

INFORMACION

Reforzamiento por dispersión de plomo, cinc y estaño

Por J. Hernáez, J. J. Regidor y M. Torralba

1R
Se revisan los principales procedimientos de reforzamiento por dispersión de metales, principalmente de plomo, cinc y estaño. Se estudian los diferentes métodos de reforzamiento analizando las ventajas que pueden reportar desde el punto de vista de sus aplicaciones. Finalmente se discuten brevemente las teorías que tratan de explicar el reforzamiento por dispersión.

1. Introducción

1.1. El reforzamiento (*) de los sólidos tiene por objeto aumentar la resistencia mecánica de los mismos, entendiendo por resistencia mecánica la resistencia que ofrecen a la deformación y rotura. De acuerdo con las ideas actuales sobre la deformación (proceso que requiere la generación y movimiento de dislocaciones), la resistencia mecánica puede definirse como la resistencia al movimiento de dislocaciones, o más concretamente, como la tensión requerida para el movimiento de dislocaciones, proceso este último que es necesario no solamente para la deformación plástica, sino también para la nucleación de grietas. Este concepto de resistencia mecánica permite hacer un esquema coherente de la gran variedad de mecanismos de reforzamiento, puesto que en todos los casos se trata de la generación y movimiento de dislocaciones a través de una matriz (bajo una tensión aplicada) y el impedimento de este movimiento por interacción de las dislocaciones con barreras potenciales. Así, a pesar de los diversos mecanismos empleados en la práctica metalúrgica para mejorar las propie-

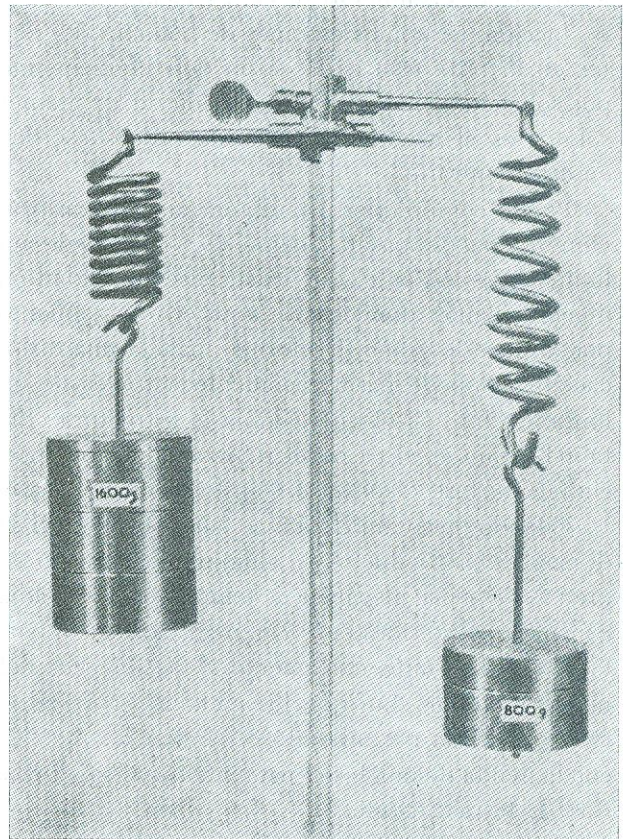


Fig. 1.—Ejemplo de la resistencia a la deformación de dos muelles: el de la izquierda de plomo reforzado por dispersión y el de la derecha de plomo puro (34).

(*) Se entiende por «reforzamiento» cualquier procedimiento destinado a aumentar la resistencia mecánica de los materiales.

dades mecánicas de metales y aleaciones, en todos ellos nos encontramos con la interacción de dislocaciones con barreras, pudiendo ser éstas: otros defectos, bordes de grano, átomos solutos, precipitados o partículas finas.

Se comprende fácilmente que pueden seguirse dos métodos para reducir el grado de deformación plástica. El primero sería crear una condición en que las dislocaciones no puedan producirse, como ocurre en los cristales perfectos conocidos con el nombre de «whiskers», que por ahora no son de aplicación industrial debido, además de otras razones, a la dificultad de crecimiento del cristal perfecto.

El segundo método de reforzamiento sería introducir una estructura en la que las dislocaciones no se puedan mover o puedan hacerlo sólo con dificultad. Todas las técnicas disponibles actualmente corresponden a este procedimiento. Por ejemplo, el movimiento de una dislocación se verá frenado por otras dislocaciones: esta es la razón del endurecimiento por deformación, puesto que a medida que aumenta la deformación plástica se van introduciendo más dislocaciones. Debido a que el movimiento de una dislocación implica el deslizamiento de un plano de átomos con respecto a otro, el deslizamiento se verá frenado por la introducción de átomos extraños de tamaños diferentes en la red; ésta es la razón del reforzamiento por solución sólida si la distribución de los átomos solutos es al azar o por reacción orden-desorden en caso contrario.

Puede comprenderse también que una dislocación no puede pasar fácilmente a través de un límite de grano en el que exista discontinuidad en muchos planos atómicos, de aquí el reforzamiento por límites de grano. De forma análoga una dislocación no puede pasar fácilmente a través de un límite de fase en el que cambia la estructura cristalina, como es el caso del reforzamiento por precipitación, fase dispersa o transformación de fase.

Cuando hace unos quince años Irmann (1-2) descubrió los productos de aluminio sinterizado de gran resistencia mecánica a temperatura elevada, conocidos posteriormente como «SAP», su importancia no se limitó únicamente al posible uso del nuevo material, sino que los metalurgistas pudieron apreciar la posibilidad de reforzar los metales con la ayuda de una fase finamente dispersa, dura y estable térmicamente.

En los últimos años se han realizado muchas investigaciones, tanto teóricas como experimentales, para llegar a establecer una teoría adecuada

de los materiales reforzados por dispersión. Estos trabajos se han desarrollado ampliamente en las Universidades e Institutos Técnicos Americanos por investigadores como Grant (3-11), Lenel (12-21) y Goetzel (22-24) y sus resultados se reflejan en varias publicaciones. Palme (25) ha publicado un breve resumen del trabajo realizado en este amplio campo; otros más extensos realizados por Goetzel (22), y Bloch (26), se refieren particularmente a las posibilidades en metales ligeros.

Los materiales reforzados por dispersión se pueden obtener principalmente por métodos pulvimetalúrgicos.

El interés en el reforzamiento por dispersión se ha centrado preferentemente en aluminio, cobre, níquel y otros metales de punto de fusión razonablemente alto. Como resultado del estudio con estos metales, Grant (27) ha establecido que, en contraste con las aleaciones convencionales, los metales reforzados por dispersión presentan generalmente mejoras en la resistencia mecánica mayores al elevarse la temperatura. Así, aunque el cobre reforzado por dispersión tiene, aproximadamente, el doble de la resistencia del metal sin reforzar a la temperatura ordinaria, a un 50 % de la temperatura absoluta de fusión (300 °C) la resistencia es de 10 a 20 veces mayor y a un 90 % de dicha temperatura (950 °C) la relación es 200.

1.2. Aleaciones reforzadas por dispersión mediante técnicas pulvimetalúrgicas

Una de las primeras aleaciones reforzadas por dispersión de óxido ha sido la empleada en filamentos de lámparas de wolframio, usando óxido de torio que presenta la doble ventaja de ser más fuerte que el wolframio puro y tener mucha mayor resistencia a la recristalización y al crecimiento de grano.

Ya hemos dicho anteriormente que el interés por este tipo de aleaciones se estimuló a partir del descubrimiento realizado por Irmann del «SAP», material que presenta unos valores de resistencia mecánica extraordinariamente altos a temperaturas superiores a las que se usan en las aleaciones de aluminio, tanto de fundición como de forja.

La aleación tipo «SAP» se fabrica por pulverización de aluminio puro en un molino de bolas hasta obtener un polvo en escamas en el que más del 50 % tiene un espesor de 0,5 micras. Cada escama de aluminio tiene una película adherida

may fina y altamente protectora de óxido de aluminio que normalmente sería perjudicial para la fabricación de objetos de polvo prensados y sinterizados. Sin embargo, si después del prensado y de la sinterización, el compactado se extruye en caliente, con gran reducción de área (15 a 1 ó mayor), la película de óxido se rompe en un infinito número de partículas que permiten la producción de una aleación en la cual la fase continua es la matriz de aluminio y el óxido se dispersa finamente; en el producto «SAP», a causa de la relación superficie a volumen del polvo, se obtiene de 12 a 14 % en volumen como fase dispersa.

El caso ideal de la aleación $Al-Al_2O_3$ no es un requisito indispensable para producir un sistema endurecido por dispersión de óxido. Se ha conseguido un reforzamiento de este tipo en gran número de metales corrientes y existen referencias de aleaciones con base *Mg, Al, Ag, Cu, Ni, Be*, y otros (6), y con una gran variedad de fases duras altamente dispersadas. Estas aleaciones generalmente contienen menos del 20 % en volumen y frecuentemente sólo el 1 % de la fase dispersa. Asimismo las propiedades físicas y mecánicas permanecen predominantemente de naturaleza metálica, a diferencia de los «cermets», en los que la fase dura es normalmente del orden del 50 % en volumen.

1.3. Métodos de dispersar partículas finas

Las estructuras reforzadas por dispersión de partículas finas se pueden obtener de muchas maneras, dependiendo, en gran parte, las ventajas e inconvenientes del método, del material a que se aplique.

Los rasgos comunes de todos estos métodos son: empleo de técnicas pulvimetalúrgicas para la preparación preliminar de las aleaciones; una partícula dura e insoluble como fase dispersa; un procedimiento de trabajado en caliente por extrusión u otro semejante de alto grado de deformación, para consolidación de la aleación en una estructura totalmente densa (que conduce al almacenamiento de energía de deformación).

Los métodos que se han utilizado con alguna extensión, bien comercialmente, o en investigación y desarrollo, son los siguientes (28):

a) Oxidación superficial de polvos finos. Este procedimiento se emplea para obtener láminas de

óxido delgadas, seguido de compactación, sinterizado y extrusión. Se conoce como «SAP», y se puede aplicar sólo a aquellos metales o aleaciones que forman una película de óxido adherente, delgada y refractaria. Como el óxido es muy adherente hay escasas posibilidades de segregación de fase óxido y se produce una estructura relativamente uniforme y reproducible. Para conseguir el máximo reforzamiento, los polvos deben ser de menos de una micra de diámetro.

b) Mezcla mecánica o combinación de polvos finos. En este caso el óxido se mezcla en forma de polvo con los del metal en una proporción de tamaño de partículas que puede ir de 1/30 a 1/250.

c) Reforzamiento intermetálico por medio de una fase dura dispersa finamente y relativamente insoluble, en estado líquido. El inconveniente de este método es que al aumentar la temperatura, aumenta la facilidad para disolverse la fase añadida, con lo cual está en desventaja respecto al método «SAP», pero tiene por otra parte la utilidad de resultar menos costoso al permitir el uso de polvos más gruesos.

d) Oxidación interna. Este procedimiento consiste esencialmente en introducir en el metal que se quiere reforzar, un elemento u otra fase en forma bien disuelta, de modo que su calor de formación de óxido sea alto, frente al de la matriz. En estas condiciones se forma óxido del elemento disuelto reforzando la matriz base.

e) Interacciones de solutos en una mezcla de aleaciones. Por ejemplo, mezclando *Ti-Cu* y *Si-Cu* se produce siliciuro de titanio como fase reforzadora en el cobre.

f) Descomposición de sales inorgánicas en polvos metálicos.

g) Reducción preferencial de algunos óxidos en una mezcla de varios.

1.4. En los apartados siguientes se dedicará atención especial al caso de tres metales —plomo, cinc y estaño— de bajo punto de fusión, que dadas sus características de recristalización, escasa dureza y baja resistencia mecánica, precisan para su más extensa aplicación de algún tipo de reforzamiento. Aunque la dispersión de una segunda fase parece el más indicado, los estudios a este respecto se encuentran en sus comienzos. Finalmente se dedicará un breve apartado de carácter general a la discusión de las diversas teorías que tratan de interpretar el fenómeno del reforzamiento por dispersión.

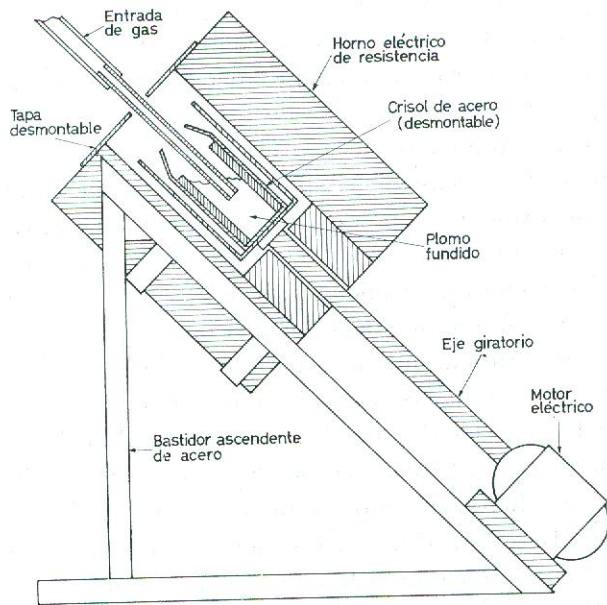


Fig. 2.—Esquema de un dispositivo empleado para dispersar polvo metálico en plomo fundido (33).

2. Reforzamiento del plomo por dispersión

2.1. Generalidades

La gran extensión alcanzada por las aplicaciones del plomo está determinada por sus propias características. Prescindiendo de su empleo en la

fabricación de pigmentos y otros productos químicos, las características que, desde tiempos remotos, han hecho de este metal uno de los más extensamente empleados son, sin olvidar su disponibilidad, su bajo punto de fusión, su elevada resistencia a la corrosión atmosférica y de muchos productos químicos, su alta densidad, la facilidad con que puede ser hechurado y soldado, y sus propiedades electroquímicas. Pero estas mismas propiedades unidas a la facilidad con que fluye a la temperatura ambiente, limitan muchos de sus posibles campos de aplicación. Su escasa resistencia mecánica prohíbe su empleo en estructuras y obliga a dotarlo de refuerzos cuando se le destina a placas de acumuladores y a fundas de cables aéreos. La fluencia, en particular, constituye uno de los más graves problemas con que han de enfrentarse los usuarios de este metal.

De los distintos procedimientos de reforzamiento de metales sólo han sido utilizados hasta hace poco tiempo, en el caso del plomo, aquellos que implican su aleación con otros metales, es decir, el reforzamiento por solución sólida con, o sin, ulterior precipitación. El reforzamiento por trabajado no resulta práctico puesto que el plomo recristaliza a la temperatura ambiente cuando posee un razonable grado de pureza.

Así, pues, el reforzamiento del plomo constituye una exigencia ineludible si su campo de utilización no ha de verse cercenado por la competencia de otros materiales, por lo que se han des-

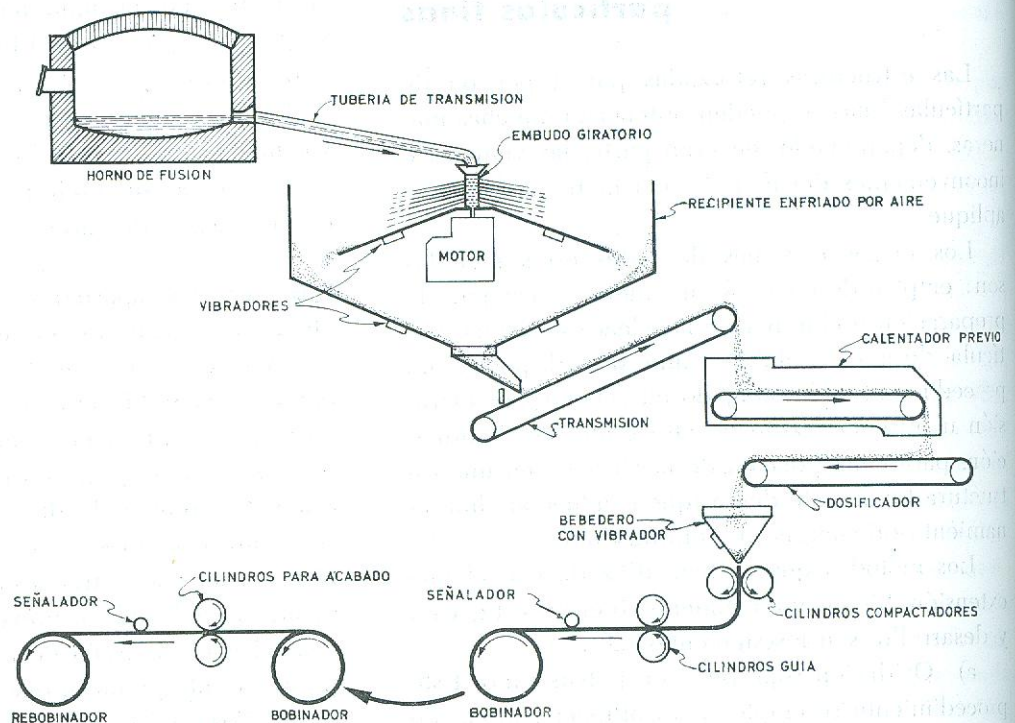


Fig. 3.—Disposición esquemática de producción de polvo de cinc (39).

arrollado gran número de aleaciones constituidas principalmente por antimonio, arsénico, estaño, calcio o telurio con el fin de mejorar sus propiedades de dureza, tenacidad y resistencia a la fluencia. Sin embargo, tales aleaciones presentan inconvenientes de consideración como, por ejemplo, una reducción de la resistencia a la corrosión, menor conductividad eléctrica y formación de precipitados que dificultan la extrusión, obligando a trabajar en caliente, lentamente, y con prensas muy potentes.

Entre los muchos intentos que actualmente se realizan para extender las aplicaciones del plomo (29), la dispersión de una segunda fase es, quizás, el método más prometedor.

2.2. Métodos de reforzamiento por dispersión

a) Dispersión de polvo metálico en plomo fundido.—Por inmersión en plomo fundido de un vibrador hecho del aleante y sometido a vibración ultrasónica, Pogodin y colaboradores (30), (31), han producido aleaciones endurecidas con carburo de titanio, carburo de wolframio, ferrovanadio y alúmina, mientras que Williams y colaboradores (32) y (33), consiguieron dispersar níquel, cobre, y otros metales pulverizados en cantidades de hasta un 30 % en volumen, agitando el caldo y dejando solidificar. Las condiciones para que este método pueda aplicarse son: muy baja solubilidad de la fase dispersa en el plomo fundido, pues de lo contrario se formaría una solución sólida, y que el plomo moje a los polvos metálicos, lo cual suele estar dificultado por la capa de óxido que los recubre. Esto último, en el caso de que los óxidos no sean solubles en plomo fundido, puede subsanarse manteniendo en el crisol una llama de hidrógeno. La figura 2 esquematiza un dispositivo empleado por Williams y colaboradores con esta finalidad.

b) Atomización de aleaciones.—Lenel y Baum (35) utilizaron aleaciones en las que el aleante era casi insoluble en plomo a la temperatura ambiente, pero muy soluble a temperaturas superiores a la de fusión del metal base. Por este método pudieron disolver hasta un 5 % de cobre. Una vez preparada la aleación en estado líquido procedían a su atomización. Las gotitas así formadas sufren un rápido enfriamiento que origina una segregación del aleante, con lo que se obtienen polvos metálicos con una dispersión de cobre muy fina y

bastante uniforme. El producto final se obtiene sometiendo estos polvos a una serie de procesos típicamente pulvimetalúrgicos, es decir, consolidación y ulterior extrusión en caliente. Este mismo proceso se está utilizando por Howe y Baum en un amplio programa de investigación, pero, en general, parten de polvos de plomo-cobre preparados por firmas industriales. Estos autores (36) ponen de manifiesto que durante la atomización tiene lugar una cierta oxidación superficial de los polvos, con lo que aparece otra fase dispersa constituida por el óxido, y cuya influencia en las propiedades de los productos acabados no es despreciable. También en el reciente trabajo de Tiesenhausen y Lund (37) se hace constar la presencia de óxidos en la superficie del polvo de plomo, pese a que estos autores tomaron precauciones extremadas para controlarlo.

c) Atomización de metales.—Se puede pulverizar en ambiente reductor, plomo conteniendo partículas finas de un metal duro, o bien, lanzar simultáneamente sobre un depósito dos chorros, uno de plomo y otro de partículas finas destinadas a constituir la fase dispersa. Otra alternativa, ensayada por Roberts, Rateliff y Hughes (38) consiste en atomizar plomo fundido en ambiente oxidante, con lo que se consigue un material muy frágil constituido por polvo de plomo recubierto de una capa de óxido. Aunque el producto así obtenido no era utilizable, a causa de su fragilidad, podía emplearse como material base de fabricación, dado que la distribución del óxido era bastante homogénea.

d) Reforzamiento por dispersión de óxido.—Los procedimientos en que el óxido de plomo constituye la segunda fase tienen una importancia capital, pues son, tal vez, los mejor estudiados y desarrollados. En general, la dispersión del óxido se consigue sometiendo el polvo a un proceso de deformación violento, con lo que la capa superficial de óxido se rompe y se dispersa en la matriz.

El polvo de que generalmente se dispone en el comercio está recubierto de una película de óxido no muy gruesa y bastante bien adherida. El método habitual de producción es la atomización en aire aplicando máquinas centrífugas o de otros tipos, una de cuyas disposiciones esquemáticas se representa en la figura 3. La cantidad de óxido depende del tiempo que el polvo esté sometido a la acción de los agentes atmosféricos, por lo que cuando se pretende conseguir polvo de una calidad determinada, con un porcentaje fijo de óxido, las instalaciones de producción deben dotar-

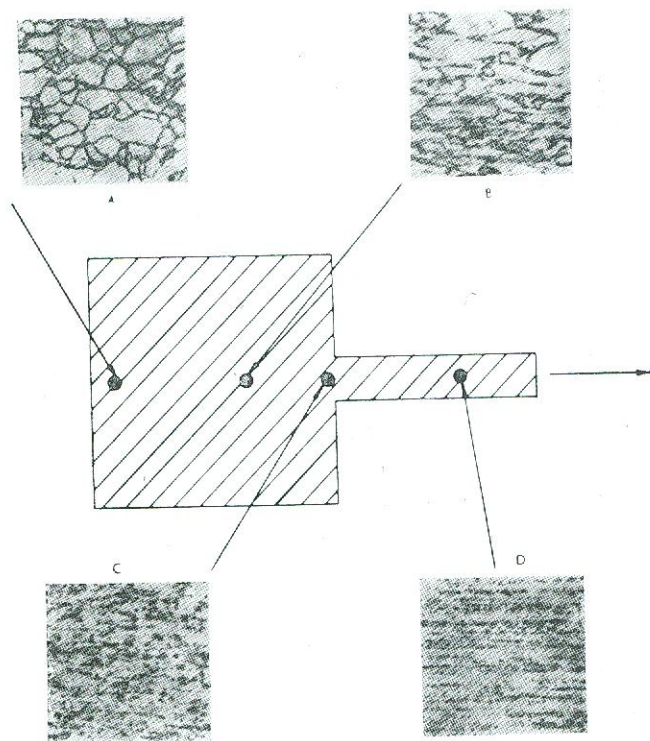


Fig. 4.—Cambios microestructurales durante la deformación de polvo de plomo por extrusión $300 \times$ (39).

se de complicados sistemas de control de atmósfera.

Los óxidos de plomo son cuatro: El Pb_3O_4 que, en aire, se descompone en PbO a $540^\circ C$; el Pb_2O_3 ; el PbO_2 que, en aire se descompone en Pb_3O_4 a $400^\circ C$; y el PbO en sus dos formas alotrópicas. La α , amarilla, ortorrómbica y estable desde $468^\circ C$ a $2.300^\circ C$, y la β , roja, que a $468^\circ C$ se transforma en α . Parece ser que el óxido más frecuente en los polvos de plomo es el PbO , de tipo β . Además, éste fue el compuesto determinado por difracción de rayos X en la investigación realizada por Ro-

berts y colaboradores (38). Sin embargo, Tiesenhansen y Lund atribuyen ciertos fenómenos observados por ellos a la presencia de PbO_2 . Todos los autores parecen concordar en que los procesos intensos de oxidación conducen a la formación del carbonato CO_3Pb . En cambio, no se han podido detectar analíticamente óxidos superiores al PbO .

Resulta muy difícil obtener polvos de plomo con cantidades de oxígeno inferiores a $0,015\%$ ($= 0,21\%$ de PbO) (36), (38) y únicamente valiéndose de métodos muy complicados ha podido bajarse esta cifra (37), lo que, por otra parte, no supone un inconveniente desde un punto de vista práctico, ya que esta cantidad de óxido y otras muy superiores influyen favorablemente sobre la calidad del producto. El polvo de plomo comercial suele tener unos contenidos de óxido comprendidos entre el $0,5$ y el $3,0\%$. Para aumentar este contenido basta con exponerlo a la acción oxidante del aire, pero la cantidad final es difícilmente controlable puesto que depende de la temperatura, la humedad y el tamaño de cada partícula.

La capa de óxido así formada posee espesor y resistencia considerables, no rompiéndose fácilmente bajo la acción de fuertes presiones, tales como las que tienen lugar durante el proceso de extrusión de los productos compactados; rotura y presiones necesarias para conseguir el adecuado contacto metal con metal que da lugar a la unión de los polvos, en virtud de la conocida propiedad de los metales de soldarse bajo presión. Un método de conseguir polvos que aun con alto contenido de óxido puedan soldarse bien y tener la segunda fase finamente dispersa consiste en tratar los polvos comerciales, adecuadamente oxidados, en un molino de bolas. La capa de óxido se descascarilla y pulveriza, penetrando en el interior

TABLA I.—Propiedades de tracción del plomo reforzado por dispersión.

Contenido de óxido, % peso	1,8	2,9	3,2	3,6	4,4	5,4	6,1	6,7
Límite de proporcionalidad, libras/pulg ² ...	1600	1600	1660	1520	1790	1660	1700 1900	1920
Módulo de elasticidad, libras/pulg ² $\times 10^6$...	1,60-1,84	1,80-1,90	1,86	1,97-2,11	2,26-2,30	2,94-3,00	2,50-2,90	2,85
Resistencia a la tracción, libras/pulg ² :								
0,05 %	2680-2800	3200-3250	3250-3320	3320-3380	3850	3400-4050	2800-3300	3830-3900
0,1 %	3050-3250	3850-3950	3700-3900	4100 4150	4350-4400	4350-4730	3520-4300	4850-4900
0,2 %	3500-3700	4460-4600	4300-4500	4850-4930	5000	5230-5600	4500-4850	5880-5950
Alargamiento %	15	13-11	11-10	12-10	11	10 8	9	7-5
Carga de rotura, libras/pulg ²	5100-5300	5980-6200	6650-6970	7000-7370	7600-7700	8040-8300	7660-7800	9100-9500

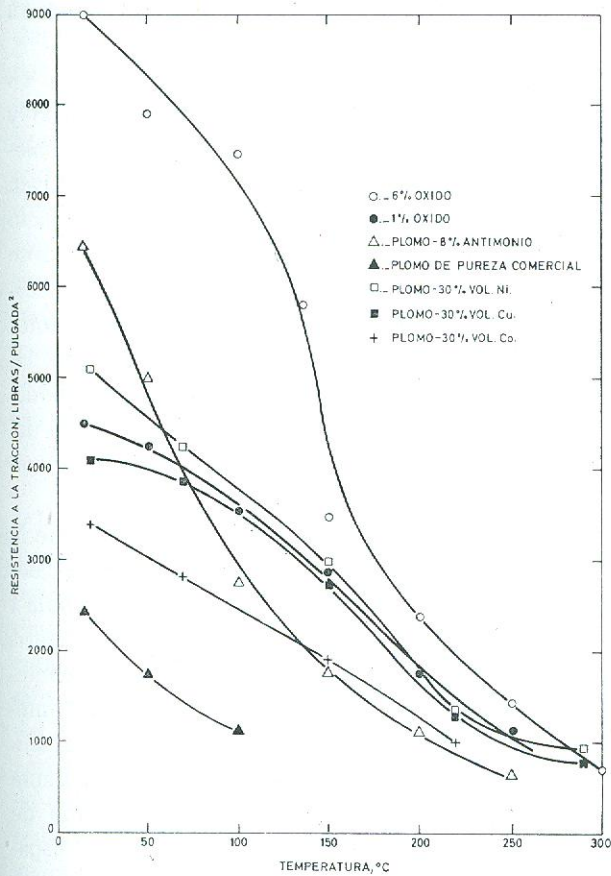


Fig. 5.—Resistencia a la tracción de distintas aleaciones de plomo reforzado por dispersión en función de la temperatura (33 y 38).

de las partículas de plomo que, a su vez, se hacen más finas. De esta forma, no sólo penetra óxido en el interior de las partículas, sino que aumenta su área total por unidad de peso, permitiendo una cantidad mayor de óxido, sin necesidad de aumentar el espesor de la capa superficial. Este procedimiento fue empleado con éxito notable por Roberts y colaboradores para preparar todos los materiales empleados en su trabajo de investigación (38). El inconveniente más notable del método parece radicar en su elevado coste. Otro procedimiento de conseguir polvos muy finos y de forma esférica, puede ser la dispersión de polvo de plomo en un exceso de material refractario pulverizado calentado hasta las proximidades del punto de fu-

sión del plomo. Así, se forman partículas esféricas que se separan del refractario después de enfriado el conjunto (40).

En íntima relación con estos procesos, existen otros procedimientos que consisten en sustituir la capa de óxido de plomo por otra metálica. Así (41), se pueden tratar polvos de plomo con ácido acético o nítrico para eliminar la capa de óxido. Tratándolos nuevamente con solución de nitrato de plata o de cobre las partículas se recubren de plata o de cobre. Sometiendo estos materiales a extrusión y laminado se puede conseguir un producto apto para, por ejemplo, fabricar placas de acumuladores.

2.3. Consolidación de los polvos

Una vez obtenidos los polvos del material por cualquiera de los procedimientos descritos se plantea el problema de formar con ellos conglomerados que constituyan un primer producto sólido apto para ser trabajado por extrusión, laminado, etcétera.

La sinterización, que es el método pulvimetálgico habitual, no puede aplicarse al caso del plomo. Según Geach (42), tratando polvo de plomo a 0,98 de su temperatura absoluta de fusión sólo se consigue un producto de baja compactidad, a pesar de realizar las experiencias bajo un vacío capaz de evitar las capas de óxido o de humedad. Por ello, resulta prácticamente imposible sinterizar polvos comerciales que, en todos los casos, están recubiertos de una película de óxidos térmicamente muy estable.

Por este motivo, la práctica normal se reduce a obtener por prensado o laminado unas pastillas de polvo, muy fácilmente desmoronables, que luego se someten a extrusión o laminación. Estos tratamientos originan una intensa fricción entre las partículas, con lo que sus superficies quedan limpias, permitiendo así que se suelden unas con otras por efecto de la presión.

El laminado sólo puede aplicarse a la producción de láminas delgadas, pues como se demostró

TABLA II.—Velocidades de fluencia de varios plomos y aleaciones de plomo extruidas a partir de polvos. Tamaño de la malla —325.

Aleación	Carga (libras/pulg²)	(%/año)	Horas de ensayo
Pb—5 % Cu	500	0,10	1032
Pb—5 % Cu	1025	0,04	1416
Pb—5 % Cu	1500	0,07	1416
Pb—4 % PbO	1535	0,30	1032
Pb—3 % PbO	1530	114,00	117

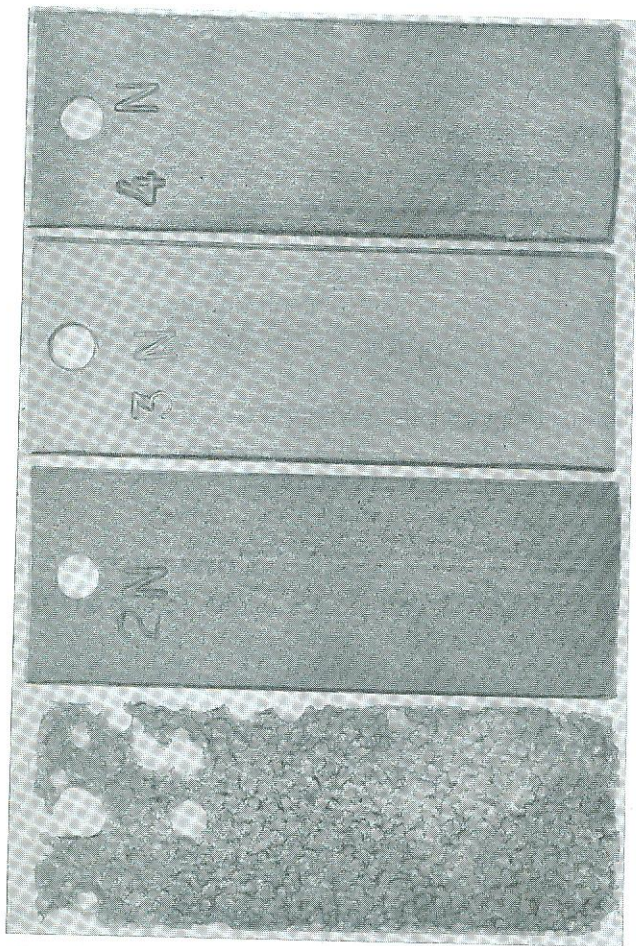


Fig. 6.—Probetas sometidas a corrosión en NO_3H (70 %) a 25 °C durante 28 días, 1N, plomo químico; 2N, Pb-5 % Cu; 3N, Pb-4 % PbO; 4N, Pb-3 % PbO.

en el trabajo de Storchheim y Cross (43), cuando la separación de los cilindros sobrepasa 0,15 mm, el óxido del centro de la lámina no se rompe suficientemente, impidiendo una buena soldadura.

La extrusión es el método más generalmente empleado. Se practica en frío cuando se trata de polvo de plomo con bajos contenidos de óxido, y en caliente cuando éstos sobrepasan el 6 ó 7 % de PbO (38) o cuando se trabaja con aleaciones Pb-Cu o Pb-Al (36), dependiendo también la temperatura de la potencia de las prensas disponibles.

Durante la extrusión los polvos se comprimen unos contra otros a medida que son impelidos hacia la hilera, desapareciendo la porosidad del material, pero manteniéndose las partículas rodeadas de una película de óxido; sin embargo, cuando la presión aumenta la capa de óxido se rompe y se dispersa en el interior de la matriz deformada, proceso facilitado por la fricción originada por las diferencias de velocidad de flujo que tienen lugar en el interior del pistón. Lo anteriormente expuesto puede verse en la figura 4.

2.4. Propiedades

Según se demostró en un estudio realizado en el Rensselaer Polytechnic Institute, el tamaño y forma de las partículas dispersas, su distancia media, el espesor de la capa de óxido, etc., influyen decisivamente sobre las propiedades del producto acabado. Por ello, muchos de los datos que sobre las diversas propiedades, especialmente las mecánicas, pueden encontrarse en los distintos autores no son totalmente comparables. De hecho, las investigaciones más recientes distinguen los productos no sólo en función de la cantidad y estado del dispersoide, sino también según el tamaño y tratamiento del polvo.

a) Propiedades mecánicas.—El aumento de la resistencia a la tracción es una de las principales ventajas logradas por reforzamiento. En la Tabla I se presentan los resultados obtenidos por Roberts y colaboradores (38), como una función del contenido de óxido de plomo, valores ligeramente inferiores a los alcanzados en el R.P.I., pero claramente superiores a los suministrados por Howe y Baum (36), quienes atribuyen la diferencia al tipo de polvo utilizado, a la clase de probetas y a la disparidad de velocidades de sollicitación. Estos mismos autores, trabajando con polvos aleados con un 4,1 % de cobre encuentran valores de la resistencia a la tracción algo superiores 5.700 libras/pulg², y con Pb-2 % Cu, llegan a 5.200. Desgraciadamente, el trabajo de Tiesenhausen y Lund (37) no suministra sobre estos ensayos otros datos que el alargamiento y la carga de rotura, la cual sobrepasa 9.000 libras/pulg² en algunos casos. En la figura 5 pueden apreciarse las variaciones de las propiedades de tracción con la temperatura para plomo puro y diferentes tipos de plomo reforzado.

Las demás propiedades mecánicas, excluida la fluencia, son menos importantes y en la Tabla II pueden verse algunos resultados. La ductilidad se reduce al aumentar la resistencia a la tracción y la elasticidad aumenta considerablemente, como se muestra de forma bastante espectacular en la figura 1.

Los datos disponibles sobre el comportamiento de estos materiales bajo cargas de fluencia son bastante alentadores, pero los ensayos carecen de la duración necesaria (38). Para el caso del Pb-5 % Cu, aun cuando los tiempos de ensayo son demasiado cortos Howe y Baum (36) hallan valores de la velocidad estacionaria de fluencia que oscilan entre 0,04 y 0,12 %/año bajo cargas de 1.025

libras/pulg², a la temperatura ambiente, inferiores, en general, a las deformaciones alcanzadas por las probetas preparadas a partir de polvo de plomo moderadamente oxidado. Los ensayos realizados a 100 °C tienen lugar durante tiempos muy cortos y conducen a valores muy dispares. En su trabajo Tiesenhausen y Lund (37) encuentran que algunos materiales apenas se deforman antes de producirse la fractura, mientras que otros muestran fuertes grados de fluencia, dependiendo de la carga de ensayo. Las diferencias parecen explicarse como una consecuencia de la naturaleza y clase del óxido presente, en el marco de la teoría de Weertman (44), (45).

b) Resistencia a la corrosión.—La resistencia a la corrosión, especialmente en ácido sulfúrico, es una de las propiedades del plomo que más posibilidades de aplicación confiere a este material. Se ha realizado una serie muy completa de ensayos (36), empleando dos calidades de plomo reforzado por dispersión —de contenidos del 3 y del 4 % de PbO—, un plomo reforzado por dispersión de cobre (Pb—5 % Cu) y, como término de comparación un plomo químico laminado. Los resultados son extraordinariamente alentadores. En general, los plomos reforzados se comportan igual o mejor que el plomo puro frente a una serie de agentes (fig. 6). Sin embargo, hay algunas excepciones. Por ejemplo, el Pb—5 % Cu muestra una mayor resistencia al ataque por el ácido sulfúrico

hirviente que el plomo puro, y mucho mayor que los plomos reforzados con PbO, los cuales se deterioran a gran velocidad. En cambio, estos materiales se comportan mejor que el plomo puro y el Pb—5 % Cu en ácido sulfúrico a temperatura ordinaria. La resistencia frente a este ácido del plomo reforzado por óxidos se reduce enormemente cuando los contenidos de óxido son muy grandes, tal vez porque la fase dispersa llegue a constituir vetas a través de las cuales la corrosión progresa rápidamente (38). Esta opinión parece confirmarse en estudios más recientes (46) en los que antes de someter las probetas a ensayos, se examinan éstas metalográficamente. Aunque no cuantitativa, puede establecerse una cierta relación entre la finura y homogeneidad observadas y la velocidad con que la corrosión progresa. Esto indica que un factor que condiciona en gran manera la resistencia frente a la corrosión de los plomos reforzados por dispersión de óxido es, no tanto el contenido de óxido, como el proceso seguido para dispersarlo.

2.5. Aplicaciones

a) Acumuladores.—La fabricación de elementos de acumuladores es, en muchos países la aplicación del plomo cuantitativamente más importante. A causa de su resistencia a la corrosión, conductividad y propiedades electroquímicas el plo-

TABLA III.—Ensayos de tracción a temperaturas ordinarias y subnormales.

Composición % en peso	Temp. ensayo °C	Velocidad de deformación 0,1 pulg/pulg/min		
		Límite elástico aparente libras/pulg ²	Carga de rotura libras/pulg ²	Alargamiento %
0,14 Ti-0,06 Cr	25	40.600	44.300	17
Zn puro colado con grano de 52 μ... ..	25	15.100	16.700	36
Zilloy // a la dirección de laminado ...	25	22.300	27.900	46
Zilloy ⊥ a la dirección de laminado ...	25	32.500	38.400	34
0,9 Cu-0,28 Ti (—325)... ..	20	34.900	44.000	25
Zn puro	0	27.500	31.000	32
0,9 Cu-0,28 Ti (—325)... ..	0	42.500	54.400	19
0,14 Ti-0,06 Cr	0	48.500	52.100	10
Zn puro colado con grano de 52 μ... ..	0	15.200	18.000	37
Zilloy // a la dirección de laminado ...	0	24.300	29.600	49
Zilloy ⊥ a la dirección de laminado ...	0	33.800	38.300	15
Zn puro colado con grano de 52 μ... ..	—30	15.400	18.800	7
Zn puro	—70	42.600	47.200	16
0,9 Cu-0,28 Ti (—325)... ..	—70	77.000	77.500	0,3
0,14 Ti-0,06 Cr	—70	74.900	76.400	2,5
Zn puro colado con grano de 52 μ... ..	—70	14.300	19.600	4
Zilloy // a la dirección de laminado ...	—70	26.800	38.100	12
Zilloy ⊥ a la dirección de laminado ...	—70	39.200	45.500	3
Zn puro	—130	50.400	50.700	2
0,14 Ti-0,06 Cr	—130	79.400	79.400	0,7
0,9 Cu-0,28 Ti (—325)... ..	—130	68.400	68.400	0,4
Zn puro colado con grano de 52 μ... ..	—130	12.600	15.900	1,0
Zilloy // a la dirección de laminado ...	—100	31.700	38.900	1,8
Zilloy ⊥ a la dirección de laminado ...	—100	44.000	45.500	0,3

mo está considerado como el material ideal para la fabricación de este tipo de elementos. Sin embargo, presenta dos graves inconvenientes: fluye bajo cargas muy pequeñas, provocando corto-circuitos, y tiene una densidad excesiva. Para salvar el primer inconveniente se recurre a utilizarlo aleado con un 6-12 % de antimonio, lo que, además, le confiere una excelente colabilidad. Pero el antimonio reacciona con el electrolito perjudicando sus propiedades electroquímicas y desprendiendo estibina, un gas nocivo, aparte de reducir en proporción sensible la conductividad de la rejilla.

A causa de estos inconvenientes del plomo-antimonio se está intentando desarrollar nuevos materiales para acumuladores, y entre los más prometedores figuran el plomo reforzado por dispersión de óxidos. Bagshaw y Hughes (47) han publicado recientemente un trabajo totalmente orientado en este sentido, en el que no sólo realizaron los habituales ensayos sobre propiedades mecánicas y corrosión, sino también pruebas de resistencia a la sobrecarga, puesto que una de las principales causas de inutilización de baterías se debe a la desintegración de las placas positivas. El comportamiento durante estos últimos ensayos puede considerarse satisfactorio, si bien se presentaron ciertas dificultades al realizarlos bajo condiciones de fatiga.

Aunque los métodos de reforzamiento no están suficientemente desarrollados, ni se han realizado bastantes experiencias, parece que la industria de los acumuladores puede llegar a ser un gran consumidor de plomo reforzado. Las actuales baterías, aparte de otros inconvenientes, resultan muy pesadas en relación a su potencia lo cual, al menos en parte, podría subsanarse con el empleo de estos nuevos materiales que al no contener aleantes dan lugar a un aumento de la potencia para idénticas dimensiones, y al poseer mejores propiedades mecánicas permiten una reducción del peso. La desventaja de los materiales reforzados estriba principalmente en la imposibilidad de fabricar placas coladas. Sin embargo, parece que los métodos de estampación podrían solucionar el problema.

b) Otras aplicaciones.—Es obvio que propiedades mecánicas mejores no pueden reportar más que beneficios en aplicaciones tales como fundas de cables, pantallas contra radiaciones, tuberías, municiones, etc., donde no se plantean grandes problemas de corrosión. Igualmente, estos materiales reforzados encontrarán muchas aplicaciones en ingeniería química. Los problemas planteados por

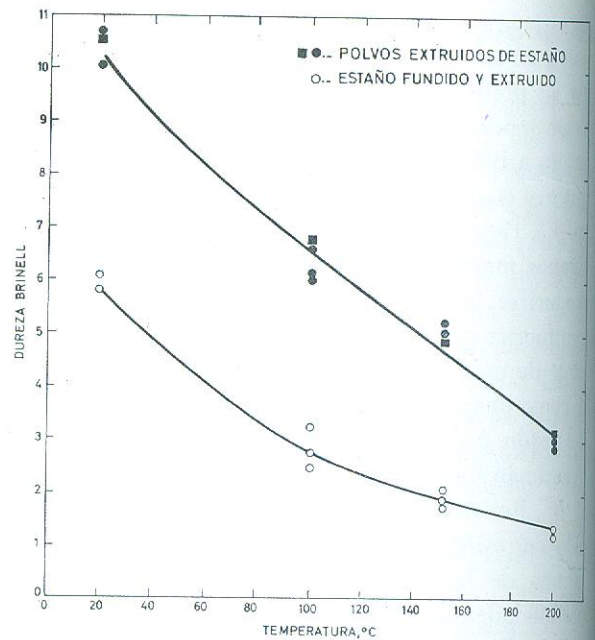


Fig. 7.—Valores de dureza en caliente.

la gran presión de extrusión requerida para su fabricación y las dificultades de soldeo no parecen insalvables, estando esto último parcialmente resuelto por los modernos adhesivos.

3. Reforzamiento por dispersión del cinc

El cinc por su facilidad de recristalización a temperatura ambiente, ha sido imposible de re-

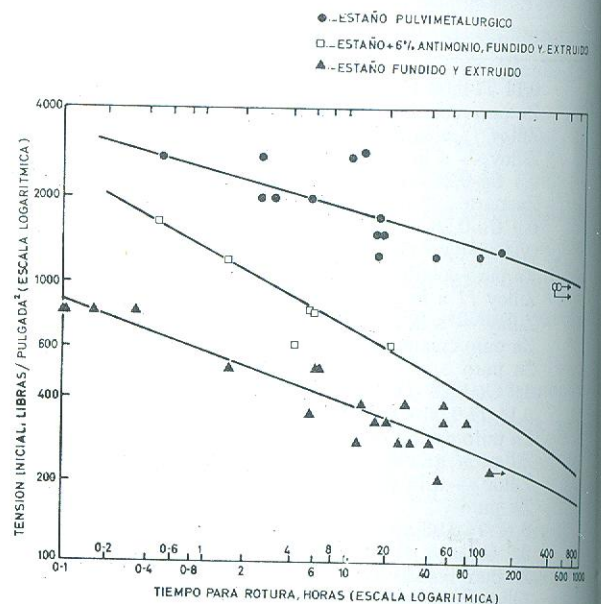


Fig. 8.—Ensayos de rotura bajo tensión a 150 °C.

TABLA IV.—Propiedades mecánicas del material extruido.

Material	Temperatura de extrusión	Resistencia a la tracción ton/pulg ²	Alargamiento %	Dureza Vickers
Estaño en polvo	Ambiente	3,3	39	18
Estaño fundido.	»	1,5	100	8
Estaño fundido +6 % Sb ...	»	3,3	155	17
Estaño en polvo	150 °C	4,0	15	21
Estaño fundido.	»	1,1	80	7
Estaño fundido +6 % Sb ...	»	3,5	100	17

forzar o endurecer por procedimientos empleados en otros metales, como es, por ejemplo, el trabajado en frío, resultando de ello que en la actualidad no se utiliza para aquellos trabajos que requieren buenas condiciones mecánicas. Por esta razón se hace necesario buscar procedimientos reforzados. Estos procedimientos se pueden clasificar en varios grupos que son comunes a muchos metales y que ya se citan en la introducción, sin embargo, aun cuando se estudien incluso procedimientos de afino de grano, el más ventajoso de todos es la metalurgia de polvos. Sobre la base pulvimetalúrgica son tres los procesos reforzadores.

El primero se refiere a la utilización como segunda fase dispersa de una serie de óxidos de cinc producidos natural o artificialmente y consolidados en la estructura por procedimientos ordinarios de sinterización o aglomeración de los polvos. En este caso se precisa de polvos muy finos, pues es muy acusada la influencia del tamaño de ellos, por lo que es necesaria una molienda de los polvos en la mejor forma posible. Se observa una gran mejora de las propiedades, la cual es atribuible a la finura de la dispersión de óxido más que a las operaciones de trabajado mecánico a que se somete el metal para su compactación. (Semejante a este procedimiento es el de introducir una solución sólida ultrafina de magnesia o alúmina que produce un endurecimiento en los bordes de grano). Sin embargo, cuando se han hecho estudios cuantitativos que relacionen la influencia favorable en las propiedades, con los contenidos, se obtiene como resultado un encarecimiento del producto, por lo que se consideran más adecuados otros métodos.

El segundo procedimiento es el empleo de aleaciones binarias en las cuales un constituyente tendría alta solubilidad en la fase líquida y relativamente baja en la fase sólida. Esta posibilidad, que

TABLA V.—Efecto del hechurado en material del polvo extruido.

Temperatura de extrusión (°C)	Tratamiento	Resistencia a la tracción ton/pulg ²	Alargamiento %
150°	sólo extruido	4,0	15
»	laminado hasta 0,023 pulg de espesor	3,5	8
»	trefilado hasta 0,083 pulg de diámetro	3,5	4

en el caso del cinc se consigue mediante aleaciones con hierro, no es propiamente pulvimetalúrgica, pero por su importancia la incluimos, del mismo modo que todos los programas dirigidos al estudio de aleaciones reforzantes a partir de polvos, la incluyen. Los inconvenientes parten del desconocimiento de la velocidad de difusión del hierro y de la estabilidad de los compuestos intermetálicos hierro-cinc. El R.P.I. ha estudiado a partir de polvos una aleación de cinc con 0,14 % de hierro en peso. El tamaño de las partículas era tal que todas pasaban por la malla 100. En esta aleación se encontró fragilidad y mala maquinabilidad, debido a la porosidad que se producía posiblemente por un efecto Kirkendall y las únicas mejoras parecían conseguirse mediante una gran disminución del tamaño de las partículas.

El tercer mecanismo se refiere a la mezcla de dos aleaciones binarias y una vez compactada y sinterizada, a la difusión y reacción del segundo elemento en cada una de las dos aleaciones precipitando así una segunda fase que ocasiona un endurecimiento en los bordes de grano. Por ejemplo, basándose en que el compuesto hierro-aluminio tiene mayor energía libre de formación que el hierro-cinc, se puede formar independientemente polvos de hierro-cinc y aluminio-cinc. Durante la operación de sinterizado, la difusión del hierro y del aluminio a los bordes de grano, ocasionará la aparición en éstos de un compuesto hierro-aluminio que resistirá la fluencia a temperaturas elevadas.

Sin embargo, parece que la mejor forma de obtener un beneficio en las propiedades mecánicas del cinc, ha sido partir de partículas de aleación titanio-cobre. En esencia el proceso es dispersar Zn-Ti en Zn-Cu-Ti. Este producto ya ha sido estudiado en detalle, variando las proporciones de los elementos que entran a formar parte de él y

el tamaño de los granos, resultando lo siguiente (48): esta dispersión es extremadamente sensible al tamaño de las partículas y a la temperatura a que se verifica el proceso; parece necesario el uso de polvos muy finos (-325 mallas) en combinación con temperaturas de extrusión bajas (205°C) en orden a obtener propiedades superiores a las de la aleación *Zn-Cu-Ti*. En este sentido es preferible usar las dispersiones en *Zn-Cr-Ti* porque resultan mucho menos sensibles al tamaño de las partículas del polvo y a la temperatura. Las mejores propiedades se han obtenido para un polvo con $0,06$ *Cr* y $0,14$ *Ti*, extruido a 265°C , incluso para partículas grandes.

Para ciertas aplicaciones puede servir el cinc puro obtenido por extrusión de polvos muy finos, que presenta características bastante mejores que el producido a partir de fundición.

En general, cualquier efecto que reduzca el tamaño de grano o introduzca precipitados endurecedores es bueno a este fin.

En la Tabla III comparamos para varias aleaciones los valores de la carga de rotura y de la tensión necesaria para iniciar la deformación plástica.

En estos momentos estamos, pues, ante una coyuntura favorable para el cinc, por las posibilidades que nacen de estas aleaciones ya estudiadas y las que pueden surgir. El problema industrial (todo lo expuesto se mantiene en el campo de lo experimental) está en la renovación de plantas para la aplicación de los procesos de obtención de polvos y posterior sinterización, ya que es evidente el poco desarrollo y avance que habrían tenido las industrias de este ramo. Sin embargo, todo el esfuerzo que se haga en actualizar estas industrias se verá compensado por las ventajas que ofrecen las nuevas aleaciones en sí mismas y los nuevos procesos pulvimetalúrgicos que permiten elegir más fácilmente el tipo de aleación que se desea. En cualquier caso, es pronto para predecir un gran futuro inmediato al cinc en esta forma de fabricación y permanecerá aún en el campo de la investigación.

4. Reforzamiento por dispersión del estaño

La temperatura ordinaria es, aproximadamente, el 60% de la temperatura absoluta de fusión del estaño, lo que supone que en el estaño sin

alear la recristalización tiene lugar durante la deformación, de manera que no pueden mejorarse sus propiedades mecánicas por endurecimiento por deformación. En cualquier caso, las mejoras que podrían obtenerse con el endurecimiento por solución sólida y por precipitación están limitadas particularmente bajo las condiciones de fluencia a temperaturas elevadas.

A partir del hecho de que no es posible efectuar la sinterización en polvos de estaño compactados, se sabe que la capa de óxido en la superficie del polvo de estaño es estable e insoluble hasta el punto de fusión del estaño. Parece, por estas razones, que el empleo de la película de óxido para obtener reforzamiento por dispersión en el estaño es viable. Sin embargo, la bibliografía del reforzamiento por dispersión en el estaño es realmente escasa. Solamente abordan este problema Eastwood y Robins (49), los cuales emplean polvos de estaño cuyo tamaño de partículas está por debajo de 53 micras (tamiz de 300 mallas), con contenidos de óxido comprendidos entre $0,1$ y $1,0\%$ en peso de óxido estannoso y entre $0,1$ y $0,5\%$ de óxido estánnico. Estos polvos se prensan en una matriz de acero a, aproximadamente, 30 ton./pulg² para obtener unos compactados de estaño de $1,5$ pulg de diámetro y $2,5$ pulg de largo; estos compactados se colocan en una matriz de diámetro ligeramente mayor y se extruyen indirectamente utilizando un montaje semejante al de Lenel (50). La extrusión se realizó a la temperatura ordinaria y a 150°C . Se extruyeron también tochos de estaño fundido y de estaño- 6% antimonio fundido para obtener material con fines de comparación.

El aumento en la resistividad del polvo extruido, con respecto al estaño fundido extruido, fue pequeño, lo que indica que las películas de óxido en las partículas de polvo han sido ampliamente desmenuzadas durante el proceso de extrusión. La relación de extrusión más conveniente es la de $40:1$.

Los cilindros extruidos a partir de los polvos a la temperatura ordinaria presentan una resistencia a la tracción de 3 ton./pulg², el doble de la del estaño fundido extruido en las mismas condiciones (Tabla IV). Los valores del alargamiento son, sin embargo, mucho menores. La resistencia a la tracción y la dureza de los polvos de estaño extruidos son semejantes a las del estaño- 6% antimonio fundido y extruido, aunque también la ductilidad del material fundido es considerablemente mayor que la del material formado a partir de polvo.

El tratamiento térmico mostró cierto ablandamiento a 150 y 200 °C con el correspondiente aumento en los valores del alargamiento. Incluso después de tratamiento térmico a 200 °C, el material extruido a partir de polvo es considerablemente más fuerte que el estaño fundido extruido.

Los cilindros extruidos a partir de polvo de estaño se pueden laminar y trefilar sin dificultad. El hechurado en alambre o lámina tiene una influencia pequeña en la resistencia a la tracción (Tabla V), pero los valores del alargamiento son más bajos que para los materiales extruidos, aunque esto último puede ser debido, en parte, a la geometría de la probeta.

Los ensayos de dureza Brinell en materiales extruidos, tanto de polvo como de estaño fundido, demuestran que la resistencia mecánica disminuye progresivamente a medida que aumenta la temperatura (fig. 7). Los valores de dureza son, aproximadamente el doble que los del material fundido en todo el intervalo de temperaturas. La dureza del polvo extruido fue a 200 °C, aproximadamente la misma que la del material fundido, a 100 °C.

Se realizaron ensayos de rotura bajo tensión, midiendo el tiempo necesario para rotura bajo diferentes cargas (fig. 8), de material de polvo extruido, estaño fundido y extruido y de aleación estaño-6 % antimonio extruido.

Las mayores vidas de rotura bajo tensión se obtuvieron a partir de un polvo que contiene de 0,1 a 0,2 % en peso de óxido estannoso y 0,1 % en peso de óxido estánnico tratado térmicamente después de la extrusión. No sólo se comporta este material de una forma completamente diferente a la del estaño fundido y extruido, sino que es considerablemente superior a la aleación de 6 % de antimonio. Por ejemplo, a la tensión de 1.500 libras/pulg² la aleación fundida de 6 % de antimonio romperá a los treinta y cinco minutos, en comparación con una vida de unas sesenta horas para el material hecho de polvo.

Considerando brevemente las indicaciones prácticas de los resultados experimentales, el estaño puro de mejor resistencia a la fluencia, sería de valor en aplicaciones tales como fusibles de estaño y tubos de estaño. Se ha podido unir estaño reforzado por dispersión, laminado, a acero estañado y se están considerando posibles aplicaciones para cojinetes de este material compuesto. Un número limitado de experimentos en la consolidación de polvo de estaño por laminado, más bien que por

extrusión, ha demostrado que puede conseguirse de esta forma, lámina con propiedades mecánicas comparables. Existe, por tanto, la posibilidad de laminar directamente polvo de estaño sobre acero estañado para formar un material para cojinetes.

Se presenta, asimismo, la posibilidad de combinar las propiedades resultantes del endurecimiento por solución sólida y el endurecimiento por dispersión, mediante la extrusión de polvo de aleación. Experimentos preliminares con un polvo obtenido por atomización de una aleación de estaño con 7 % de antimonio y 3,5 % de cobre ha dado resultados alentadores. La extrusión de una mezcla de polvo de estaño con 1,0 % de bisulfuro de molibdeno ha demostrado también ser factible y se ha comprobado que el estaño reforzado por dispersión podría prepararse conteniendo aditivos no metálicos para aumentar las propiedades antifricción.

5. Teorías del reforzamiento por dispersión

5.1. Resistencia a la tracción

Las primeras suposiciones de esta teoría se deben a Gensamer (51) y son las siguientes: a) las partículas están dispersas en forma uniforme, y b) el número de dislocaciones que se desplazan es inversamente proporcional a su recorrido libre medio, y por consiguiente a la distancia media entre partículas. A esto, Orowan (52) añade que las dislocaciones no quedan detenidas por la fase dispersa, sino que pasan entre las partículas dejando en torno a ellas lazos de dislocación. Ambos autores suponen que la velocidad de deformación es proporcional a la velocidad de formación de dislocaciones que, a su vez, lo es inversamente a su recorrido libre medio. Como la tensión aplicada está en relación semilogarítmica con la velocidad de deformación, resulta que la tensión que es precisa, depende de menos el logaritmo del espaciado entre partículas.

Las discrepancias de unos autores con otros radican en la tensión que se ha de considerar (tensión de cizalla, total, efecto del campo de dislocaciones, etc.) o bien en la relación funcional de ésta con el espaciado. De todos modos ninguna de ellas

parece estar de acuerdo con la experiencia, aunque sí sean aplicables a casos particulares. Dos son las causas que parecen ir en contra de este tipo de teoría: En primer lugar no se puede olvidar el efecto que tendrán en la aparición de nuevas dislocaciones, las ya existentes, estén o no bloqueadas; por otra parte el fenómeno de la deformación plástica no afectará sólo a la matriz, sino que las partículas de la fase dispersa sufrirán también el efecto del cizallamiento, con lo cual se hace difícil comprender la estabilidad de los lazos de dislocación supuestos por Orowan. Eso aparte del efecto de la deformación sobre el propio campo de dislocaciones.

Estos efectos son considerados por Lenel y Ansell (53) en su teoría que como ya hemos dicho, parece ser la más completa. El modelo que postulan, parte de la misma idea anterior y supone que el mecanismo de deformación está regulado por la tensión necesaria para el deslizamiento, es decir, que ésta es mayor que la necesaria para activar una fuente de Frank-Read. Según dicho modelo se estudia el efecto de la dispersión en forma semejante al mecanismo de Petch que explica el comienzo de la deformación plástica, resultando una deformación total del orden de 10^{-4} hasta el momento del bloqueo. Este bloqueo representa un cese en la deformación porque el aumento de la tensión que se produce a la cabeza de cada serie de dislocaciones que salen de la fuente, es suficiente para impedir la salida de otras y para inmovilizar las ya creadas. Como esta deformación es inferior a la de deformación plástica, sólo es posible continuar el proceso de deformación a base de rotura de los centros de la fase dispersa, que son cruzados por las dislocaciones, a no ser que haya procesos de restauración dinámica que en esencia suelen ser movimientos del tipo «ascensión» de los lazos de dislocación que rodean a las partículas dispersas. Es decir, el material realmente empezará a fluir plásticamente, cuando se alcance la tensión de fractura de las partículas dispersas, que se puede considerar proporcional al módulo de rigidez de la fase.

El cálculo teórico de la fuerza en función de los módulos de rigidez, del espaciado entre partículas y del tamaño de éstas, se apoya en varias suposiciones que son de por sí limitación del proceso. La primera es que se considera a la dislocación como una recta frente a la partícula, lo cual no es inexacto. Sin embargo, en el caso de que se

tomase como válida la formación de lazos en torno a las partículas, la teoría es susceptible de variación y únicamente deja de aplicarse para un radio de partículas de fase dispersa inferior a 10^{-6} mm. La segunda suposición es que el recorrido de una dislocación desde la fuente que la ha generado hasta el punto de anclaje, es muy grande frente al espaciado entre partículas. Con estas hipótesis, se llega a una fórmula del tipo:

$$\tau = \sqrt{\mu b \mu^* / 2\lambda C}$$

en la cual, τ = tensión para iniciar la deformación plástica; μ = módulo de rigidez del material reforzado; μ^* = módulo de rigidez de la fase reforzadora; b = vector de Burgers de las dislocaciones; λ = espaciado entre partículas dispersas y C = constante que vale, aproximadamente 30.

La última hipótesis que parece poco rigurosa, se puede explicar. Si el espaciado λ es igual a n veces b , el recorrido de una dislocación puede variar entre λ y $n\lambda$, según la orientación relativa de la estructura de la red y de una estructura imaginaria formada por las partículas de la fase dispersa y con vector unitario λ . Entonces la relación entre el recorrido de la dislocación y el espaciado puede variar de 1 a n . Si concedemos igual probabilidad a todas las posibilidades, el resultado medio sería $n/2$, pero aunque desplazásemos este valor a $n/10$, dado que λ es del orden de micras (10^{-4} cm) y b del orden de 10^{-8} cm, resultaría una relación aproximadamente de 10^3 , con lo cual la suposición se puede tomar como válida. De aquí no puede deducirse que se deba aumentar el espaciado, porque lo que desaparecería o disminuiría entonces sería la probabilidad de las dislocaciones de encontrarse con obstáculos.

La teoría expuesta, más que como ley cuantitativa hay que interpretarla cualitativamente, por la poca certidumbre que tenemos en cada caso de C y μ^* , especialmente porque el material reforzante no es probable que tenga el mismo módulo de rigidez en estado de fase dispersa que en las condiciones habituales de medida. La aplicación de la fórmula anterior nos permitirá (de hecho ya se ha experimentado su validez en varios casos) comprobar la ley de dependencia de la tensión necesaria para iniciar la deformación plástica con la temperatura (a través de μ), naturaleza de la fase dispersa (μ^*) y grado de dispersión (λ). El

factor que depende de la temperatura en forma más sensible es el módulo de rigidez.

En el caso de que la tensión necesaria para nuclear las dislocaciones sea mayor que la que se precisa para «cruzar» una partícula de la fase dispersa, el mecanismo que regulará el endurecimiento será la liberación de la energía almacenada por deformación en frío, que aunque sea la misma que cuando no hay fase dispersa, es más difícil de liberar por la presencia de ésta.

5.2. Fluencia

De las formas de producirse la fluencia, es decir, la deformación bajo tensión constante, sólo se ha tratado de justificar en forma teórica el caso de fluencia estacionaria, o sea a velocidad constante de deformación. Tal justificación depende de la densidad de núcleos de la fase dispersa en la matriz. En el caso de que los granos sean grandes, la esencia de la teoría es la suposición de la formación de lazos de dislocaciones debidos a la tensión aplicada y a su posterior aniquilación con dislocaciones de signo opuesto por un proceso de «ascensión», creándose entonces nuevos lazos en las fuentes. El factor controlante en este tipo de fluencia es la «ascensión» y en el caso de tener una fase dispersa, habrá que considerar que las dislocaciones esquivarán los obstáculos por dicho mecanismo. En el segundo caso, granos finos, se toma como origen de la deformación las dislocaciones nucleadas en los bordes de grano. Analicemos cada caso. La magnitud que interesa y que será la afectada por la dispersión, es la velocidad de fluencia.

Para explicar por el mecanismo de ascensión las variaciones de velocidad, se parte de una hipótesis: La densidad de fuentes en el material reforzado es la misma que la del material puro en estado recocido. La teoría tiene dos casos según se esté en un dominio de bajas o de altas tensiones. En el primero de ellos, las dislocaciones no se pueden apilar, y se llega a la expresión siguiente para la velocidad de fluencia:

$$K = \pi \sigma b^3 D / 2 k T h$$

en la cual σ = tensión aplicada; b = vector de Burgers de las dislocaciones; D = coeficiente de autodifusión; k = constante de Boltzmann; T = temperatura absoluta y h = dimensión de las partículas dispersas.

En el caso de altas tensiones, las líneas de dislocación rebasan mediante una curvatura adecuada, a las partículas dispersas, dejando en torno a ellas unos lazos cerrados que luego sufren aisladamente un proceso de «ascensión». La velocidad resultante en este caso es:

$$K = (\pi \sigma^2 \lambda D / \mu^2 b^2 h) \exp. [2 \sigma^2 \lambda b^2 / \mu K T]$$

(los símbolos tienen el mismo significado que en la fórmulas anteriores).

La experiencia indica, sin embargo, que los valores de la velocidad son mucho más bajos que los calculados. Esto indica que el número de fuentes de dislocaciones es menor que el del metal puro. Ansell sugiere que esto se debe a la anulación o inmovilización de algunas por parte de las partículas dispersas.

Cuando los tipos normales de fuentes no producen dislocaciones, estas se nuclean en los bordes de grano, disparándose a través de ellos de un grano a otro con ayuda de la tensión aplicada y de las fluctuaciones térmicas de la tensión. La velocidad que controla el proceso depende de la tensión en la forma,

$$K = A \cdot \exp. [-Q/kT] \cdot \exp. [B \sigma / kT].$$

en donde A es una constante, Q es la energía de activación de este proceso y B es la velocidad constante de variación de la energía Q con la tensión σ .

5.3. Otras magnitudes

Además de las dos magnitudes o propiedades mecánicas estudiadas hay muchas otras que precisarían de una teoría para ser explicadas en cuanto a su variación con la existencia de una fase dispersa. Sin embargo, el problema tiene muchas complicaciones, que ya se presentan en las teorías indicadas. La primera es que estas teorías se apoyan en los resultados experimentales de determinadas aleaciones y dispersiones y pierden a veces su validez con otras; la segunda es que se basan en una configuración determinada, que en el transcurso de la experimentación puede cambiar, y de hecho así ocurre, dando lugar a alteraciones en las fórmulas indicadas. Estos cambios de morfología son importantes sobre todo a temperaturas elevadas.

Referencias

- (1) R. IRMANN: *Techn. Rundschau*, 41 (36) (1949), página 19.
- (2) R. IRMANN; A. VON ZEERLEDER y F. ROHNER: Feistschrift Prof. Dr. Ross zum 70. Geburtstag (1950), pág. 77: *Solothurn* (Vogt-Schild).
- (3) E. GREGORY y N. J. GRANT: *Iron Age*, 170 (26) (1952) pág. 69.
- (4) E. GREGORY y N. J. GRANT: *Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng.*, 200 (1954), pág. 247.
- (5) N. J. GRANT: *Metal Progress*, 69 (6) (1956), pág. 76.
- (6) N. J. GRANT y E. PRESTON: *Trans. AIME*, 209 (1957), pág. 349.
- (7) K. M. ZWILSKY y N. J. GRANT: *ibid*, pág. 1197.
- (8) W. S. CREMENS y N. J. GRANT: *Prog. Amer. Soc. Test. Mater.*, 58 (1958), pág. 714.
- (9) W. S. CREMENS; E. A. BRYAN y N. J. GRANT: *ibid*, pág. 753.
- (10) O. PRESTON y N. J. GRANT: Trabajo presentado a la reunión anual del AIME (1960).
- (11) K. M. ZWILSKY y N. J. GRANT: *ibid*.
- (12) F. V. LENEL; A. B. BACKENSTO y M. V. ROSE: Wright Air Develop, *Centre Tech. Rep.*, 110 (1955).
- (13) F. V. LENEL: Powder Metallurgy-now (H. W. Gillett Memorial Lecture) (1955): Philadelphia, Pa. (ASTM).
- (14) F. V. LENEL; E. C. NELSON; G. S. ANSELL y M. V. ROSE: Wright Air Develop, *Centre Tech. Rep.*, 170 (1956).
- (15) F. V. LENEL; G. S. ANSELL y E. C. NELSON: *Trans. AIME*, 209 (1957), pág. 117.
- (16) F. V. LENEL; A. B. BACKENSTO y M. V. ROSE: *ibid*, pág. 124.
- (17) F. V. LENEL: High-temperature materials (editado por R. F. Hehemann y G. M. Ault) (1959), pág. 321: New-York & London (John Wiley).
- (18) G. S. ANSELL y F. V. LENEL: *Acta Met.*, 8 (9) (1960), pág. 612.
- (19) G. S. ANSELL y F. V. LENEL: Trabajo presentado a la reunión de otoño del AIME, Chicago (1959).
- (20) E. J. WESTERMAN y F. V. LENEL: *Trans. AIME*, 218 (6) (1960), pág. 1010.
- (21) F. V. LENEL y G. S. ANSELL: Trabajo presentado a la reunión internacional de Powder Metallurgy, New-York, (1960).
- (22) C. G. GOETZEL: *J. Metals*, 11, 189 (1959), pág. 286.
- (23) R. F. BUNSHAH y C. G. GOETZEL: Trabajo presentado a la reunión anual de la AIME (1960).
- (24) C. G. GOETZEL y R. F. BUNSHAH: Trabajo presentado a la reunión internacional de Powder Metallurgy, New-York (1960).
- (25) R. PALME: *Metall.*, 14 (1960), pág. 421.
- (26) E. A. BLOCH: *Metall. Rev.*, 6 (1961), pág. 193.
- (27) N. J. GRANT: Proc. 16th meeting metal powder ind. federation (Chicago, 1960) (1961), pág. 99.
- (28) D. PECKNER: The Strengthening of Metals, *Reinhold Publishing Co.* New-York & London (1964).
- (29) J. L. RUIZ: *Metales no Férricos*, 4 (4) (1963), pág. 251.
- (30) G. I. POGODIN-ALEKSEYEV y V. V. ZABOLLEEV-ZOTOV: *Liteinoe Proizvodstvo* (7) (1958), pág. 25.
- (31) G. I. POGODIN-ALEKSEYEV: *Liteinoe Proizvodstvo* (5) (1962), pág. 28.
- (32) D. N. WILLIAMS; K. R. GRUBE y R. I. JAFFEE: *Trans. ASM*, 54 (1961), pág. 96.
- (33) D. N. WILLIAMS; J. A. HOUCK y R. I. JAFFEE: *Metal Progress*, 77 (1960), pág. 79.
- (34) D. J. I. EVANS; H. R. HUFFMAN y J. P. WARNER: *Materials in design engineering*, 59 (4) (1964), página 105.
- (35) F. V. LENEL y L. W. BAUM: Informe cuatrimestral, AZI-LIA.
- (36) H. E. HOWE y L. W. BAUM: Research project for the expanded research program of the LIA, ASARCO, Problem núm. 649 (1962-63).
- (37) J. A. LUND y E. VON TIESENHAUSEN: Fundamental investigation of lead powder metallurgy, Project n.º 4 (1963-64).
- (38) D. H. ROBERTS; N. A. RATCLIFF y J. E. HUGHES: *Powder Metall.*, 10 (1962), pág. 132.
- (39) S. F. RADTKE y L. KETTLER: Publicación del AZI-LIA expanded research program, abril (1962).
- (40) ANONIMO: *Melting Pot. Metal Ind.*, 101 (1962), pág. 189.
- (41) Patente de la Assoc. Elect. Ind. Ltd., 1, 174, 621, 30th Nov. 1960, publicado en *Met. Pat.*, 7th July 1964, 4 (27), *Metal Abstract.*, pág. 2.
- (42) G. A. GEACH: *Powder Metall.*, 3 (1959), pág. 104.
- (43) S. STORCHHEIM y A. CROSS: *Planseeber, Pulvermet.*, 9 (1961), pág. 21.
- (44) J. WEERTMAN: *J. appl. Phys.*, 28 (1957), pág. 362.
- (45) J. WEERTMAN: *J. appl. Phys.*, 28 (1957), pág. 1185.
- (46) S. FELIU; J. J. ROYUELA y J. A. GONZALEZ: Comunicación privada.
- (47) N. E. BAGSHAW y T. A. HUGHES: Preimpresión del trabajo presentado al 4th International Symposium on Batteries, Brighton, England, 29th-30th septiembre on 1st October 1964.
- (48) J. A. LUND y E. VON TIESENHAUSEN: Fundamental investigation of Zinc powder metallurgy, Project n.º 4 (1963-64).
- (49) B. J. EASTWOOD y D. A. ROBINS: *Powder Metall.*, 7 (14) (1964), pág. 99.
- (50) F. V. LENEL: *Powder Metall.*, 10 (1962), pág. 119.
- (51) M. GENSAMER; E. B. PEARSALL; W. S. PELLINI y J. R. LOW: *Trans. ASM*, 30 (1942), pág. 983.
- (52) E. OROWAN: Dislocations in metals, *AIME*, New-York (1954).
- (53) F. V. LENEL y G. S. ANSELL: *Powder Metall.* (1961), pág. 267.