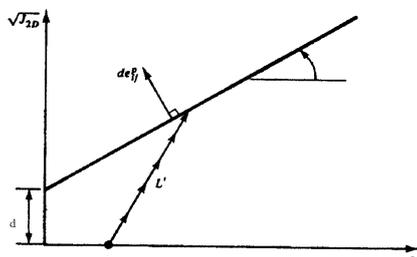


Fig. 9.- Criterio de Drucker-Prager. $d\epsilon_{ij}^p$ es un incremento de la deformación plástica y d y β son parámetros del material. La línea $L-L'$ corresponde a una trayectoria de carga. Según ⁽²⁰⁾.

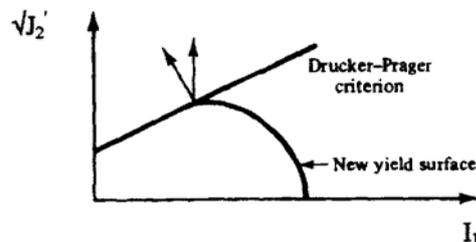


Fig. 10.- Comportamiento mecánico de los materiales granulares con endurecimiento por deformación, según ⁽²⁰⁾.

Esta idea se representa tal como muestra la Fig. 10. Por simplicidad estos autores supusieron que los caps eran de forma circular, pero afirmaron que ello dependía del material y debía ser determinado experimentalmente. El modelo CAP⁽²²⁾ inicialmente utilizado para simular el comportamiento plástico de materiales geológicos, se ha demostrado también muy adecuado en el caso de la compactación de polvo metálico.

El modelo original comprende dos superficies de cedencia: una de fallo, dependiente de la presión, y un cap, una superficie de cedencia a compresión. La superficie de fallo es perfectamente plástica, en el sentido de que no ocurre endurecimiento por deformación, pero el flujo plástico sobre esta superficie produce un incremento inelástico de volumen; en otras palabras, para estados de tensión sobre esta superficie la pieza se dilata bajo tensión constante. La ecuación que describe esta superficie es la siguiente:

$$f_1 = q - p \tan \beta - d = 0 \quad (1)$$

en la que q y p son las componentes desviadora e hidrostática, respectivamente; β , es el ángulo de fricción, y d , la cohesión del material. La forma de esta superficie es, pues, una recta en el plano $p-q$.

El cap tiene forma elíptica en el mismo plano $p-q$ y se endurece (se expande) o ablanda (se contrae) en función de la deformación volumétrica plástica: la compactación volumétrica plástica (cedencia en el cap) provoca endurecimiento, mientras que la dilatación volumétrica plástica (cedencia en la superficie de fallo) causa ablandamiento. La ecuación que describe la superficie de cedencia es:

$$f_2 = [(p - p_a)^2 + (Rq)^2]^{1/2} - R(d + p_a \tan \beta) \quad (2)$$

En ella, p_o es un parámetro de evolución relacionado con la tensión de cedencia en compresión hidrostática, p_b , que representa el endurecimiento o ablandamiento volumétrico, y R es un parámetro del material que controla la forma de dicho cap. Todas estas características se muestran en la Fig. 11.

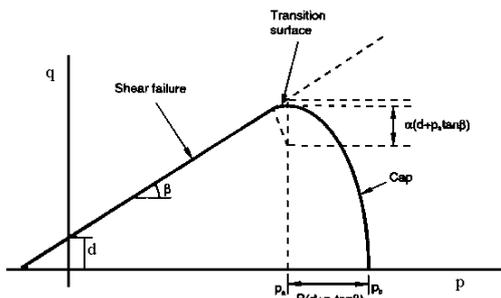


Fig. 11.- Superficies de cedencia para el modelo Drucker-Prager/CAP en el espacio de las tensiones hidrostática, p , y desviadora, q , con una región de transición. Según ⁽²³⁾.

aumento de volumen; pero, a diferencia del comportamiento de los materiales geológicos, la dilatación sólo continúa bajo tensiones progresivamente mayores. Por lo tanto, la línea de Drucker-Prager cambia durante la etapa de dilatación. Esto queda bien reflejado en la ecuación (1) mediante una disminución de la cohesión del material, d , y un incremento del ángulo de fricción, β . La dilatación de la muestra tiene lugar, tal como se ha establecido anteriormente, mediante un incremento de la distancia entre los centros de las partículas vecinas; esto provoca una mayor fracción en volumen de porosidad y una menor cohesión del material. El endurecimiento de las superficies de contacto entre partículas aumenta la fricción interna en el compacto y, por lo tanto, el ángulo de fricción. El ensayo de compresión uniaxial no da información directa de la evolución del cap durante este tipo de deformación plástica, pero el hecho de que las partículas se hayan endurecido debería producir una expansión de la superficie cap. Para comprobar la corrección de esta sugerencia deben llevarse a cabo ensayos de

compresión triaxial en muestras comprimidas previamente.

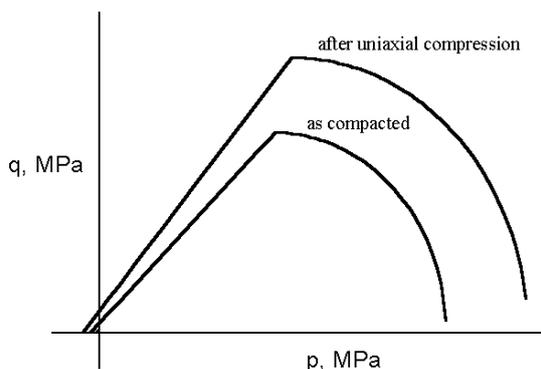


Fig. 12.- Superficies de cedencia esperadas para una muestra antes y después de un ensayo de compresión uniaxial, detenido antes de fallar.

La Fig. 12 muestra las superficies de cedencia esperadas antes y después del ensayo de compresión uniaxial detenido antes de que la muestra falle. La nueva superficie de cedencia se ha expandido, a pesar de que la densidad del compacto es ahora menor; ésta es una importante diferencia con respecto al caso de los materiales geológicos. Este comportamiento en particular es la consecuencia de la capacidad de endurecimiento mecánico de las partículas de polvo metálico. Para reflejar el comportamiento observado en

los compactos pulvimetalúrgicos, los parámetros p_a y β en las ecuaciones (1) y (2) deben ser adecuadamente modificados. En materiales geológicos, debido a la naturaleza cerámica de sus partículas, el endurecimiento resulta sólo de la disminución de volumen; en metales, en cambio, la deformación plástica de las partículas debe considerarse como un nuevo mecanismo de endurecimiento del compacto. O sea, que

los parámetros p_a y β deberían ser dependientes no sólo de la densidad de la muestra sino, también, del endurecimiento de la partícula.

4 SIMULACIÓN DE LA COMPACTACIÓN DE UNA PIEZA ESTRUCTURAL

4.1 PARÁMETROS DEL MATERIAL

El material base es un polvo pre-aleado, base hierro, atomizado, fabricado por Höganäs (*DISTALLOY AE*), que contiene un 4 % de níquel, 1.5% de cobre, 0.5% de molibdeno y un 94% de hierro. A esta aleación se añade un 1% de lubricante céreo y un 0.5% de grafito. La densidad de esta mezcla en estado totalmente denso es 7.33 Mg/m^3 .

Para implementar el modelo de plasticidad DRUCKER-PRAGER/CAP, deben utilizarse dos opciones de ABAQUS, **CAP PLASTICITY* y **CAP HARDENING*, y conocerse 6 parámetros relativos a la cedencia: d , β , R , p_b , p_a y α . Su determinación no ha sido llevada a cabo especialmente para este trabajo; los valores se han tomado de trabajos previos. La resistencia a la cohesión, d , y el ángulo de fricción, β , parámetros de la línea de fallo, fueron obtenidos por los autores a partir del ensayo Brasileño⁽²⁴⁾ y de ensayos de compresión uniaxial⁽⁴⁾. La excentricidad del cap, R , proviene de ensayos triaxiales a compresión y se ha tomado de Pavier⁽²⁵⁾. La tensión de cedencia a compresión hidrostática, p_b , para este material y su curva de endurecimiento, han sido obtenidas de Pavier⁽²⁵⁾. El parámetro p_a se determina mediante la siguiente expresión:

$$p_a = \frac{p_b - Rd}{(1 + R \tan \beta)} \quad (1)$$

Por último, α , es un número pequeño, entre 0.01 y 0.05 definido por el propio modelo de plasticidad implementado por el programa ABAQUS, que aporta una transición no abrupta entre la línea de Drucker-Prager y el cap de endurecimiento.

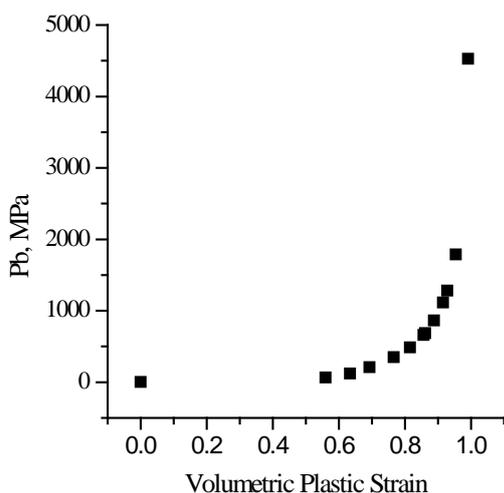


Fig. 13.- Curva de endurecimiento tomada de E. Pavier⁽²⁵⁾.

Así, los valores iniciales asignados al polvo a compactar han sido los siguientes:

$$d = 3.254 \text{ MPa}; \beta = 70.84^\circ; R = 0.68; p_b = 4.144 \text{ MPa}; p_a = 0.653 \text{ MPa}, \text{ y } \alpha = 0.01$$

La curva de endurecimiento es la representada en la Fig. 13.

Se ha supuesto comportamiento elástico lineal y se ha introducido en la opción **ELASTIC*, como parámetros el módulo de Young y la relación de Poisson, con valores 10 GPa y 0.18, respectivamente. Estas magnitudes han sido deducidas experimentalmente por los autores⁽⁴⁾. Sin embargo, el comportamiento elástico de los compactos metálicos y, por lo tanto, del agregado de partículas durante su compactación, no es lineal. Los propios autores de este trabajo han definido una ley de elasticidad⁽²⁶⁾, que puede explicarse mediante el modelo del contacto elástico de Hertz.

Recientemente, ha sido presentado⁽²⁷⁾ un tratamiento matemático de dicho modelo que, por ahora, puede implementarse en ABAQUS mediante el modelo de hiperelasticidad, en espera de tener preparada una sub-rutina de usuario que se acomode mejor al comportamiento real del material.

4. 2 LA PIEZA: GEOMETRÍA

La pieza objeto de la simulación ha sido compactada por Fax⁽²⁸⁾ y tiene la geometría detallada en la Fig. 14.

A pesar de ser una forma frecuente en la industria PM, se presentan ciertos problemas derivados de los gradientes de densidad resultantes de la etapa de llenado. En realidad, este último aspecto no es bien conocido todavía y la simulación de la compactación supone una distribución de densidades inicial homogénea en el polvo suelto. La eyección del compacto es, también, una fase crítica; la recuperación elástica en una pieza tan heterogénea puede producir su fractura. En la compactación de esta preforma, cuatro punzones actúan simultáneamente, tal como muestra la Fig. 15.

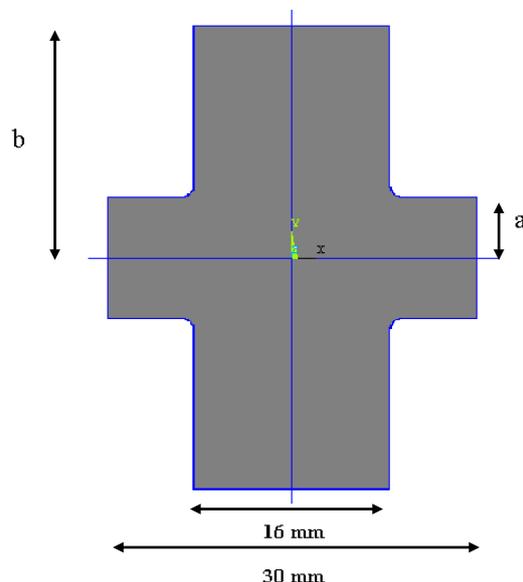


Fig. 14.- Geometría de la pieza en estudio. $a = 5$ mm; $b = 19$ mm.

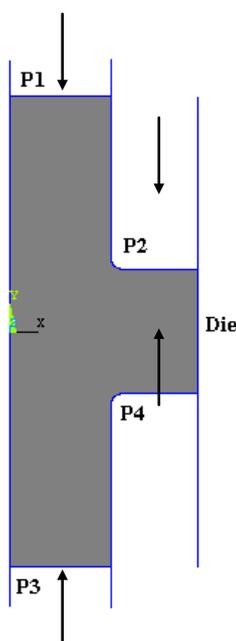


Fig. 15.- Geometría estudiada.

Se han analizado diversas cinemáticas para el movimiento de las distintas herramientas, con el fin de valorar su efecto en el proceso de fabricación del compacto.

La cinemática que se presenta aquí consiste en mover los punzones simultáneamente, pero con distintas velocidades. El objetivo ha sido obtener un compacto con densidad final media de 6.8 Mg/m^3 .

4. 3 EL MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

El modelo consiste en una cuarta parte de la pieza total, debido a las simetrías de la etapa de compactación. Sin embargo, la eyección del compacto ha sido simulada con una mitad de la geometría total,

debido al efecto de la fricción. Las herramientas se han supuesto rígidas; luego, sólo el polvo y su comportamiento han sido estudiados con el mallado representado en la Fig. 16.

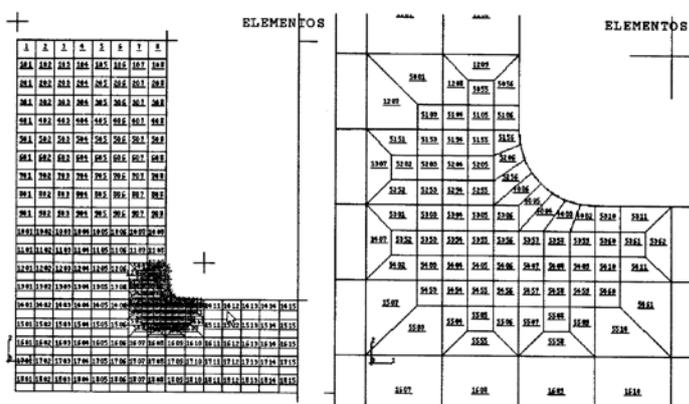


Fig. 16.- Mallado del polvo al inicio de la compactación.

El modelo de plasticidad Drucker-Prager/CAP, presentado previamente, ha sido implementado mediante el programa de cálculo ABAQUS. La eficiencia de la integración explícita es muy alta en casos como el que aquí se presenta: grandes deformaciones, contactos y ecuaciones constitutivas complejas.

La Fig. 17 muestra la distribución de la proporción residual de poros de la pieza al inicio y al final de la etapa de compactación. En general, la densidad es bastante homogénea, excepto, tal como era de esperar, en el rincón, en el que el nivel de densificación es claramente menor. No obstante, no se ha observado la aparición de grietas a lo largo del proceso.

Esta situación constituye el estado inicial de densidad para la etapa de eyección que se simula, tal como se ha comentado anteriormente, mediante una mitad de la pieza total (Fig. 18).

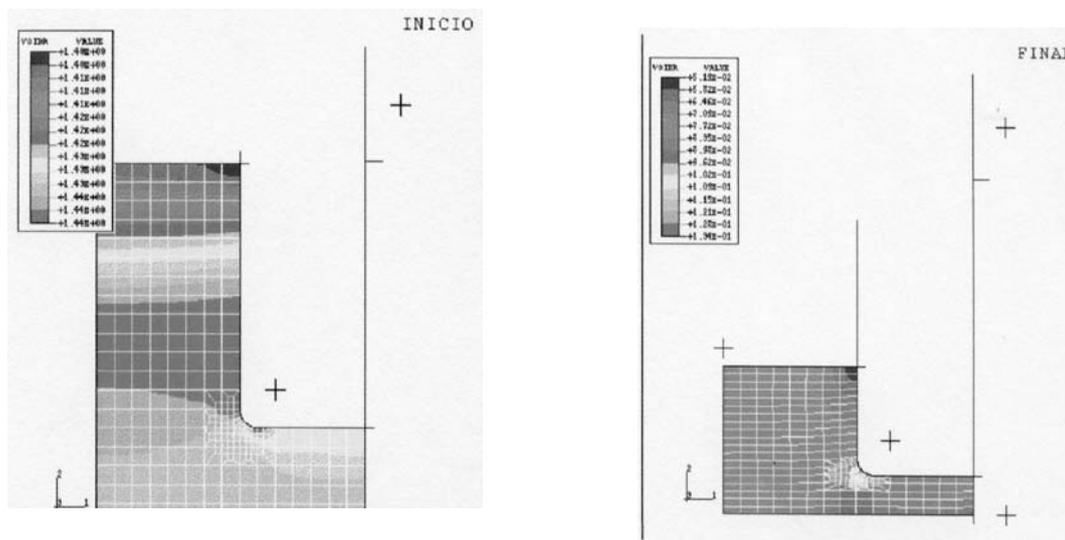


Fig. 17.- Distribución de la proporción residual de poros antes (izquierda) y después (derecha) de la compactación.

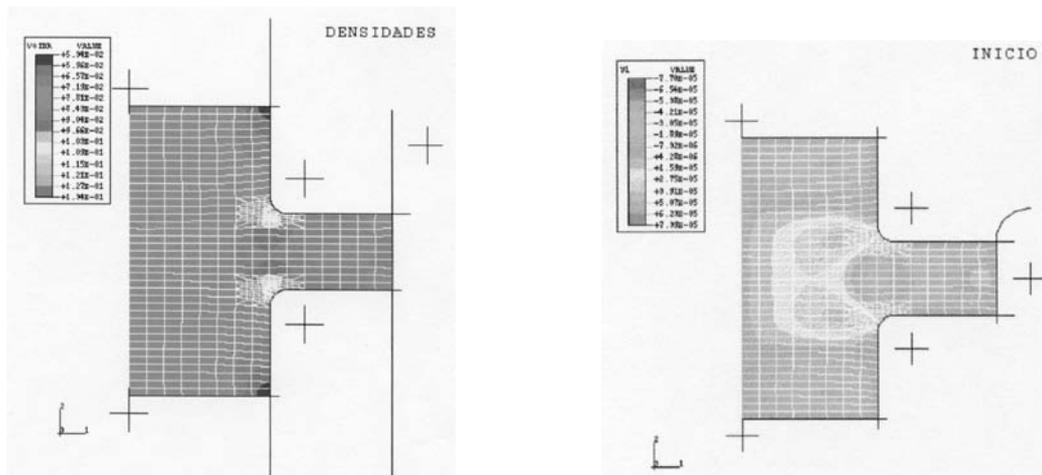


Fig. 18.- Geometría, mallado, distribuciones de densidad (izquierda) y de desplazamiento (derecha) al inicio de la etapa de eyección.

La eyección del agregado ha sido simulada por medio del código implícito de ABAQUS. Los punzones P1, P2 y P3 se retiran progresivamente uno tras otro y el compacto se libera. La Fig. 19 representa la evolución del flujo de material con el movimiento de las herramientas durante este proceso. Tampoco durante la extracción de la pieza aparecen grietas, aunque hay diferencias de densidad debido al estado inicial no uniforme; luego, la pieza final tiene mayores gradientes de densidad que tras la fase de compactación.

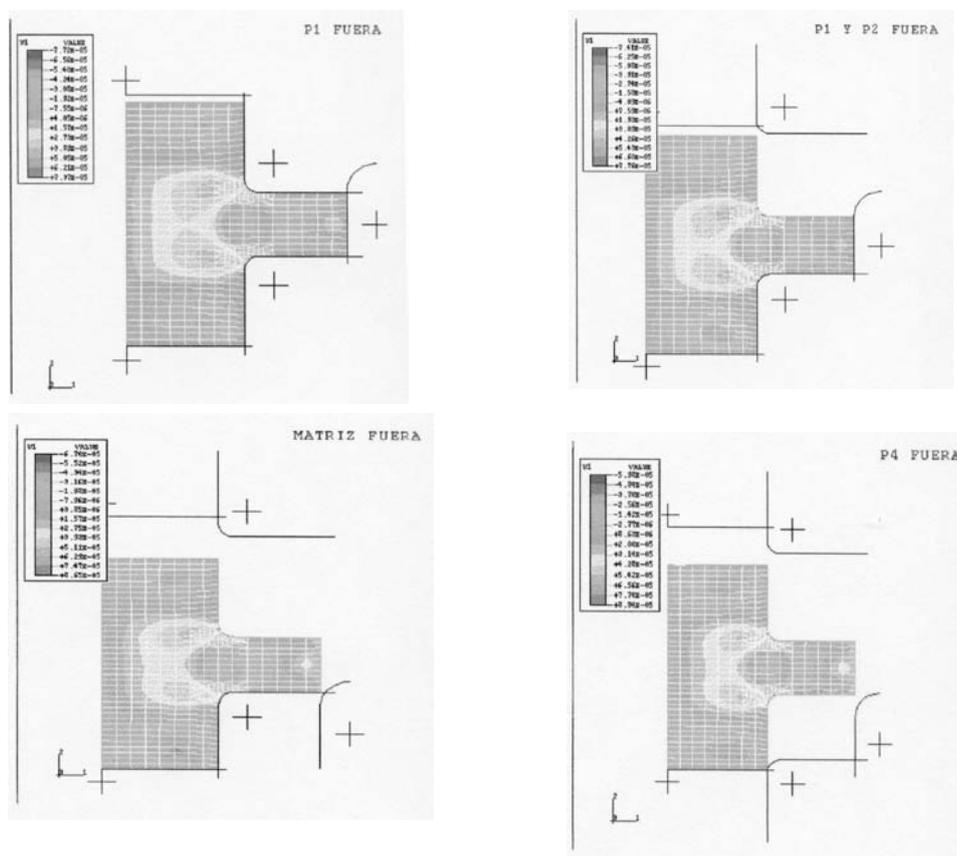


Fig 19.- Recuperación elástica progresiva durante la eyección del compacto.

5 CONCLUSIONES

1. Con el conocimiento actual acerca del comportamiento mecánico de los polvos metálicos, el modelo de plasticidad Drucker-Prager/CAP representa suficientemente bien la compactación de los polvos metálicos.
2. En este trabajo los autores presentan el mejor proceso de entre muchos otros estudiados. El método selectivo y secuencial de retirar las herramientas mejora la calidad de la pieza final: su distribución de densidades es más homogénea y no aparecen grietas. Nuevamente, la utilización de herramientas de simulación constituye un proceso eficiente para diseñar componentes y procesos de conformado. La posibilidad de combinar los códigos explícito e implícito se vuelve una herramienta muy útil en la solución de problemas no lineales.

REFERENCIAS

1. Patrice Porion. "Internal friction and avalanches in the granular materials". *PhD Thesis*. Université de Lille. 1994.
2. Lyndon Smith. "Monte Carlo Simulation of particle behaviour". *Metal Powder Report*. Vol. 56. Nº 1. Pp. 32-35. 2001.
3. Fischmeister, H.F.; Arzt, E. and Olsson, L.R. "Particle Deformation and Sliding During Compaction of Spherical Powders: A Study by Quantitative Metallography". *Powder Metallurgy*. Vol. 21. Pg. 178. 1978.
4. M. D. Riera. "Comportamiento mecánico de compactos pulvimetalúrgicos". *Thesis*. Universidad Politécnica de Cataluña. 1999.
5. Torre, C. "Theory and Behaviour of Pressed Powders". *Berg-und Hüttenmännische Montan*. Hochschule Leoben. Vol. 93. Pg. 62. 1948.
6. Sundström, B. and Fischmeister, H.F. *Modern Developments in Powder Metallurgy*. Editado por H.H. Hausner y W.E. Smith. Vol. 6. MPIF. Princeton, N.J. USA. Pg. 203. 1974.
7. Gurson, A.L. "Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I-Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media". *Journal of Engineering Materials and Technology*. Paper No. 76-Mat-CC. 1976.
8. Morrison, H.L., Richmond, O. and M.L. Devenpeck. "Sphere indentation with application to the Brinell hardness test". *Int. J. Mech Sci*. Vol. 16. Pg. 75-82. 1974.
9. Scott, G.D. "Radial distribution of the random close packing of equal spheres". *Nature*. Vol. 194. Pg. 956. 1962.
10. Mason, J. and Bernal, J.D. "Co-ordination of randomly packed spheres". *Nature*. Vol. 188. Pg. 910. 1960.
11. Fischmeister, H.F., Arzt, E. and Olsson, L.R. "Particle Deformation and Sliding During Compaction of Spherical Powders: A Study by Quantitative Metallography". *Powder Metallurgy*. Vol. 21. Pg. 178. 1978.
12. Arzt, E. "The influence of an increasing particle coordination on the densification of spherical powders". *Acta Metallurgica*. Vol. 30. Pg. 1883. 1982.
13. Fischmeister, H.F. and Arzt, E. "Densification of powders by particle deformation". *Powder Metallurgy*. Vol. 26. No. 2. Pg. 82. 1983.
14. Helle, H.S., Easterling, K.E. and Ashby, M.F. "Hot-isostatic pressing diagrams: new developments". *Acta Metallurgica*. Vol. 33. Pg. 2163. 1985.

15. Fleck, N.A., Kuhn, L.T. and McMeeking, R.M. "Yielding of metal powder bonded by isolated contacts". *J. Mech. Phys. Solids*. Vol. 40. No. 5. pG. 1139. 1992.
16. Ogbonna, N. and Fleck, N.A. *Acta Metallurgica et Materialia*. Vol. 43. No. 2. Pg. 603. 1995.
17. Doraivelu, S.M., Gegel, H.L., Gunasekera, J.S., Malas, J.C., Morgan, J.T. and Thomas, J.F. Jr. "A new yield function for compressible P/M materials". *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 26. No. 9/10. Pg. 527. 1984.
18. Lee, D.N. and Kim, H.S. "Plastic Yield Behaviour of Porous Metals". *Powder Metallurgy*. Vol. 35. No. 4. 1992.
19. Roscoe, K.H., Schofield, A.N. and Wroth, C.P. "On the Yielding of Soils". *Géotechnique*. Vol. 8. Pg. 22-53. 1958.
20. Desai, C.S. and Siriwardane, H.J. *Constitutive Laws for Engineering Materials with emphasis on Geologic Materials*. Editado por Prentice Hall, Inc. Englewood Cliffs, N.J. USA. 1984.
21. Drucker, D.C. and Prager, W. "Soil Mechanics and Plastic Analysis of Limit Design". *Quarterly of Applied Mathematics*. Vol. 10. Pg. 157-175. 1952.
22. Sandler, I., Dimaggio, F.L. and Baladi, Y. "Generalized Cap Model for Geological Materials". *Journal of Geotechnical Engineering Division*. Vol. 102. No. GT7. Pg. 683-699. 1976.
23. Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Inc. *ABAQUS Theory Manual. Version 6.1*. USA. 2000.
24. M. D. Riera, J. M. Prado and A. Larsson. "Determination of the green Strength of Powder Metallurgical Compacts by means of the Brazilian Test". *Powder Metallurgy World Congress. PM'00*. Kyoto (Japan). 2000. Proceedings. Vol. 2. ISBN 4-9900214-8-7. Pp. 1617.
25. E. Pavier. "Caracterisation du comportement d'une poudre de fer pour le procedé de compression en matrice". *Thesis*. Institut National Polytechnique de Grenoble. 1998.
26. J. M. Prado and M. D. Riera. "Modelling of Elastic Behaviour of Metal Powder Compacts". *NATO Advanced Research Workshop. Recent Developments in Computer Modelling of Powder Metallurgy Processes*. Series III: Computer and Systems Sciences-Vol. 176. ISSN: 1387-6694. Pp. 63-70. 2000.
27. A. Frachon, D. Imbault, P. Doremus, M. D. Riera, J. M. Prado. "Modelling of the spring-back of green compacts". Proceedings of the European Congress and Exhibition Powder Metallurgy. Nice (Francia). 2001.
28. D. Fax. "Pulvertransfer und Scherrißbildung beim Pressen pulvermetallurgischer Formteile". *Diplomarbeit*. Fakultät für Metallurgie und Werkstofftechnik der RWTH. Aachen (Germany). 1996.