

Tecnología de materiales¹

Miguel Moro Vallina²

¹Apuntes preparados a partir de SEGUNDO BARROSO HERRERO y MANUEL CARSÍ CEBRIÁN: *Procesado y puesta en servicio de materiales*. Madrid, 2005: Universidad Nacional de Educación a Distancia. Los apuntes corresponden a la asignatura homónima del Plan de Estudios de 2001 de Ingeniería Industrial de la UNED.

²Correo: narodnaia@gmail.com. Web: narodnaia.googlepages.com

This work is licensed under the Creative Commons
Attribution-NonCommercial-ShareAlike 2.5 Spain License.
To view a copy of this license, visit
<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/2.5/es/>
or send a letter to Creative Commons, 543 Howard Street, 5th Floor, San Francisco,
California, 94105, USA.

La composición de este documento se ha realizado mediante L^AT_EX.

Procesos de conformado

1.1. Introducción

Pueden diferenciarse tres grandes familias de procesos que permiten conformar materiales. La primera familia se basa en el arranque de material, la segunda en el cambio de forma sin pérdida de masa y la tercera, denominada *sinterización*, consiste en la transformación de una pieza en verde —obtenida por compactación— en una pieza con la resistencia adecuada para ser tratada.

La segunda familia de procesos de conformado se fundamenta en los cambios de forma sin pérdida de masa y puede, a su vez, estructurarse de acuerdo con la *temperatura homóloga* del material durante el proceso de conformado, siendo la temperatura homóloga (T_H) el parámetro obtenido al dividir la temperatura de conformado (T_C) por la de fusión (T_F) del material: $T_H = \frac{T_C}{T_F}$.

Se consideran *procesos de conformado en frío* aquellos que se realizan desde temperatura ambiente hasta aproximadamente $T_H < 0,4$; los *procesos de conformado en semicaliente* se efectúan a $0,4 \leq T_H \leq 0,5$ y se caracterizan por efectuarse en el límite en el que tienen lugar los fenómenos de recristalización; por último, los *procesos de conformado en caliente* se realizan de $0,6T_H$ a $0,87T_H$. ¿Qué ocurre con los tratamientos realizados entre $0,5T_H$ y $0,6T_H$. En este rango de valores de la temperatura homóloga existen otros parámetros, tales como la velocidad de deformación y la propia deformación, que pueden hacer variar levemente los límites que definen los diferentes tipos de tratamiento. Estos límites vienen marcados por los efectos que los tratamientos realizados a la temperatura correspondiente producen en el material; se trata ante todo de cambios microestructurales, de procesos de recristalización y de acabado superficial. Es decir, cada material determina sus propios límites o zonas de conformado en función de su historia y de sus características intrínsecas, tales como su composición o cualquiera de los procesos previos al conformado.

Los procesos de conformado en semisólido (*tixoformado*) son procesos no vedosos que se realizan a temperaturas próximas a la de fusión del material; por último, se encuentran los procesos de *conformado en estado líquido*, que son los denominados *procesos de moldeo*, que alcanzan su mayor grado de aplicación en los materiales poliméricos.

1.2. Consideraciones sobre el conformado

Se puede definir el conformado como el conjunto de procesos que utilizan la aptitud que presentan los materiales frente a su deformación plástica. La capacidad de deformación es una función del material —*reología*—, así como del proceso, caracterizado por el tipo de esfuerzos aplicados y por los parámetros de operación, entre los que se encuentran la temperatura y la *velocidad generalizada de deformación*.

Existen tres aspectos que definen el conformado: el *mecánico*, que se caracteriza por los esfuerzos aplicados; el *metalúrgico*, que está determinado por las transformaciones microestructurales inherentes a la tensión y a la temperatura, y el *tecnológico*, en el que se tienen en cuenta aspectos tales como los económicos, los derivados de su utilidad real y los que afectan al impacto medioambiental que pueden producir los distintos tipos de conformado.

Entre los procesos aplicados al producto inicial se deben diferenciar aquellos que aplican esfuerzos de compresión —como la *forja libre*, *recalcado*, *estampado* y *laminado*—, de aquellos otros que aplican esfuerzos de tracción —como el *estirado* y el *trefilado*—. Cuando se conforma un material previamente trabajado, *i.e.*, un *semiproducto*, se hablará de *embutición*, *plegado*, *perfilado* y de algún otro menos usual, como el *doblado*.

Características de la deformación La deformación se caracteriza por el modo en que se realiza, bien sea por *deslizamiento*, bien por *maclaje*. El *deslizamiento* implica la traslación de un plano atómico en relación a otros, gracias al desplazamiento de las dislocaciones. Se caracteriza por un plano y una dirección de deslizamiento que se corresponde con la dirección cristalográfica de mayor densidad atómica. El número de posibles direcciones de deslizamiento depende del sistema cristalino en el que cristaliza el material deformado.¹ El *maclaje*, por otra parte, es un modo de deformación que tiene lugar mediante deslizamientos de los planos contiguos en desplazamientos variables.

Un elemento determinante en el desarrollo de las deformaciones es la formación de *dislocaciones*. Las dislocaciones son alteraciones en el orden y colocación de la red cristalina que provocan o favorecen la ruptura encadenada de ligaduras, lo que permite el avance progresivo de la deformación. El movimiento de dislocaciones se encuentra, a su vez, afectado por diferentes procesos en los que puede existir la acción combinada con vacantes, intersticiales, fronteras de grano, reagrupación de átomos y existencia de precipitados.

Condiciones de la deformación El concepto clásico de *deformación plástica* hace referencia al proceso de cambio de forma irreversible; *i.e.*, el material se opone al esfuerzo al que es sometido, y cuando cesa el esfuerzo cesa también

¹ Así, en el *sistema cúbico centrado en las caras* —Fe- γ , Ni, Cu, Ag, Co, Al, Mn—, las direcciones son 24; en el *sistema cúbico centrado en el cuerpo* —Fe- α , Ni, Cu, Mn, Mo, Ta, W, Ti $_{\beta}$, Zr $_{\beta}$; por su parte, en el *sistema hexagonal compacto* —Ti $_{\alpha}$, Zn, Mg, Zr $_{\alpha}$, Be— las direcciones son sólo 6.

la reacción. La deformación plástica provoca transformaciones en el material, conserva la historia de los esfuerzos y, en ocasiones, le hace adquirir nuevas propiedades.

1.2.1. Influencia de la temperatura sobre el conformado

Para explicar la influencia de la temperatura en frío, semicaliente o caliente, existe un principio generalizado que implica que al aumentar la temperatura de conformado disminuye la resistencia del material y por tanto se deforma mejor, prouciéndose un menor desgaste de las instalaciones. El aumento de la temperatura, sin embargo, tiene un límite: a mayores temperaturas, el material se hace más vulnerable, sufre alteraciones de composición si no está debidamente protegido; en particular, la presencia del oxígeno puede incidir negativamente en el producto final. Por otra parte, el material sufre alteraciones en su aspecto, ya que al producirse cascarilla se hace necesaria su limpieza; el material puede llegar a quemarse, produciéndose la desintegración del mismo por descohesión intergranular.

En el otro extremo de la influencia de la temperatura se encuentra el conformado en frío, que energéticamente es más económico, ya que el producto obtenido no requiere de operaciones posteriores tales como enderezados o mecanizados. En el conformado en frío, además, el material no experimenta un crecimiento del tamaño del grano por activación térmica, sino que sufre la deformación de los granos con el consiguiente endurecimiento por acritud. El conformado en frío, sin embargo, presenta dificultades no desdeñables, ya que la potencia necesaria para deformar el material es muy elevada, por lo que se requieren instalaciones especiales; además, el desgaste de las máquinas hace necesario un control dimensional eficaz, y la geometría del producto no puede ser muy complicada (puesto que el maerial no puede fluir y rellenar cualquier tipo de molde).

1.2.2. Variaciones estructurales en el conformado

Hay una serie de consideraciones *estructurales* que pueden ser determinantes para elegir un determinado tipo de conformado: son las relativas a los fenómenos de *restauración*, *recristalización* y *precipitación*. Cuando un material se deforma plásticamente en frío, los granos se deforman también, generando dislocaciones que aumentan en densidad a medida que se incrementa el grado de la deformación, pasando de encontrarse como dislocaciones aisladas a formar marañas de dislocaciones, par terminar formando estructuras celulares de dislocaciones.

Si se calienta el material, previamente deformado en frío, hasta una temperatura no demasiado elevada ($< 0,3T_H$) durante un tiempo orto, se provoca un cierto ablandamiento del material sin modificación de su estructura interna, fenómeno denominado *restauración estática*. Si el material se calienta durante un tiempo prolongado a temperaturas, los granos, que se habían deformado alargándose, tienden a recuperar la forma equiaxial de equilibrio y a su vez la agitación térmica provoca un desplazamiento de fronteras, incrementándose su tamaño; a este fenómeno se le denomina *recristalización estática*.

Cuando en el trabajo en caliente se supera un cierto grado de deformación, las dislocaciones —al igual que en la deformación en frío— se van agrupando primero entre sí y después con las de sentido contrario y se van aniquilando, formando así una estructura de subgranos que da lugar a la constitución de una subestructura, sólo observable mediante microscopía electrónica de transmisión. Cuando se incrementa la deformación y se alcanza un ochenta o noventa por ciento de su máximo, la subestructura se convierte en una estructura fina de granos alojados en el interior de los granos originales previamente deformados, dando lugar a una nueva estructura aparentemente no deformada. En este proceso —llamado *recristalización dinámica*— se produce un importante afino de grano, con independencia del tamaño que tuviera inicialmente el grano.

El tamaño del grano final que se obtiene tras la recristalización estática se obtiene mediante la ecuación:

$$D_{\text{rec}} = kD_0\epsilon^p Z^q,$$

donde D_{rec} representa el tamaño de grano recristalizado y D_0 el inicial, mientras que ϵ es la deformación generalizada, Z el parámetro de ZENER-HOLLOMON, y p y q son parámetros empíricos. La recristalización dinámica provoca una reducción del tamaño de grano, evaluable mediante la ecuación:

$$D_{\text{rec}} = kZ^q.$$

En la recristalización estática, el tamaño de grano final depende del inicial y del grado de deformación, mientras que en la dinámica depende nada más que del parámetro de ZENER-HOLLOMON, según la ecuación:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right),$$

donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad generalizada de deformación, Q la energía aparente de activación, R la constante de los gases perfectos y T la temperatura a la que se ha realizado el proceso.

Los fenómenos de recristalización se ven notablemente afectados por los elementos de aleación, especialmente cuando estos elementos forman partículas que precipitan, tanto en las fronteras de grano como en el interior de los mismos. Los precipitados están formados por compuestos cuyos parámetros de red deben ser diferentes de los parámetros de red de la matriz, de forma que aquellos distorsionan esta última, afectando a su comportamiento. Hay elementos que por encima de una temperatura crítica son solubles en el material base; en ese caso, la solución sobresaturada, cuando se enfría, tiende a formar partículas que presentan dos efectos, uno endurecedor y otro de control del crecimiento del grano por anclaje de sus fronteras. Para que las partículas tengan estos efectos, deben distribuirse de forma homogénea y no superar un determinado tamaño, puesto que si lo hacen actúan de forma perniciosa, introduciendo fragilidad en el material.

En el caso de los aceros, las partículas que se forman son nitruros y carbonitruros; el cromo, en particular, forma carburos que después de precipitar tienen una gran facilidad para coalescer. A veces se emplean microaleantes, que

se introducen en un porcentaje en masa inferior a los aleantes clásicos —hasta un 0,15 %—; el niobio, el vanadio y el titanio son los más empleados.

Para producir un endurecimiento por precipitación, el elemento que más se emplea es el *vanadio*, ya que es totalmente soluble a las temperaturas usuales previas al conformado; el *niobio* y el *titanio*, por su parte, están sólo parcialmente solubilizados a dichas temperaturas. El vanadio, cuando actúa conjuntamente con el nitrógeno, produce un aumento de la resistencia y del límite elástico debido al control que ejerce sobre el crecimiento de los granos y al endurecimiento por precipitación que produce. Cuando se añade titanio en pequeñas cantidades —menores que el 0,02 % en masa— se consigue un endurecimiento menor que en el caso del vanadio pero, por el contrario, se realiza un importante control del tamaño del grano hasta temperaturas muy elevadas.

El niobio es un excelente controlador del crecimiento del grano, pero hasta temperaturas más bajas que el titanio (900–950°C). La naturaleza de los granos precipitados está relacionada con el contenido en carbono y nitrógeno presenta en la aleación, formándose nitruros y carbonitruros debido a que su parámetro de red es muy similar.

La presencia conjunta de vanadio y titanio da origen a la formación de microprecipitados complejos. La precipitación suele ocurrir en las proximidades del frente de avance de la transformación γ - α y en la ferrita sobresaturada. Cuanto menor es la temperatura de transformación, más finos y eficaces serán los precipitados. No obstante, a partir de los 20 nanómetros la eficacia de los precipitados se atenúa.

Velocidad de deformación generalizada en el conformado La *velocidad de deformación generalizada en el conformado* viene dada por la ecuación siguiente:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d \left(\ln \frac{h}{h_0} \right)}{dt}.$$

Este valor *no* coincide con el de la velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina de ensayos, o con el de la prensa de estampado o forja, ni con la de los rodillos de una laminadora o con el desplazamiento de material extruido en una extrusora. Por eso se le añade el calificativo de *generalizada*. Se trata de una magnitud de complicado cálculo, y difiere de unos puntos a otros del material en el proceso de deformación. Las velocidades generalizadas de deformación oscilan entre los siguientes valores típicos: 10–200 s⁻¹ en un proceso de laminación; 10–1000 s⁻¹ en la forja abierta; 10–100 s⁻¹ en la forja por estampa; 0,1–10 s⁻¹ en la extrusión.

La aparición de grietas debidas al conformado tiene lugar en aquellas zonas sometidas a mayores deformaciones y más elevadas velocidades de deformación; dichas zonas son aquellas que —tras un estudio del proceso— sufren un conformado más severo.

Generalmente, se intenta determinar los parámetros de conformado de las zonas críticas, por ser las más susceptibles de presentar grietas. Existe un tipo

de conformado, el *conformado superplástico*, que se realiza a velocidades de deformación muy bajas, del orden de 10^{-4} a 10^{-2} s $^{-1}$ y a temperaturas superiores a $0,5T_F$. En todo caso, recalquemos que no sólo se requiere dicha velocidad de deformación, sino también que el material tenga una estructura de grano muy fino, de forma que el mecanismo conductor de la deformación no sea el trepado de dislocaciones sino el deslizamiento de fronteras de grano. Se trata de un proceso complejo y lento que *no* permite realizar grandes series de piezas a precios competitivos. El interés de este proceso radica en que el comportamiento superplástico se caracteriza por alargamientos que pueden alcanzar el 2000 %, lo que se traduce en la posibilidad de obtener formas extremadamente complicadas sin que aparezcan estricciones o grietas.

Los dos factores que determinan un proceso de conformado son el *tiempo* y la *temperatura*. Cuando el conformado se realiza a temperaturas homólogas superiores a $0,5T_H$ y velocidades bajas (10^{-4} a 10^{-2} s $^{-1}$), se generan ciclos de endurecimiento y recristalización sucesivos. A velocidades superiores a 1 s $^{-1}$, la deformación crítica que favorece la recristalización se alcanza antes de que la recristalización dinámica afecte a todo el material, siendo este efecto más ostensible cuanto mayor es la velocidad de deformación. La consecuencia inmediata es que el tamaño de grano final y la por tanto la resistencia y la tenacidad varía con el grado de recristalización alcanzado y con los ciclos térmicos posteriores.

A temperaturas inferiores, la velocidad interviene poco en la capacidad de deformación, pero provoca un *calentamiento adiabático* que puede alterar las condiciones del conformado. Si las temperaturas son elevadas, el calentamiento adiabático puede ser importante, dependiendo de la capacidad de absorción térmica de la instalación, de los rodillos de laminado o de la matriz de estampa.

1.2.3. Otros aspectos que afectan al conformado

Uno de los aspectos que afectan al conformado son las *condiciones de partida*: el material puede provenir de una colada solidificada o de lo que se denomina un *semiproducto* —barra, palanquilla o chapa—. También puede haber sufrido un tratamiento térmico previo. En general, cuando el material es colado, posee una estructura muy fina y algunos defectos inherentes al proceso de enfriamiento. El semiproducto puede ser un producto plano —*planchón* o *chapa*, por ejemplo— o un producto largo —*palanquilla*, si la sección es cuadrada, o *barra* o *alambrón*, si es circular—.

Si además de haber sufrido un conformado previo, el material debe cumplir condiciones estructurales y mecánicas diferentes a las que el proceso de fabricación le confiere, es necesario someterlo a un tratamiento térmico adicional, que puede ser un *normalizado* o un *recocido*. El tratamiento más usual es el normalizado, que consiste en calentar el material por encima de su temperatura de transformación y dejarlo enfriar al aire. En otros casos se puede requerir un recocido, en el que el enfriamiento es más lento.

La estructura de colada de un material moldeado es *columnar*. Por el contrario, cuando se conforma, forja o relamina a partir de un material laminado, se

tiene una estructura *fibrosa*. Tanto en el caso de material de estructura fibrosa como en el de bandas, las propiedades transversales, que son perpendiculares a la dirección de laminado, son muy diferentes a las longitudinales, especialmente la tenacidad. Por otra parte, si se corta la fibra al forjar se inducen zonas de inicio de grieta altamente peligrosas. Las piezas conformadas sobre producto moldeado sufren las secuelas habituales de este método de fabricación, como son los defectos internos y la menor resistencia, por no mencionar la formación de una estructura acusadamente columnar.

1.3. Conformado de productos no planos

El conformado de materiales, desde el punto de vista de la pieza a conformar, se puede dividir en dos grandes familias según se obtenga un semiproducto o un producto final. El semiproducto es, en general, una pieza de grandes dimensiones —chapa, palanquilla o barra—, destinada a su vez a ser conformada para conseguir un producto de forma más complicada.

La *forja* conforma las piezas aplicando fuerzas de compresión mediante la presión que ejercen las prensas hidráulicas o por la energía que descargan sobre ella las máquinas de impacto o directamente la fuerza humana.

1.3.1. Forja libre

En este tipo de conformado, el material se comprime en una dirección, pudiendo desplazarse libremente en las otras dos. La fibra del material se expande progresivamente, en sentido normal al esfuerzo soportado. La forma final se suele alcanzar después de golpear reiteradamente la pieza. Cuando las piezas a forjar son de gran tamaño, se requiere un dispositivo adicional que cambie la posición de la pieza.

1.3.2. Forja cerrada

El conformado de piezas en útiles cerrados, denominados *estampas*, permite alcanzar de manera rápida elementos de mayor complejidad que la forja abierta o libre. La deformación plástica del material se realiza mediante estampas cerradas que imponen una forma definida al material. La estampa, generalmente de dos piezas, posee la forma que se desea conferir al material y debe permitir la fácil extracción del producto una vez conformado.

El estampado puede realizarse en el martinete, martillo pilón —sencillo o de contragolpe— o bien en prensa. El *martillo sencillo* tiene colocada la mita de la estampa en la parte móvil y la otra mitad en el yunque y requiere de una instalación sólida, ya que el impacto sobre el basamento es muy fuerte, sobre todo en los de doble efecto, en los que la maza no cae por efecto de la gravedad sino que es impulsada.

El *martillo de contragolpe* se caracteriza por tener, en lugar de maza móvil y yunque fijo, una segunda maza que bate en sentido opuesto a la primera. Ambas mazas se encuentran a mitad del recorrido. Al carecer de yunque fijo no se transmite el impacto sobre el terreno, lo cual es una ventaja notable porque se evitan las vibracones sobre las instalaciones circundantes. Est tipo de martillo requiere de una mayor precisión de alineamiento; además, al moverse las dos partes de la estampa, el material no permanece inmóvil y, por tanto, hay que acompañarlo siguiendo el movimiento de la estampa, un proceso complicado y que imposibilita estampar piezas con salientes.

La forja cerrada mediante prensa se caracteriza por emplear menores velocidades generalizadas de deformación y porque la deformación del material se realiza durante más tiempo. Cualquiera que sea el procedimiento seleccionado, en la forja cerrada se somete al material a una deformación acusada y tan importante es conseguir que fluya como lograr que ocupe todo el espacio de la estampa, por lo que el volumen de material introducido debe ser compatible con el de la estampa, teniendo que salir el material sobrante por los conductos habilitados a tal efecto. Si la estampa no está bien diseñada, el material no la rellenará por mucho esfuerzo que se aplique. Los canales de expulsión del material sobrante deben estar dimensionados correctamente para que el material fluya.

Es interesante mencionar también el *recalcado* o *forja horizontal*, que consiste en aplastar el material en el sentido de la fibra para provocar un aumento de sección transversal, no una reducción. Suele considerarse una primera etapa de forja ya que permite adaptar el bloque original a la geometría que se pretende alcanzar. Por ello, no suele considerarse un proceso de conformado independiente, ya que sólo sería aplicable a piezas sencillas o procesos muy específicos (por ejemplo, el roblonado).

1.4. Laminado

El proceso de conformación más importante y, con mucho, el más utilizado para obtener productos válidos para su uso inmediato o casi inmediato es el proceso de *laminación*, tanto en caliente como en frío. El acero no pudo comenzar a emplearse como elemento estructural hasta que se desarrolló el conformado por laminación. Esquemáticamente, en su forma más sencilla consiste en hacer pasar el material entre dos rodillos o cilindros que giran a la misma velocidad pero en sentido contrario, de forma que reducen la sección del material debido a la fuerza aplicada. El parámetro básico del laminado es la *reducción*, que se define como:

$$R = \frac{S_0 - S_f}{S_0}.$$

El equipo básico de laminación se conoce como *caja* y consta de un par de cilindros y su soporte. El conjunto de varias cajas se denomina *tren de laminación*. Cuando se pretenden obtener grandes reducciones, es preciso ejercer grandes presiones, para lo cual se recurre a dispositivos más complejos, cajas

cuarto y clusters, en los que los cilindros de trabajo son más pequeños y se apoyan en un segundo juego de cilindros que realiza la presión.

Al laminar un material disminuye su sección y aumenta su longitud, manteniéndose constante el volumen. Si se desea obtener un producto de sección mucho menor que el producto de partida, la longitud final es tal que no es posible emplear un tren reversible de una sola caja, por las dimensiones a manejar y por el enfriamiento que sufriría el material. Este problema se resuelve empleando varias cajas en serie, que estructuran lo que se denomina un *tren continuo*. Se parte de un planchón, habitualmente de varias toneladas de peso y un espesor inicial de 20–30 centímetros. Estos planchones se introducen en hornos para conseguir una temperatura inicial de 1150–1250°C.

En el caso del acero, al salir del horno la pieza se oxida y se cubre de cascarilla, por lo que la toma de temperaturas puede verse falseada; para evitarlo se riega el material, lo que produce una contracción brusca en la superficie que cuartea la cascarilla y posibilita un control correcto de la temperatura. El planchón descascarillado pasa al tres desbastador, que suele ser un tren reversible donde sufre la mayor deformación —aproximadamente el 60 por ciento—; a continuación, unas planchas cerámicas impiden el enfriamiento excesivo del material que entra en el tren finalizador.

El *tren finalizador* está compuesto de varios rodillos que van reduciendo el espesor de la chapa hasta alcanzar el espesor deseado, que puede ser de milímetros —o incluso menos, como cuando se trabaja en hojalata—. El último par de rodillos o los dos últimos pares no producen apenas reducción de espesor, sino que confieren la apariencia exigida al material, son los denominados *skin pass*, que dejan la superficie en las condiciones adecuadas: caras planoparalelas y sin rugosidades.

En la zona de *bobinadoras* el material puede sufrir alguna pequeña transformación metalúrgica final, como consecuencia del proceso de enfriamiento más lento que tiene lugar durante el enfriamiento de la masa de la bobina. Si se quieren obtener perfiles especiales de uso estructural hay que recurrir a los llamados *trenes universales*, que constan de rodillos horizontales y verticales.

El *laminado de tubos* se puede clasificar según que involucre o no un proceso de soldadura. En el laminado de tubos sin soldadura se combina el laminado con el *trepanado*. Una barra de las dimensiones adecuadas al tamaño final del tubo que se quiere fabricar se calienta a unos 1200°C; a esta temperatura sufre un conformado doble: por una parte es laminada mediante rodillos con la forma adecuada y, a la vez, se le practica un taladro para conseguir el diámetro interior deseado. En el caso de tubos con soldadura, se parte de una chapa cuyo espesor corresponde al que se desea en el tubo; los rodillos poseen una sección acanalada que va dando forma a la chapa, que se va combando progresivamente hasta que, en el último rodillo, los dos extremos entran en contacto. En este momento se hace pasar la chapa por un electrodo que va soldando los bordes previamente unidos. Esta soldadura puede ser de diferentes formas, desde la más sencilla —siguiendo una generatriz del cilindro— hasta la más complicada —una línea helicoidal—.

Un caso particular de laminado de tubos sin soldadura es el realizado con un *tren Pilger* (también llamado de *paso de peregrino*). El lingote —de aproximadamente sesenta centímetros de diámetro y dos metros de longitud— se calienta a unos 1200°C y se le somete a una embutición que le practica el primer hueco, con lo que alcanza los cuatro metros. A continuación se trepana y comienza a alargarse apreciablemente. El tercer paso es el laminado de paso de peregrino en el cual, mediante la acción conjunta de un laminador y un mandril, se consiguen las dimensiones finales, de unos veinte metros de longitud y espesor variable.

Se denomina de paso de peregrino porque el cilindro laminador no es continuo, sino que imprime dos movimientos de avance después de los cuales la pieza retrocede el equivalente a la mitad de lo avanzado y se repite el ciclo hasta que todo el proceso termina; por otra parte, el rodillo de conformado no tiene una sección cilíndrica sino parabólica, lo que implica un esfuerzo de compresión adicional, similar al de un forjado. El proceso es un laminado en caliente o semi-caliente, con temperaturas homólogas $0,4 \leq T_H \leq 0,87$, pero el laminado puede realizarse también en frío, al igual que otros tipos de conformado. El laminado en frío no puede producir afino de grano ni endurecimiento por precipitación, pero sí un cambio en la textura del material y un endurecimiento por deformación, alargamiento de grano, y una acritud que puede ser eliminada mediante un adecuado recocido que devuelva su morfología anterior al grano resultante. El laminado en frío proporciona al material un excelente estado superficial, así como una geometría ajustada y una estructura homogénea.

1.4.1. Laminación controlada

La *laminación controlada* supone un cambio cualitativo en los procesos de laminación, en ella se aplican los principios básicos de la física involucrados en el *conformado plástico*.

En 1924, ARROWSMITH señaló las ventajas del afino de grano en el laminado de materiales; en 1925, HANEMANN y LUCKE lo relacionaron con los procesos de recristalización posteriores a la deformación en caliente y comprobaron que estos procesos producen un afino del grano α cuando se disminuye la temperatura de deformación en la región γ o α - γ . En 1947, BARR y TIPPER demostraron la relación entre la transformación dúctil a frágil y el tamaño de grano, lo que corroboró los efectos beneficiosos de la laminación controlada sobre las propiedades mecánicas del acero.

El laminado en caliente se realizaba a temperaturas muy altas para conseguir una mayor ductilidad y menor deterioro de las instalaciones; sólo los últimos pasos se realizaban a temperatura inferior, pero su grado de deformación implicaba que no existían procesos de recristalización. No fue hasta la Segunda Guerra Mundial cuando se sistematizó y consolidó la aplicación de temperaturas inferiores a las que hasta ese momento se utilizaron en la laminación. En un principio, los materiales fabricados con las nuevas técnicas presentaban problemas de *fisuras*, debidas al comportamiento frágil del acero laminado y a la fatiga. Para minimizar ese problema, se incrementó el contenido en aluminio y la relación manganeso-carbono. A su vez, se sistematizó el uso de temperaturas

más bajas de laminado, observándose que los mejores resultados se obtenían laminando en el límite, justo por encima de la temperatura A_3 .

El objetivo de la laminación controlada es afinar el tamaño de grano del producto final y así obtener mejoras en la tenacidad y la resistencia del mismo. El proceso consta de tres *fases*: deformación en la zona de altas temperaturas y recristalización rápida; deformación en la zona de no recristalización en un rango pequeño de temperaturas por encima de A_{r3} , y deformación en la zona γ - α .

La deformación en la zona de no recristalización es importante porque introduce bandas de deformación en el grano austenítico. La deformación en la zona ferrítico-austenítica (γ - α) proporciona estructuras mixtas que consisten en granos equiaxiales y subgranos.

La diferencia fundamental entre la laminación controlada y la tradicional está en el hecho de que en la tradicional la nucleación de la ferrita ocurre exclusivamente en las fronteras de grano, mientras que en la controlada tiene lugar sobre todo en el interior de los granos a partir de los subgranos originados por la deformación, consecuencia de los mecanismos de recristalización dinámica; estos subgranos se transforman en granos cuyo tamaño es muy inferior a los originales e independiente de los mismos.

Los desarrollos recientes en la laminación controlada han incluido: redefinir el papel de los elementos aleantes en las propiedades finales e introducir nuevos microaleantes tales como el niobio, vanadio y titanio, que controlan la temperatura de recristalización y el crecimiento de grano y producen endurecimiento por precipitación.

1.5. Extrusión

La *extrusión* es un proceso de conformado muy empleado para materiales termoplásticos, que sufren una elevación de temperatura y mediante un émbolo son obligados a pasar a través de una boca que determina su forma. La extrusión puede ser *inversa*, de forma que el émbolo presiona el material sobre un fondo rígido, haciéndolo fluir en sentido contrario al desplazamiento del pistón por los espacios libres que se han practicado entre éste y el contenedor; puede también ser *directa*, cuando el material fluye a través de una abertura practicada en la cara opuesta al pistón.

1.6. Embutición

La *embutición* es un proceso de conformado en el que un punzón actúa sobre el material para asimilar su forma a la de una matriz. Las diferentes formas de aplicar el punzón o émbolo sobre el material dan nombre a otros tantos tipos de embutición. Debe tenerse un cuidado extremo en el diseño de las dos piezas básicas del proceso de embutición, ya que el cambio de forma de la pieza, a

veces muy acentuado, implica una variación del espesor y el peligro de que aparezcan pliegues e incluso grietas en las zonas que experimentan mayor grado de sollicitación.

Los parámetros más destacados en la embutición son: el cociente entre los diámetros iniciales y finales ($\frac{D_1}{D_2} = K$), el espesor final (e) y la velocidad de deformación. Una frontera para diferenciar los procesos de embutición es la definida por el valor $D_1 - D_2 = 20e$, ya que a partir de dicho valor es necesario utilizar dispositivos especiales de control para el punzón que eviten las diferencias de espesor. Las velocidades de deformación en el proceso de embutición no pueden ser muy elevadas, ya que pueden producir gripados en el émbolo y rupturas en la capa de lubricante existente entre el punzón y el material.

Un aspecto muy importante de la embutición es el material con el que se fabrica el punzón, ya que su forma debe mantenerse constante dentro de márgenes muy estrictos, puesto que está sometido a esfuerzos muy elevados; así, debe poseer unas características bien definidas de resistencia a la tracción, límite elástico, dureza y resistencia al desgaste. La embutición es un proceso de conformado relativamente lento que produce deformaciones muy elevadas y, por tanto, resulta muy adecuado para obtener piezas de geometría complicada.

1.7. Trefilado

El *trefilado* es un método de conformado en frío —o a una temperatura suficientemente baja como para que pueda ser estirado— mediante el cual se reduce la sección de un producto cilíndrico al hacerlo pasar por una boca, cuya entrada tiene el diámetro del material original y la salida el diámetro deseado. Cuando se quiere conseguir un producto perforado se simultanea el paso forzado por la boca con el uso de un mandril.

Los parámetros más significativos de este método son la tasa de alargamiento y la existencia de lubricación; generalmente se proporciona un tratamiento superficial (del tipo de una fosfatación), seguido de un lubricante líquido o sólido. Las dimensiones finales se pueden obtener con una sola pasada o bien con sucesivas de boca decreciente, aplicándose indistintamente a materiales ferreos y no ferreos. Una variante del trefilado es el *estirado*, que difiere del anterior en que la sección del producto puede no ser circular.

1.8. Plegado

El *plegado* es un método de conformado que se aplica a productos planos a los que se somete a una flexión localizada en la que es necesario considerar la longitud de plegado, ángulo, radio, espesor y longitud desarrollada. Hay una zona sometida a flexotracción en la que las fibras se alargan y otra sometida a compresión, la interior, en la cual las fibras se acortan, existiendo también un plano que no sufre variación dimensional, llamado *plano neutro*.

Si se considera una sección normal, en lugar del plano neutro se tiene la *fibra neutra*, que sirve de referencia para establecer la longitud de la chapa que interviene en la realización de un pliegue. Se puede admitir, con buena aproximación, que cuando el cociente entre el radio de un pliegue y el espesor de la chapa es inferior o igual a tres, la fibra neutra se sitúa a una distancia de 0,3 o 0,4 veces el espesor a partir del interior; para relaciones mayores la fibra neutra tiende a situarse en la mitad del espesor. Existe un radio mínimo de plegado a partir del cual pueden aparecer grietas e incluso la rotura del material, dependiendo de la naturaleza del mismo, de la anisotropía, del ángulo de plegado, de la longitud y del espesor.

1.9. Conformado de materiales metálicos en estado semisólido (tixoconformado)

1.9.1. Introducción

El *conformado semisólido* es un método de fabricación híbrido que incorpora tanto elementos de colada como de forja. Hoy en día se considera como tal un proceso de dos pasos para conformar con alta precisión componentes metálicos, utilizando materia prima en forma semisólida, que presenta una microestructura no dendrítica sino *microglobular*, lo que confiere al material una naturaleza *tixotrópica*.

Se considera que un material es tixotrópico cuando se comporta como un fluido no newtoniano, *i.e.*, un fluido cuya viscosidad depende de los esfuerzos a los que se le somete y del grado de agitación que experimenten sus moléculas. Las propiedades tixotrópicas permiten que el material pueda ser manipulado mediante mecanismos automatizados en su estado semisólido, facilitando la propia automatización de todo el proceso, así como el control de precisión y la productividad.

La principal actividad comercial de esta clase de conformado se centra en la forja semisólida de una gran variedad de componentes de aleaciones de aluminio para aplicaciones militares, aeroespaciales y del sector de la automoción. Existe también una significativa producción de aleaciones de cobre para usos eléctricos. Además, se ha comprobado la validez de la tecnología del conformado semisólido para la mayoría de familias de aleaciones tecnológicas, incluidos el cinc, magnesio, cobre, ferroaleaciones, titanio y superaleaciones.

1.9.2. Consideraciones generales

Las aleaciones semisólidas exhiben un comportamiento viscoso tixotrópico: al ser sometidas a la acción de una fuerza de cortadura, la aleación empieza a mostrar características de flujo similares a los fluidos de alta viscosidad, tales como aceites de uso en maquinaria.

Se ha comprobado, asimismo, que la microestructura no dendrítica se conserva después de ciclos térmicos que incluyen hasta el temple. Esto significa que la materia prima con estructura no dendrítica puede prepararse en una instalación en la que se calienta hasta alcanzar el volumen de fracción de sólido requerido: la palanquilla puede ser manipulada como si estuviera en estado sólido, y solamente al ser sometida a fuerzas de cortadura durante el proceso de forja adoptará el comportamiento de un líquido de alta viscosidad.

La aleación semisólida se deforma a presiones muy bajas y fluye de una forma muy homogénea, dando como resultado una estructura fina y uniforme, virtualmente libre de porosidades; además, se le puede proporcionar un tratamiento térmico para conferir propiedades mecánicas superiores a las de fundición.

El interés económico de la colada semisólida radica en que, cuando el material es conformado en estado semisólido, necesita de unas temperaturas menores que si estuviera en estado líquido, de forma que la magnitud de los ciclos térmicos impuestos a los útiles se reduce y la vida de la matriz se prolonga.

1.9.3. Desarrollo del proceso de conformado en estado semisólido

El proceso de conformado en estado semisólido requiere que el metal o aleación tenga una microestructura esferoidal y de grano fino al entrar en la matriz. Existen dos formas de conseguirlo: el *rheocasting*, un procedimiento que permite que el mortero se origine en un mezclador y se lleve directamente a la matriz; y la *forja semisólida*, procedimiento por el cual el lingote se cuela en un molde provisto de un mezclador, en el que se origina la microestructura esferoidal durante la colada y se almacena para su uso posterior, cortándose de la palanquilla la cantidad necesaria, recalentándose hasta el estado semisólido y conformándose en la matriz.

Ha habido diferentes intentos, tanto en Estados Unidos como en Europa, de comercializar el rheocasting, pero ninguno de ellos ha sido viable; por el contrario, la forja semisólida ya comenzó a utilizarse en 1981, lográndose la comercialización de la producción de materia prima y la utilización de componentes forjadas en estado semisólido, fundamentalmente en los sectores aerospacial, de automoción, industrial y militar.

Colada magneto-hidrodinámica El método MHD se desarrolló para alcanzar las altas especificaciones que se requerían de los materiales conformados en estado semisólido; para ello se empleaban equipos que permitían la exclusión de gases, óxidos e inclusiones no metálicas, evitando también otras discontinuidades. Se demostró que hay una relación importante entre la velocidad de corte por agitación y la velocidad de solidificación, determinando el tipo de microestructura del conformado semisólido que se genera.

El metal, una vez cerca del punto de solidificación en el molde, se agita vigorosamente mediante un campo dinámico electromagnético para dar lugar

a la microestructura globular. Al mismo tiempo, se produce una transferencia de calor, controlado por conducción a través de la pared del molde, hacia una camisa de agua que favorece el inicio de la solidificación.

Hoy en día, los sistemas de colada MHD están implantados en las principales fábricas de aluminio, tanto en la colada continua vertical como en la horizontal, produciendo aleaciones de aluminio semisólido que, una vez conformadas, proporcionan una amplia variedad de tamaño de grano, 38–152 nanómetros de diámetro.

Control del proceso de colada El proceso de colada MHD ha sido desarrollado para producir palanquillas de aluminio adecuadas para la forja semisólida a velocidades competitivas, obligando a que la microestructura resultante sea no dendrítica y se encuentre libre de óxidos, inclusiones no metálicas y gases. Otras variables de colada son:

- Química de fusión.
- Temperatura de fusión: en un proceso caracterizado por realizarse en los límites sólido-líquido, deben controlarse de forma más precisa las condiciones térmicas, ya que la microestructura que define la tixotropía dependen directamente de la mismas.
- Velocidad de flujo del metal: debe supeditarse a que la viscosidad del material permanezca constante.
- Temperatura y velocidad de flujo del refrigerante y del lubricante.
- Desgaseado y técnica de filtraje MHD: son controles que permiten obtener un producto libre de poros e inclusiones.
- Conductividad térmica del molde.

Proceso de deformación El conformado de metal semisólido es un proceso de tres pasos. En primer lugar, se corta la palanquilla en las dimensiones deseadas. En segundo lugar, el trozo de palanquilla cortado —denominado *taco*— se recalienta hasta las condiciones de semisólido buscadas. En último lugar, se coloca el taco en la matriz, forjándose a continuación para proporcionar la pieza deseada. Los elementos críticos del proceso son los siguientes:

- *Prensa de forja*. Dependiendo del tamaño del componente, geometría, aleación y calidad especificada, las velocidades de conformado pueden variar desde los pocos centímetros por segundo hasta superar los cientos y las presiones de moldeo de unos 14 a 1400 kilogramos.
- *Matriz de forja*. Las matrices para la producción de componentes de aluminio se fabrican normalmente con acero para herramientas AISI H13, endurecido y embutido hasta alcanzar la dureza adecuada.

- *Materia prima.* La materia prima consiste en la palanquilla MHD cortada en una longitud tal que provea la masa necesaria para fabricar la pieza. Los diámetros de la palanquilla MHD que son comerciales varían en un rango de 40–150 milímetros.
- *Calentamiento del taco MHD.* Para calentar los tacos pueden utilizarse una amplia variedad de métodos. Los *hornos eléctricos* que pueden emplearse van desde los hornos de calentamiento por convección o radiación, hasta hornos de gas y de inducción.
- *Conformado del componente.* La secuencia actual de forja se completa en unas pocas décimas de segundo. El flujo de material comienza con el impacto del punzón en el taco y, dada la naturaleza tixotrópica del taco MHD, el metal fluye en la cavidad a presiones muy bajas. Solamente al final del golpe de forja la presión aumenta hasta el nivel seleccionado para conformar el componente totalmente denso. Todos los componentes de aluminio forjados en semisólido se tratan térmicamente mediante el enfriamiento desde la temperatura del proceso de conformado, bien mediante *envejecimiento artificial, normalizado o bonificado*.

1.9.4. Aplicaciones

Las principales aplicaciones de la forja semisólida se encuentran en la industria de la automoción, la aeroespacial y las aplicaciones industriales en general. La forja semisólida ha reemplazado a toda una serie de procesos entre los que se encuentran la forja convencional, el moldeo en coquilla, el moldeo a la cera perdida, y en algunas circunstancias el moldeo por inyección y el estampado.

Aplicaciones en el sector de automoción Las aplicaciones en este sector van desde componentes de unos pocos gramos hasta otros de una docena de kilogramos. Se pueden dividir en dos categorías generales: contenedores de presión y/o fluido, y componentes estructurales. Un ejemplo de estos últimos son las llantas de automóvil, tradicionalmente fabricadas por otros métodos —moldeo en coquilla, forja líquida—. Las ventajas técnicas del producto tixoforado se manifiestan tanto en el peso —hasta un 30% más ligeras que las moldeadas por otros métodos— y las características mecánicas como, sobre todo, en la capacidad de producción. Otras ventajas destacables son: la *calidad consistente* —la estructura metalúrgica de la palanquilla está controlada, puesto que se suministra una materia prima extremadamente consistente—; las derivadas de la *estructura y propiedades* —al contrario de lo que ocurre en la forja convencional, las propiedades de la llanta son isotrópicas, reflejo de la estructura no dendrítica de la aleación de aluminio 357 de altas prestaciones que se emplea en la palanquilla—, y la *versatilidad de diseño*.

Otras aplicaciones Como ejemplo de otras aplicaciones de la forja semisólida pueden citarse los conectores eléctricos destinados a instalaciones militares y aeroespaciales, sometidos a grandes tensiones en servicio.

1.9.5. Consideraciones finales

Las dos *ventajas* clave de la producción mediante forja semisólida son el *grado de automatización* que puede lograrse en el manejo del material y la *precisión* alcanzada mediante el control del proceso. Las principales *limitaciones* tienen que ver con que la *materia prima* requiere una preparación especial y existen menos fuentes disponibles, con los *mayores costos* y con el hecho de que se requieren útiles caros y especialmente diseñados, además de una fuerza de trabajo altamente cualificada.

1.10. Conformado por moldeo

El *conformado por moldeo* se ha utilizado desde tiempo inmemorial para la fabricación de piezas, ya que en muchos casos supone el camino más corto entre el material en bruto hasta el producto terminado, cumpliendo las principales exigencias sobre el diseño de todo tipo de elementos.

Este tipo de conformado se define como aquel que requiere un molde, recipiente con la forma necesaria para que la pieza final sea la deseada, que posea las características idóneas para que el material fluya ocupando cada resquicio de mismo, que presente una resistencia mecánica y térmica que no altere la forma prevista y alcance una vida útil razonable y, finalmente, que disponga de los dispositivos adecuados para poder separar la pieza sin que se produzcan daños. La tecnología del moldeo y su viabilidad han transcurrido, por tanto, íntimamente ligadas a la existencia y evolución de los moldes.

El *problema* principal de las piezas conformadas por moldeo estriba en la casi imposibilidad de eliminar los defectos inherentes al proceso: poros, segregaciones o estructuras de grano dendrítico que se producen a lo largo del enfriamiento. Entre las *ventajas* de las piezas moldeadas se encuentran la precisión de las medidas superficiales, lo que implica menores costos de limpieza y mecanizado; además, poseen una excelente maquinabilidad y responden bien al tratamiento superficial.

1.10.1. Tipos de conformado por moldeo

Fundición en arena Es la forma de moldeo más antigua. El molde se construye en arena con ayuda de un model, pieza negativa del mismo, lo que exige costes relativamente bajos y modificaciones eventuales de la forma de la pieza fundida sin necesidad de mucho trabajo; por otra parte, el elevado punto de fusión de la arena la hace resistente a las temperaturas de casi cualquier material fundido. El moldeo en arena es muy apropiado para piezas aisladas, de gran tamaño y muy complejas. Se emplea principalmente para metales de alta densidad y punto de fusión elevado (hierro, 1535°C; cobre, 1083°C), mientras que para materiales como el aluminio (660°C) se emplea prioritariamente la técnica de moldes permanentes. No obstante, incluso cuando se emplean moldes permanentes, siguen

teniendo importancia las partes destructibles del molde, como los machos de arena, los bebederos y los alimentadores.

Por lo que respecta a los *materiales* empleados para moldes, se distinguen los naturales y los sintéticos. Los *naturales* suelen ser mezclas de arena de cuarzo con arcilla (10–25 %); los *sintéticos* están formados por mezclas de arena de cuarzo —que constituye el soporte básico— con aglutinantes orgánicos e inorgánicos. La gran ventaja de los materiales sintéticos frente a los naturales es la constancia en su composición y en sus propiedades. Para fines especiales también se emplean arenas de circonio o cromita, así como granulado fino de acero para metales de menor punto de fusión. Estas mezclas presentan mayor capacidad de enfriamiento que la arena de cuarzo, lo que permite dirigir la solidificación, especialmente la de los machos. Las arenas para machos, por último, deben poseer una permeabilidad más elevada que la arena para moldes.

En cuanto a la *preparación del modelo*, suelen emplearse maderas, yesos, plásticos y metales; recientemente, retomando la idea clásica del modelo perdido, se utilizan sustancias que no es necesario retirar para colar el metal: por ejemplo, poliestireno, que se volatiliza al añadir el líquido metálico. Para fabricar los *machos*, debe lograrse una buena mezcla de arenas. Los machos deben poseer una gran estabilidad durante la colada y una buena capacidad de desmoldamiento tras ella; para lograr esto último es importante conseguir una mezcla tal que una parte importante de ella se calcine al colar, para que los machos se desprendan fácilmente de las partes interiores de la pieza moldeada.

Para lograr una pieza fundida sin defectos, la *solidificación* debe iniciarse en el punto más alejado de la entrada de metal o del alimentador y debe progresar uniformemente hacia las zonas finales, ya sea de forma espontánea o mediante *enfriadores*, que pueden mejorar la estructura de la pieza. En la parte que solidifica en último lugar debe conseguirse una *mazarota*, zona residual, de tamaño mínimo, que rebasa el diseño de la pieza y se elimina tras la solidificación; la mazarota debe eliminar el problema de los rechupes internos y las contracciones de volumen. Su forma, tamaño y facilidad de manipulación está íntimamente relacionada con el diseño de alimentadores o bebederos. Para lograr una solidificación adecuada es muy importante diseñar adecuadamente la *boca de vertido*; la solución más sencilla es un ensanchamiento cónico, embudo, diseñado de forma que el metal líquido no llegue con excesiva velocidad acompañado de turbulencias, para evitar que se produzca erosión o se generen inclusiones gaseosas o espuma. Hay también embudos con forma de riñón que actúan como un sifón: no sólo disminuyen la velocidad del metal sino que facilitan la retención de las partículas de óxido e impurezas.

El *canal de colada*, por último, debe diseñarse de forma que impida la entrada turbulenta del metal líquido y se corte el cordón de colada; generalmente se prefiere llenar el molde desde abajo. Cabe la posibilidad de que en un canal de colada el chorro de caldo, al cabo de un cierto recorrido, ya no ocupe la sección completa del canal. La consecuencia inmediata de este comportamiento es el efecto evector: se absorbe aire a través de la arena del molde o de las zonas divisorias y se provoca la oxidación y la formación de espumas. El canal de colada desemboca en un sistema de distribución que conduce el metal a las secciones de entrada, procurando que no se originen torbellinos ni se absorba aire, que

siempre esté lleno y que exista una ligera sobrepresión. Cuando hay grandes diferencias de presión, deben disponerse sistemas de frenado que aminoren la elevada energía cinética del líquido. Por último, debe cuidarse extremadamente que el caldo no choque perpendicularmente contra las paredes del molde, para evitar la formación de espumas y el deterioro de aquél.

Fundiciones en moldes permanentes Cuando las fundiciones se realizan en moldes permanentes, se llevan a cabo bien sobre coquillas o bien mediante la inyección de la fundición. En la *fundición en coquilla*, el molde se fabrica generalmente con acero o fundición, lo que implica costes elevados y por tanto deben utilizarse para series relativamente grandes. Para piezas de formas complicadas se utilizan coquillas mixtas, realizándose en arena las partes internas o machos.

Aunque habitualmente el metal líquido se derrama en el molde por gravedad, existe otra variante, denominada *fundición a baja presión*, en la que el material se introduce por la parte inferior del molde con una ligera sobrepresión y velocidad regulada. Así se consigue un menor recorrido del material, enfriamiento dirigido y mayores posibilidades de mecanización de todo el proceso.

Los materiales para las *coquillas* deben seleccionarse teniendo en cuenta la resistencia al desgaste, su aptitud para el mecanizado, la dilatación térmica, la conductividad térmica y la resistencia a los choques térmicos. Las coquillas de fundición suelen presentar una estructura de perlita fina estabilizada con cobre o plomo, y suelen alearse con molibdeno para aumentar su resistencia, sometiénolas a un recocido de eliminación de tensiones. Suelen tener una vida media que depende del metal colado y que en el caso del aluminio se fija en sesenta y cien mil piezas coladas, dependiendo de lo complicado de su forma. Las fundiciones tienen una conductividad térmica muy superior a la de los aceros para trabajar en caliente. Las coquillas de acero para trabajar en caliente poseen una vida superior, de hasta ciento cincuenta mil piezas, empleándose aceros al cromo, cromo-molibdeno y cromo-molibdeno-vanadio, cuyos contenidos en carbono son de 0,2-0,4 %.

Una coquilla consta, principalmente, de las mitades de la matriz y de los cursores y machos. Puede ser *maciza*, cuando todas sus partes son de acero o fundición, o *mixta*, cuando emplea machos de arena; la *semicoquilla*, por su parte, posee una parte importante del molde realizada en arena.

En función de cómo se lleve a cabo el *llenado del molde*, la fundición en coquilla puede clasificarse en tres grandes grupos: por gravedad, a baja presión y a contrapresión. En la *fundición en coquilla a baja presión*, se maneja el metal líquido con una presión relativamente baja. La magnitud de la presión viene determinada por la geometría de la pieza, sobre todo por el espesor de paredes y por la altura relativa del baño y coquilla. El recipiente para el metal líquido, que puede ser un horno de crisol para conservación de la temperatura, o un horno de inducción con canal, se mantiene hermético. La coquilla se sitúa sobre una tapadera habilitada a tal fin y se va llenando a través de un tubo que penetra casi hasta el fondo del crisol, merced a la acción de la presión ejercida, cuya magnitud, unida a la de la sección de las entradas, permite regular el flujo de llenado de forma que no aparezcan turbulencias. Una vez que la coquilla está

llena se mantiene la presión el tiempo necesario para que la solidificación haya alcanzado el alimentador, momento en el que se extrae el aire del crisol o dispositivo de aporte y el metal ubicado en el conducto de entrada retrocede hacia él. La presión gaseosa puede ser sustituida por campos electromagnéticos, cuyas fuerzas actúan de manera análoga, impulsando el líquido hacia el interior de la coquilla. El procedimiento a baja presión permite controlar de forma completa el procedimiento de solidificación, lo que conlleva una elevada calidad en las piezas así conformadas.

Cuando el llenado y la solidificación se realizan a una presión más elevada se denomina *fundición en coquilla a contrapresión*. En este caso el molde se ubica en una cámara de presión, estableciéndose un diferencial de presión entre molde y cámara de 3–7 bar, que impele al líquido a llenar la coquilla. Las piezas así fundidas poseen una porosidad muy inferior y una estructura de grano más fino, debido a la mayor velocidad de solidificación.

La *fundición inyectada* es la forma de moldeo más económica para grandes series, desde dimensiones muy pequeñas hasta dimensiones intermedias, debido a las particularidades técnicas y económicas que conllevan. Las piezas obtenidas mediante este procedimiento se caracterizan por la exactitud de medidas, así como por una gran uniformidad en las series. La velocidad de producción es muy elevada y la gran duración de los moldes permite reproducir series sin necesidad de reponerlos. En este proceso se inyecta el metal líquido a alta presión y velocidad en los moldes, que suelen ser de acero refractario, manteniéndose la presión durante la solidificación. El excelente nivel de calidad alcanzado hace que no sea necesario emplear procesos de acabado tales como el mecanizado. Además, se consiguen piezas de paredes delgadas, con el ahorro de material que eso conlleva, e incluso pueden obtenerse taladros, ajustes e inscripciones.

La elección de materiales adecuados para los moldes empleados en el moldeo por inyección es fundamental para conseguir una buena calidad de la pieza y rentabilidad de las instalaciones; deben ser materiales que no sólo resistan los choques térmicos y las sollicitaciones mecánicas, sino que deben tener una buena *soldabilidad* que permita efectuar reparaciones y modificaciones, además de presentar buena *forjabilidad*, *maquinabilidad* e *indeformabilidad* con los tratamientos térmicos. Dentro de estas especificaciones, dan buenos resultados los aceros aleados con cromo, molibdeno y vanadio o volframio. Un molde bien diseñado y construido puede durar, dependiendo de la complejidad de la pieza, entre cuarenta y ciento cincuenta mil moldeos en el caso de piezas de aluminio y un número superior cuando se trata de materiales poliméricos.

Para evitar la adherencia del material al molde, así como la erosión y el rozamiento excesivos, se emplean medios desmoldeantes. Por último, la fabricación de algún tipo de piezas puede revestir problemas específicos en el llenado del molde y en su homogeneidad, problemas que se relacionan con la eliminación del aire presente en la cavidad del molde.

Fundiciones especiales Existen una serie de casos en los cuales, debido al uso que se les pretende dar a las piezas, se emplean métodos de fabricación que serían prohibitivos en otras circunstancias. Algunos de ellos son los siguientes:

- *Fundición de precisión.* Se emplean aglutinantes de diferentes características que se vierten sobre los modelos. Después de fraguar la masa y eliminar el modelo, se secan y cuecen las partes del molde para conseguir la permeabilidad gaseosa necesaria. Las piezas obtenidas mediante moldeo utilizando moldes de yeso —acompañado de aditivos tales como cemento, talco, sales aclalinas o vidrio soluble— se caracterizan por seguir formas muy complicadas con superficies extremadamente lisas y contornos muy bien definidos.
- *Fundición fina.* Emplea moldes cerámicos formados por una sola unidad destinada a una única aplicación. La mayor parte de las veces se emplean modelos de cera —moldeo a la cera perdida—. Se emplea preferentemente para piezas pequeñas que requieren de una gran precisión dimensional.
- *Fundición en molde al vacío.* Se suelen emplear arenas sin aglutinante, consiguiéndose fijar la arena suelta en la cavidad del molde bajo la acción del vacío, confiriéndosele estabilidad durante el tiempo de colada y solidificación.
- *Moldeo con modelo perdido.* El material que se utiliza para el molde se volatiliza al contacto con el metal fundido; el metal ocupa así el espacio del modelo. Se puede emplear desde poliestireno expandido hasta, en orfebrería, insectos o plantas que se desean reproducir como joyas.

1.10.2. Parámetros del conformado por moldeo

En primer lugar, deben conocerse las *características de la colada* para prevenir el transitorio líquido-sólido de las diferentes aleaciones, lo que posibilita la selección de la más adecuada para que la calidad de la pieza satisfaga las necesidades de uso. Una pieza debe poseer una estructura uniforme y compacta y, a ser posible, no debe presentar rechupes ni inclusiones no metálicas, y tampoco debe presentar grietas, poros ni tensiones residuales.

También es muy importante conocer la forma en que se produce el *desarrollo de la solidificación*. En la *solidificación exógena*, la formación de cristales comienza en la frontera líquido-molde, formándose cristales columnares más o menos regulares según la rugosidad de las paredes del molde. La *solidificación endógena* puede ser de forma pastosa o por capas, resultando los cristales sensiblemente esféricos. Otro aspecto importante de la colada es su *fluidez*, íntimamente relacionada con la mayor o menor capacidad del líquido para reproducir fielmente la forma del molde. Tanto para medir la fluidez como la capacidad de llenado se utilizan espirales de sección normalizada, siendo la longitud de espiral rellena el parámetro de comparación entre las diversas aleaciones.

Otro aspecto a tener en cuenta es el comportamiento del material en el *proceso de alimentación* —*i.e.*, el proceso de transporte del material en estado líquido o pastoso hacia el interior del molde—, de forma que se asegure una solidificación dirigida y continua hasta formar una pieza homogénea. Un buen comportamiento en la alimentación garantiza poca porosidad de contracción en la pieza final. También es importante conocer la tendencia hacia la formación

de *rechupes*. Los rechupes son defectos de forma que se originan durante el enfriamiento e casi todos los metales ya que, en general, tienen mayor volumen específico en estado líquido que en estado sólido. Los *rechupes externos* son eliminables cortando la parte afectada, aunque suponen un coste adicional debido al material desechado y al posterior control de forma. Los *rechupes internos*, aunque son de tamaño inferior, implican una pérdida de las características mecánicas y, por tanto, de calidad en la pieza.

El objetivo prioritario de la técnica de vertido es concentrar todas o la mayor parte de las deficiencias de volumen en la parte exterior, particularmente en la mazarota de la pieza. Para ello, es fundamental dirigir la solidificación de la pieza, alejando las últimas zonas solidificadas del interior y aproximándolas al bebedero y cavidad de vertido para que al ser eliminadas no afecten a la forma deseada.

Un aspecto más a considerar es la posible aparición de *grietas en el enfriamiento* debido a las contracciones del metal. Si, además, las ramificaciones en la forma implican zonas de diferente masa, superficie de contacto con el molde y, por tanto, diferente régimen de enfriamiento, las tensiones debidas al gradiente térmico son usuales y pueden provocar grietas cuando el metal comienza a perder movilidad.

Por último, debe tenerse en cuenta la *contracción de solidificación*. A diferencia de los rechupes, se trata de un cambio de dimensiones lineal atribuible a la dilatación o contracción de todo metal con la temperatura. Este proceso se puede evaluar conociendo el coeficiente de dilatación del material.

1.11. Simulaciones del conformado

El conformado de materiales es un proceso complejo y caro y además emplea materiales de precio elevado, lo que implica que si después de conformar una pieza no alcanza los niveles de calidad exigidos por el usuario, se producirá el rechazo de la misma. En el caso del conformado de semiproductos —planchas, barras, palanquillas— se están manejando toneladas de material, con lo que su valor es considerable.

Cuando se trata de una pieza acabada o prácticamente acabada, el problema estriba en que se suelen hacer los controles de calidad de forma estaística, con la consecuencia de que la detección de defectos en un número limitado de piezas conlleva el rechazo de toda la partida. Hay una serie de defectos atribuibles al propio proceso de conformado, ya que los materiales se ven sometidos a esfuerzos cada vez más intensos y elevadas velocidades de deformación, con árgenes de temperaturas cada vez más estrechos. Así pues, los laboratorios de calidad de las empresas recurren, de manera cada vez más sistemática, al estudio teórico de los procesos de conformado para minimizar los márgenes de error y reducir los costes de fabricación.

Los procesos de conformado vienen caracterizados mecánicamente por tres parámetros: la temperatura, la velocidad de deformación y el esfuerzo aplica-

do. La respuesta a las sollicitaciones externas de los materiales depende de tal cantidad de variables que es extremadamente complicado procesarlas en forma teórica: la capacidad del sistema de cálculo excedería ampliamente la capacidad de cualquier ordenador; además, la importancia relativa de cada variable no es constante. Por último, los estudios encaminados a prever la respuesta ante el conformado de los materiales están sujetos a patentes o, simplemente, no son divulgados por las empresas del sector, que buscan ir siempre por delante de las empresas competidoras.

Un primer paso para conocer el comportamiento del material cuando se somete a un proceso de conformado es el estudio de la *ductilidad*. Los ensayos que proporcionan datos al respecto pueden ser de tracción, compresión o torsión, poseyendo cada uno de ellos ventajas e inconvenientes y siendo los rangos de velocidades, temperaturas y grados de deformación los que aconsejan su elección.

En ensayo más sencillo de realizar es el de *tracción*, pero las velocidades generalizadas de deformación más altas a las que se puede realizar son muy inferiores a las que normalmente se emplean en los procesos de conformado. Los ensayos de *compresión*, que permiten alcanzar altas velocidades, también son difícilmente calculables en función de la velocidad de desplazamiento de la prensa, presentando además el problema de la fricción entre la probeta de ensayo y los elementos de empuje, y el cambio de sección —*barreling*— que sufre la probeta al comprimirse. Por último, el ensayo de *torsión* permite alcanzar grandes velocidades de deformación y deformaciones muy elevadas sin problemas de geometría, pero la deformación que produce puede no ser homogénea y el valor de las tensiones correspondiente a cada proceso no es directo ni sencillo de calcular.

En definitiva, se requiere de un gran conocimiento de los procesos que se van a simular para determinar los rangos de temperatura, velocidad y grado de deformación que se pueden reproducir de forma extrapolable en la instalación industrial. En todo caso, el estudio de ductilidad aporta información muy importante sobre los límites de temperatura y velocidad de deformación de cada material.

Una vez que se puede prever la evolución de la ductilidad del material, la práctica común exige conseguir una ley teórica verificable que reproduzca su comportamiento, lo que equivale a obtener su ecuación de estado. Si esto no fuera posible, debe utilizarse una ecuación fenomenológica que permita sustituir de estado sin restar fiabilidad a los cálculos y previsiones del comportamiento del material.

Cuando se estudia el comportamiento en fluencia de los materiales metálicos, una de las ecuaciones más utilizadas es la ecuación de GAROFALO, que posibilita prever el comportamiento del material en un amplio rango de temperaturas, velocidades generalizadas de deformación y tensiones:

$$\dot{\epsilon} e^{\frac{Q}{RT}} = A \sinh^n \alpha \sigma,$$

donde el primer miembro equivale al parámetro de ZENER-HOLLOMON Z y en el segundo A , α y n son constantes del material, siendo la velocidad de deformación la temperatura T y la tensión σ los valores que se pueden obtener de los ensayos

de fluencia, a partir de los cuales se puede calcular la energía de activación aparente Q y los parámetros A , α y n .

El paso siguiente debe servir para proporcionar información acerca de las condiciones óptimas de conformado desde el punto de vista del rendimiento energético. El conformado a alta temperatura puede analizarse por medio de la potencia suministrada al material, P , que puede dividirse en los dos términos de la siguiente ecuación:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma,$$

o, de otra forma, $P = G + J$, donde G , el *contenido disipador*, es la potencia gastada en la deformación sin cambio en la estructura interna, y J , el *co-contenido disipador*, es la potencia gastada en la deformación con un cambio en la estructura interna. Puede obtenerse una relación de factores de eficiencia para G y J , η_G y η_J , dividiendo esta ecuación por la potencia suministrada. De este modo se tiene $1 = \eta_G + \eta_J$, de donde se obtiene esta otra ecuación:

$$\pi_J = \frac{1}{\sigma \dot{\epsilon}} \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{1}{\sigma \dot{\epsilon}} \int_0^{\sigma} A e^{-\frac{Q}{RT}} \sinh^n(\alpha \sigma) d\sigma.$$

Una vez conocida la ecuación de GAROFALO, se puede hacer uso de ella para conseguir los mapas de rendimiento y de estabilidad del conformado y así obtener una mayor información y así obtener una mayor información de los rangos de temperatura y velocidades de deformación en los que se obtiene un mejor rendimiento energético. El rendimiento total se obtendría calculando la integral G , pero lo importante de estos valores no está en su magnitud absoluta sino en la relativa entre diferentes zonas de trabajo.

Capítulo 2

Sinterización

2.1. Introducción

El término *sinterización* describe un proceso de interacción entre partículas, activado térmicamente, durante el cual una masa de polvo —que puede estar compactada de manera más o menos fuerte—, o bien un bloque de polvo compactado, se densifica para solidificar con la composición preestablecida. Por extensión, también se refiere a los diversos procesos, generalmente físicos, que tienden a variar la porosidad del conjunto.

La sinterización es el proceso fundamental para el conformado en *pulvimetalurgia*, proporcionando a la pieza la resistencia y estabilidad exigible para su uso posterior. Se realiza a temperaturas levemente inferiores a la temperatura de fusión del elemento mayoritario de la mezcla, lo que provoca un proceso de difusión atómica que intensifica el contacto entre partículas, incrementando de esa forma las interacciones debidas a la tensión superficial. El proceso debe realizarse bajo atmósfera controlada y, dado que la temperatura de sinterizado oscila entre el 60 y el 90 % de la temperatura de fusión del elemento base, en sinterizados de elementos diferentes puede suceder que uno o varios de los elementos minoritarios alcancen la temperatura de fusión. En este caso es primordial controlar la fase líquida para que no altere la forma final buscada.

Durante el sinterizado, el sistema de partículas, que posee un elevado nivel de *energía libre*, se transforma en un sistema más estable y menos poroso. El mecanismo conductor del proceso es, precisamente, la diferencia de energías entre el estado inicial y el final que se produce cuando las partículas tratan de encontrar el estado de mínima energía, *i.e.*, cuando reducen las superficies, tanto las internas —como las barreras de polvos encapsulados o las fronteras de grano— como las externas —las fronteras entre partículas o las superficies de contacto entre poros interconectados—. Al mismo tiempo se eliminan defectos estructurales, especialmente mediante el contacto entre partículas adyacentes que se han generado en el proceso de compresión, gracias a la interacción de las fronteras de grano de gran ángulo. En definitiva, en la sinterización se transportan grandes cantidades de materia mediante el aglomerado de polvos.

2.2. El conformado pulvimetalúrgico

La forma de conformado que compite de forma más directa con el sinterizado es el moldeo de precisión o el moldeo a la cera perdida. Recientemente el sinterizado ha experimentado un importante desarrollo, debido a factores *técnicos* —la demanda de productos de difícil hechurado mediante los métodos tradicionales— y *económicos* —habida cuenta de que en el sinterizado se producen menos pérdidas de materia y se eliminan ciertas etapas de fabricación—.

Un precedente histórico de este tipo de conformado se tiene en los antiguos métodos de compactación, que suplían la carencia de hornos apropiados para alcanzar la fusión del hierro con la reducción de menas naturales de carbón vegetal, obteniéndose una esponja metálica que poseía características comparables a la materia pulverulenta que se sinteriza en el conformado pulvimetalúrgico; su elevada superficie interna posibilita la transferencia de materia de forma parecida a coo sucede entre partículas de polvo, compactándose mediante forja el material así homogeneizado. Esta fue la técnica empleada por los hititas en el siglo XIII a.C. para fabricar espadas, con las que derrotaron a un imperio superior —tanto organizativa como culturalmente—, el egipcio. Una mejora de esta técnica fue la «farga» catalana, que se empleó durante la época romana hasta el siglo XIII.

La pulvimetalurgia, coo proceso de conformado a escala industrial, se empleó por vez primera en 1827, cuando el científico ruso P. SOBOLEVSKY fabricó monedas de platino sinterizando y estampando polvos de ese metal. En 1900, AUER VON WELSBACH aplicó sobre polvos de osmio la sinterización y prensado para obtener filamentos de lamparas de forma directa, ya que los polvos aglutinados se sinterizaban gracias al paso de la corriente eléctrica. En 1910 se sustituyó el osmio por volframio. Poco después, en 1920, se comenzaron a fabricar bronce porosos autolubricantes para la industria de la automoción. El mayor empuje recibido por el proceso de conformado pulvimetalúrgico tuvo lugar al aplicarlo a las aleaciones de carburo de volframio aglomerada con cobalto —comercializadas con el nombre de *widia*—, que se convirtieron en casi imprescindibles para la industria de corte, siendo de uso generalizado hasta nuestros días.

2.3. Fundamentos teóricos del sinterizado

El sinterizado es la unión de partículas a altas temperaturas, aunque inferiores a las de fusión, mediante mecanismos de transporte atómico en estado sólido. A escala microestructural la unión se realiza gracias al crecimiento cohesionado de los cuellos de unión que se forman entre las partículas que entran en contacto. Los cambios estructurales asociados al crecimiento del cuello de unión durante el sinterizado se rigen por mecanismos de transporte que corresponde, en su mayor parte, a procesos de *difusión*. La densidad de vacantes y el número de átomos con energía suficiente para ocuparlas viene definida por la ley de ARRHENIUS:

$$\frac{N}{N_0} = e^{-\frac{Q}{RT}},$$

donde $\frac{N}{N_0}$ es la razón de espacios ocupables por átomos activados frente al número total de los mismos, Q la energía de activación, R la constante de los gases perfectos y T la temperatura absoluta.

La sinterización se inicia al ponerse dos partículas en contacto; la temperatura y la presión hacen que se forme una zona común en poco tiempo, que crece de forma relativamente rápida. El segundo paso, que necesita un tiempo más largo, va eliminando aristas en la zona de contacto de ambas partículas a la vez que crece la superficie de la misma y se empiezan a desarrollar, en la zona común, propiedades diferentes a las de las partículas separadas. Este cambio puede ir acompañado de un progresivo aislamiento de los poros y una ralentización de la velocidad de sinterizado.

Los poros abiertos se hacen inestables y disminuye su volumen relativo, de forma que se alcanza el 92% de la densidad teórica; los poros cilíndricos se colapsan transformándose en esféricos, la interconexión de poros desaparece y el gradiente de densidad disminuye. El estado final, que se alcanza teóricamente en un tiempo infinito, es el de una sola partícula cuyo diámetro es 1,26 veces el diámetro inicial de las partículas sinterizadas.

La energía de sinterizado es relativamente pequeña. Si se considera el material constituido por esferas de diámetro D , con una energía superficial γ_{sv} , la energía necesaria por unidad de volumen asociada con la pérdida de área total será:

$$\frac{E}{V} = \frac{6\gamma_{sv}}{D}.$$

Los procesos de transporte pueden ser de dos tipos: transporte superficial y transporte en volumen. Los *procesos de transporte superficiales* incrementan la superficie de contacto desplazando la masa por medio de mecanismos de evaporación-condensación, difusión superficial y difusión en volumen. Los procesos de transporte volumétricos promueven el crecimiento de la zona de contacto a través de mecanismos internos, tales como fluencia plástica, difusión por fronteras de grano y difusión en volumen.

2.3.1. Estado inicial

En el momento del contacto entre partículas, el crecimiento del cuello de la zona de contacto (definido como la razón $\frac{X}{D}$) puede expresarse según la ecuación:

$$\left(\frac{X}{D}\right)^n = \frac{Bt}{D^m},$$

donde X es el diámetro del cuello, D el diámetro de partícula, t es el tiempo de sinterizado y B un parámetro que depende del material y su geometría. La gran dependencia del inverso del tamaño de partícula indica que las partículas más pequeñas facilitan el sinterizado; los incrementos en la temperatura del proceso, aunque sean pequeños, inciden notablemente en su desarrollo; y además, el factor tiempo tiene una influencia inferior a la de la temperatura del proceso y el tamaño de partícula.

En los *procesos regidos por transporte de masa* se producen variaciones en el espacio entre partículas, produciéndose una contracción simultánea con la compactación. La aproximación entre los centros de las partículas puede relacionarse, de forma aproximada, con el tamaño de la zona de contacto mediante la expresión:

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \left(\frac{X}{D}\right)^2.$$

La cinética de la contracción, en esta primera fase del sinterizado, se define por:

$$\left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)^{\frac{n}{2}} = \frac{Bt}{2^n D^m},$$

siendo D el diámetro de partícula y t el tiempo de tratamiento isotérmico; $\frac{n}{2}$ posee un valor comprendido entre 2,5 y 3 y los valores de B vienen tabulados y dependen, además, de la temperatura, según la expresión siguiente:

$$B = B_0 e^{-\frac{Q}{RT}}. \quad (2.1)$$

2.3.2. Estado intermedio

El *estado intermedio* es determinante para alcanzar las propiedades finales del producto sinterizado; se caracteriza por la evolución de los procesos de esferoidización de poros, densificación y crecimiento de grano. La velocidad de densificación depende de la difusión de vacantes y se puede expresar como:

$$\frac{d\rho}{dt} = JAN\Omega,$$

expresión en la que J es el flujo de átomos por unidad de tiempo y área, A es el área utilizada en la difusión, N el número de poros por unidad de volumen y Ω el volumen atómico. La primera ley de FICK permite afirmar que la densidad del sinterizado evoluciona según la expresión:

$$\rho_s = \rho_i + B_i \ln\left(\frac{t}{t_i}\right),$$

donde ρ_s es la densidad del sinterizado, ρ_i es la densidad al inicio de la segunda etapa, B_i adopta los valores de la ecuación (2.1) y t es el tiempo de sinterización.

2.3.3. Etapa final

La *etapa final* es un proceso lento en el que los poros aislados se ubican en los vértices de grano. Los poros, colapsados y ya de forma esférica, se difunden a través de las vacantes continuando la contracción de las partículas. Puede cuantificarse la velocidad de densificación mediante la siguiente expresión:

$$\frac{d\rho}{dt} = \frac{12D_v\Omega}{kTG^3} \left(\frac{2\gamma}{r} - P_g\right),$$

donde r es la densidad, t el tiempo, Ω el volumen atómico, D_v la difusividad en volumen, k la constante de BOLTZMANN, T la temperatura absoluta, G el tamaño de grano, γ la energía de tensión de vapor, r el radio del poro y P_g la presión del gas en el poro.

2.4. Compactación previa en el sinterizado

En muchas ocasiones, el polvo que va a ser sinterizado se somete a una *compactación previa*; esa preparación se hace cuando se pretende obtener una porosidad fina y uniforme. Comprimiendo el polvo antes del sinterizado se reduce la porosidad inicial grosera y además se incrementa la densidad de dislocaciones, con lo que el proceso de compactación puede ser dirigido para obtener una pieza final con la porosidad deseada, tanto en diámetro de poro como en la distribución de los mismos.

La compactación previa también contribuye a incrementar la densidad y el nivel de contacto, mientras que reduce la velocidad de crecimiento de cuello y de *contracción* —aproximación entre centros de partículas—. En los materiales compactados previamente al sinterizado, las dislocaciones pueden interactuar con las vacantes y mejorar, de este modo, el transporte de masa.

2.4.1. La pieza en verde

La compactación da forma al material y lo dota de una resistencia mínima que facilita su manipulación. Se suele realizar rellenando un molde que, al igual que en el proceso de conformado por moldeo, posee la forma adecuada para que la pieza obtenida se adapte a las dimensiones deseables y sea susceptible de experimentar un tratamiento definitivo. Una vez que el polvo ha sido compactado de acuerdo con las características del molde y a la presión establecida, se extrae lo que se denomina la *pieza en verde*. Esta pieza posee una *densidad en verde*, ρ_v , que obviamente estará comprendida entre la del polvo no compactado y la del material sólido. Si para realizar la compactación previa se rellena un molde de volumen V con una masa M de polvo, se puede definir la *densidad aparente* del material inicial como $\rho_a = \frac{M}{V}$. Si la densidad del material ρ , entonces la densidad de la pieza en verde está ligada a la *presión de compactación*, p_c , por una expresión del tipo:

$$\rho_v = \frac{\rho}{1 + \left(\frac{\rho}{\rho_a} - 1\right) e^{-Kp_c^n}}$$

siendo K y n constantes del proceso.

La densidad aparente depende de la forma de los granos, de su tamaño y de la distribución de los mismos; cuando hay tamaños diferentes de grano, la mayor densidad se consigue cuando los granos pequeños pueden ocupar los huecos que quedan entre los grandes; mientras que cuando los granos son del mismo tamaño, la máxima densidad aparente se consigue con formas próximas

a la esférica. Se pueden añadir lubricantes que permiten el acomodamiento de partículas bajo el efecto de la presión de compactación.

Habitualmente, la compactación previa se realiza mediante un émbolo que actúa sobre una zona preferente; por ello, la densidad aparente no poseerá un valor homogéneo en todo el volumen de la pieza en verde, sino que decrecerá con la distancia del punto de la pieza considerado al punto de aplicación de la presión.

2.5. Sinterizado de polvos mixtos

Mediante el sinterizado de polvos mixtos se pueden obtener tres tipos de estructuras sinterizadas: estructuras con tamaño de partícula clasificado, soluciones sólidas y *composites*. La mezcla de polvos de la misma composición pero tamaño de partícula heterogéneo da lugar frecuentemente a productos de alta densidad. La utilización de *polvos mixtos* puede tener las siguientes ventajas: facilidad para el cambio en la composición, mayor comodidad de compresión ya que el polvo tiene menor dureza frente a tensiones aplicadas, formación de estructuras más homogéneas y densificación mejorada. No obstante, el control de la temperatura debe realizarse de manera muy cuidadosa.

La intercarra entre fases ayuda a la creación de vacantes que retardan el crecimiento de grano. Si la difusión de los diferentes polvos tiene velocidades muy diferentes, la formación de poros tiene lugar como consecuencia de la diferencia de difusividades, pudiendo aparecer protuberancias, sobre todo si los puntos de fusión son muy diferentes. El sinterizado de polvos mixtos, en definitiva, es muy complejo debido a las diferentes reacciones de fase y a los efectos de homogeneización, que son difíciles de controlar.

2.6. Sinterización forzada

Se comprenden bajo el nombre de *sinterización forzada* un conjunto de técnicas cuyo fin es disminuir la energía de activación con objeto de sinterizar a temperaturas más bajas. La forma más eficaz de bajar la energía de activación del proceso es utilizar un *dopante*, elemento minoritario cuyas características físicas favorezcan el proceso. Un ejemplo es el del volframio utilizado para conseguir recubrimientos superficiales; al tratar el volframio con metales de transición tales como níquel, paladio o platino, se consigue que el proceso de sinterizado tenga un rendimiento muy superior al del volframio sin aditivos. En general, el elemento activador no supera, en masa, un 3% del total y para que se considere eficaz debe conformarse a una temperatura inferior a la del material base; debe también tener una gran solubilidad en el metal base y debe permanecer segregado en las intercaras durante el sinterizado y tener un bajo punto de fusión. Las *adiciones químicas*, hasta el momento, son el medio más utilizado y con mayor eficacia para activar el proceso de sinterización. La cinética de una sinterización forzada está determinada por la velocidad de difusión del elemento que actúa

como activador.

2.7. Sinterizado con fase líquida

En sistemas bifásicos que involucran polvos mixtos puede suceder que se forme una fase con bajo punto de fusión. Esta fase, que debe ser la procedente del polvo minoritario, se transforma en líquido dando lugar a un sistema mixto sólido-líquido. En dicho sistema el líquido puede permitir el transporte rápido de materia y, en consecuencia, agilizar el sinterizado, sobre todo si concurren ciertas condiciones: (1) se debe producir la *humectación*, *i.e.*, la fase líquida debe formar una película sobre la fase sólida; (2) el sólido debe ser soluble en el líquido, y (3) la difusión de los átomos disueltos del sólido debe ser lo suficientemente rápida como para garantizar una evolución, también rápida, del sinterizado.

La película líquida proporciona una tensión superficial que facilita la densificación, consiguiéndose velocidades muy por encima de las habituales en el sinterizado en fase sólida. El líquido humectante debe actuar en zonas de pequeño ángulo de contacto θ , definido por el equilibrio de las energías superficiales de acuerdo con la expresión:

$$\gamma_{SV} = \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta,$$

donde γ_{SV} es la energía sólido-vapor, γ_{SL} es la energía sólido-líquido y γ_{LV} la energía líquido-vapor.

Una vez mojado el polvo por la fase líquida, se organiza una estructura sólido-líquido que se puede esquematizar considerando que los dos granos están rodeados de líquido, alcanzándose el equilibrio cuando los granos sólidos forman cuellos estables totalmente mojados. Esta condición de equilibrio es diferente a la del sinterizado en estado sólido, en la que el cuello entre granos evoluciona hasta el final del sinterizado.

En este tipo de sinterizado, el tamaño X de cuello estable viene dado por el tamaño de grano G y el ángulo ϕ de acuerdo con la ecuación $X = G \sin\left(\frac{\phi}{2}\right)$, determinándose el ángulo ϕ por el balance de energía superficial, según $\gamma_{SS} = 2\gamma_{SL} \cos\left(\frac{\phi}{2}\right)$ —donde γ_{SS} es la energía de superficie sólido-sólido, correspondiente a la energía de las fronteras de grano—. Habitualmente el ángulo ϕ es pequeño, del orden de 20–40° y el volumen de líquido no supera el 15% del total.

2.7.1. Densificación

En el sinterizado con fase líquida, a partir del momento en que se ha formado el líquido fluye y moja las partículas sólidas, reagrupándose y así contribuyendo

a su densificación. Con un calentamiento prolongado, la cantidad de fase líquida se incrementa, ya que la fase sólida comienza a disolverse en ella hasta que se satura. En ese momento la fase líquida se convierte en la portadora de los átomos en fase sólida. Es un proceso denominado *solución-precipitación* en el que los granos pequeños se disuelven y, posteriormente, precipitan otra vez, integrándose en los granos mayores.

2.8. Operaciones prácticas y sus efectos

Los esfuerzos del fabricante se centran en optimizar la unión entre partículas mediante la reducción de óxidos, la homogeneización de polvos y la disminución de la porosidad grosera inicial. Para aleaciones compactadas en matriz, los cambios dimensionales debidos al sinterizado deben ser inferiores al 0,1 %. Para aceros inoxidables y otros materiales troquelados a altas temperaturas, el cambio dimensional puede llegar a un 2,5 %. En algunos procesos para polvos precompactados, la contracción del sinterizado puede alcanzar un 15 %.

Algunas de las operaciones prácticas más usuales y los efectos que producen se pueden resumir del siguiente modo: (1) el control del tamaño de partículas aumenta la velocidad del proceso, pero es más caro y además incrementa el nivel de impurezas; (2) aumentar la temperatura de tratamiento proporciona una mayor densidad y hace más corto el sinterizado, pero es más caro e induce el crecimiento de granos y poros; (3) incrementar la densidad del material en verde disminuye la contracción debida al proceso; (4) aumentar el contenido de aleantes hace mayor la resistencia final.

2.9. Técnicas de conformado en caliente

A los materiales compactados pulvimetalúrgicamente se les pueden aplicar procesos secundarios de conformado igual que a cualquier otro material, simplemente teniendo en cuenta los parámetros de temperatura y velocidad de deformación adecuados. Aquí se describirán aquellos procesos de conformado que son específicos de los materiales sinterizados.

2.9.1. Compactación isostática

El *Hot Isostatic Pressure* (HIP) es un proceso de compactación en el que se emplean troqueles flexibles con presurización isotrópica. El material pulverulento puede ser muy diverso —acero, tántalo, cristal—, dependiendo de la temperatura máxima del proceso, ya que debe ser deformable en el momento de la consolidación, produciéndose la consolidación en un recipiente con atmósfera controlada a presiones de unos 200 MPa. Este método es muy utilizado en la fabricación de componentes aeroespaciales con material base de superaleaciones de níquel, titanio y aluminio, así como para fabricar piezas de materiales compues-

tos y herramientas de acero. Recientemente se está desarrollando una técnica denominada *compactación reactiva isostática en caliente* (RHIP). Por ejemplo, el material TiB_2 denso se fabrica por este método a partir de una mezcla de polvos de titanio y boro que se encapsulan y procesan a 100 MPa y 700°C; en esas condiciones se activa una reacción que produce TiB_2 y 293 kJ/mol, con lo que la reacción es autosostenida.

2.9.2. Compactación pseudoisostática

La obtención de una presión hidrostática en HIP es muy cara, por lo que se han desarrollado métodos alternativos para conseguir una presión uniaxial que actúe sobre un sistema de viscosidad media, conteniendo un material en polvo preconformado. El elemento que hace posible el proceso es el bajo punto de fusión de algún componente, metal blando o sólido granular. El medio transforma la presión uniaxial en una fuerza pseudohidrostática cuya magnitud es, aproximadamente, un tercio de la tensión aplicada.

2.10. *Spray Forming y Plasma Spray*

El proceso de *spray forming* utiliza un atomizador para producir una difusión de partículas que se depositan en un sustrato móvil con la forma de la pieza que se desea fabricar, obteniéndose una solidificación rápida con una densidad muy elevada. El proceso se aplica en aleaciones de níquel, cobre y aluminio.

De forma similar a la técnica anterior, puede utilizarse una antorcha de plasma con una temperatura superior a los 5000°C. El polvo de metal es proyectado sobre un sustrato; al hacer contacto con él, las partículas van depositándose y solidificando. Hay partículas que han solidificado en el trayecto y se embeben en la zona más fluida que va envolviendo la guía, consiguiéndose así un recubrimiento de alta densidad. A este proceso se le conoce como *plasma spray*.

Se debe alcanzar un equilibrio en el tamaño de las partículas para que, por una parte, se desplacen rápidamente y no sean excesivamente pesadas y, por otra, para que no se aglomeren antes de tiempo. Un tamaño de 40–80 micras se considera óptimo. El uso más generalizado de este proceso se hace en recubrimientos densos que protegen de la oxidación, corrosión o ataque térmico.

2.11. Aplicaciones

La técnica del conformado pulvimetalúrgico se aplicó, en sus orígenes, a materiales avanzados y prácticamente experimentales, pero se ha extendido a así todas las áreas de la metalurgia. Es destacable, sin embargo, su uso en los componentes férreos estructurales, que es el campo de mayor aplicación de esta técnica. Por otra parte, hay piezas o materiales que sólo pueden fabricarse

o procesarse mediante pulvimetalurgia, como es el caso de la producción de carburos sinterizados, cojinetes porosos y bimetálicos de capas moldeadas. En concreto, los campos de aplicación del sinterizado son los siguientes:

- *Materiales de porosidad controlada:* filtros, difusores, controladores de flujo, absorbentes acústicos, implantes biomédicos.
- *Aplicaciones eléctricas en materiales refractarios:* el elevado punto de fusión de filamentos de volframio, molibdeno o iridio obliga a emplear técnicas que no conlleven la fusión del material.
- *Materiales resistentes a la fricción:* mordazas, zapatas, discos de freno. . .
- *Materiales resistentes a altas temperaturas.*
- *Materiales resistentes a la corrosión:* para piezas de ortodoncia, instrumental quirúrgico. . .
- *Materiales de alta dureza* para hojas de corte, fresas de precisión y brocas.

Técnicas de unión

3.1. Introducción

Las primeras armas con una tecnología apreciable se desarrollaron precisamente cuando las técnicas de unión entre la piedra o los huesos afilados —afilados en forma de puntas o arpones— y la madera que permitía blandirlos o lanzarlos, fueron suficientemente fiables. Los adhesivos utilizados a base de pez y resina, por otra parte, han sido utilizados desde tiempos inmemoriales. Hace seis mil años los sumerios ya dominaban las técnicas de unión metal-madera mediante adhesivos y los romanos generalizaron el uso de colas fabricadas con caseína, piel y pescado.

Actualmente, la mayoría de los adhesivos son de naturaleza polimérica, moléculas gigantes que actúan conjuntamente con el sustrato haciendo que las moléculas de adhesivo y sustrato permanezcan fuertemente unidas. Los tartesios, por su parte, emplearon procesos de *difusión atómica* para unir metales preciosos, tal como puede constatarse en piezas del tesoro del Carambolo.

No se puede olvidar, finalmente, que la unión más poderosa entre piezas la proporciona la propia naturaleza de los materiales. Cuando dos piezas están suficientemente próximas, las fuerzas de VAN DER WAALS son las que actúan de forma prioritaria y, aunque son más débiles que otros tipos de interacción atómica, existen aun sin solapamiento de átomos o moléculas. Si se pusieran en contacto íntimo dos superficies metálicas perfectamente pulidas ya no sería posible separarlas.

3.1.1. Clasificación de uniones

Atendiendo a los *métodos de unión*, hay cuatro grandes familias de técnicas de unión: mediante *dispositivos o accesorios* —ligaduras, juntas, grapas, clavado, atornillado, roblonado—; mediante *adhesivos*; aprovechando *procesos físicos* —procesos de soldadura y difusión, con o sin aporte de material externo—; mediante *ensamblajes* —se configuran las partes de modo que encajen y puedan permanecer solidarias—.

Atendiendo a su *duración*, se puede hablar de uniones *provisionales*, *temporales* —las cuales deben ser eficaces pero, a la vez, deben permitir su eliminación para operaciones de mantenimiento o revisión— y *permanentes*.

Al hablar de técnicas de unión, finalmente, se debe tener en cuenta el material al que van a aplicarse dichas técnicas. Es diferente unir materiales *isotrópicos*, tales como los metales; materiales *resistentes a la compresión*, tales como cementos, cerámicos y maderas y, por último, materiales *porosos* o no porosos, puesto que las peculiaridades resistentes de cada uno de ellos determinan los tipos de unión que mejor soportan.

3.2. Técnicas de unión mediante dispositivos accesorios

Puntas El dispositivo de unión más antiguo y sencillo es el *clavo* o, más estrictamente, la *punta*; se trata de un dispositivo que se aplica a la unión y sujeción de materiales no frágiles, generalmente madera y sus derivados —corcho, yeso, etc.—. Las puntas están fabricadas en acero de diferentes calidades y pueden estar protegidas mediante un galvanizado o un baño de metal que las hace más resistentes a la corrosión; su forma alargada y esbelta debe tener la suficiente rigidez como para penetrar en la madera sin doblarse y a la vez ser tenaces para no partirse fácilmente y, cuando se considere conveniente, ser remachadas.

Las puntas están constituidas por dos partes, *tija* y *cabeza*. La tija suele ser cilíndrica, de superficie lisa, acanalada o rugosa, aunque hay puntas de tija plana o piramidal. Atendiendo al *tipo de cabeza*, pueden clasificarse como: *de cabeza plana*, *de punta perdida*, *de cabeza ancha* —para fijar placas en trabajos de construcción, pizarras y placas asfaltadas—, *de acero templado*, *entorchadas* —un híbrido entre la punta y el tornillo—, *tachuelas* y *clavos de tapicero*, *escarpías* —puntas que se curvan, de forma que, además de unir, permiten colgar objetos—, *de pata* —para fijar chambranas y ventanas en obras de mampostería—, y *de caballete* —puntas curvadas, aguzadas en ambos extremos, usados para unir entramados o alambres a los postes y para unir cables sobre mampostería—.

Tornillos El paso evolutivo lógico de la punta es el *tornillo*. La unión realizada mediante puntas adolece de falta de rigidez y, además, el material tiende a envejecer, relajando la presión que ejerce sobre la punta, por lo que el conjunto unido mediante puntas se colapsa o separa. Un resalte en hélice, llamado *fileteado*, permite superar estos déficit. Si además la tija, en lugar de cilíndrica, se hace cónica, ejerce el efecto adicional de incrementar la presión sobre el material según avanza a través de él.

El remachado de puntas —empleado como método de seguridad y afianzamiento de uniones—, por su parte, se sustituye por el *tornillo pasante*: mediante un taladro efectuado en el material, el tornillo lo atraviesa, enroscándose su fileteado mediante una *tuerca*, elemento metálico cuya superficie interior está fileteada de forma compatible con el tornillo. Al conjunto se le denomina *perno*.

Un elemento adicional de fijación es la *arandela*, que permite roscar la tuerca sin dañar el material base, ya que la tuerca gira sobre la arandela. Cuando la arandela colabora en la fijación y no sólo favorece el roscado adopta diversas formas: helicoidal —arandela GROWER— o troncocónica —arandela BELEVILLE—. Además de aumentar la superficie de contacto sobre el material unido, las arandelas impiden que se afloje la tuerca, ya sea por su geometría o porque mantienen una tensión constante entre la tuerca y la base.

Los tornillos pueden clasificarse según el tipo de cabeza, al igual que las puntas, o más específica y comúnmente por el tipo de fileteado. Por lo que respecta a las tuercas, es de destacar la *almenada* —que dispone de ranuras que permiten alojar un pasador de seguridad— y la *ciega* —que termina en un casquete esférico que protege la rosca y asegura su estanqueidad.

Fileteado Al ser el fileteado o rosca el elemento diferenciador del tornillo, una de las formas de clasificarlo y determinarlo es caracterizar el tipo de rosca que posee. Dada la antigüedad del tornillo como elemento de unión, existen elementos del mismo que han permanecido inamovibles desde su origen. Los primitivos gremios artesanos determinaban el fileteado de los tornillos que usaban como un marchamo diferenciador, debido a lo cual además de la rosca normalizada ISO, todavía están en uso roscas específicas tales como la rosca inglesa o WHITWORTH en conducciones de gas, la rosca THURY o suiza en relojería, la rosca BRIGGS en grifería.

Roblonado o remachado Cuando se pretende unir partes metálicas de manera más permanente que mediante los pernos y, a la vez, no se requiere dotar de estanqueidad al conjunto —o se le dota de estanqueidad mediante medios auxiliares, se recurre al *remachado*. Un *roblón* es un tornillo sin rosca, *i.e.*, una pieza cilíndrica dotada de cabeza, llamada *cabeza de asiento*, que se recalca directamente en el cilindro y su forma determina el nombre del roblón. La unión mediante roblones se realiza a través de perforaciones practicadas en las piezas a unir de forma que el roblón actúa como un tornillo pasante; la diferencia estriba en que el roblón no se rosca a la última pieza a unir, ni se sujeta mediante una tuerca, sino que la parte de roblón que sobresale de la estructura se remacha hasta formar una segunda cabeza que impide que el roblón se suelte.

Hace algunos años el remachado se empleaba, de forma generalizada, en lo que se denominaba *calderería pesada* —estructuras metálicas para edificios y puentes, etc.—, en la construcción naval y aeronáutica, en ferrocarriles, etc. Aunque en la actualidad existen métodos alternativos para realizar uniones de gran envergadura, el remachado sigue siendo una opción utilizada en construcción naval y aeronáutica.

El *tipo de cabeza* da nombre al roblón, estando las cabezas normalizadas y designándose con una letra. Las distintas formas normalizadas son:

- *Cabeza plana*, cilíndrica, de diámetro doble que el roblón; se designa con la letra *C*.

- *Redonda*, en forma de casquete esférico, flecha 0,7 veces el diámetro del roblón y radio de la base 1,7 veces el diámetro del roblón; se designa con la letra *R*.
- *Gota de sebo*: posee la misma forma que la anterior, pero la flecha es de 0,5 veces el diámetro del roblón y el radio de la base es el doble que el del vástago; se designa por la letra *G*.
- *Avellanada*, troncocónica en la base superior, tiene un diámetro doble que el vástago y la generatrices forman 45° o 30° con el eje y el diámetro es 1,5 veces el diámetro de la espiga; en el primer caso se designa por *F/90* y en el segundo *F/60*.
- *Avellanada abombada*. Consta de dos partes: la prolongación del vástago es troncocónica y a continuación tiene un sector esférico; el diámetro superior del tronco tiene un diámetro doble que el del vástago, y las alturas del tronco de cono y el sector esférico son, respectivamente, la mitad y un cuarto del diámetro; el ángulo de las generatrices puede, como en el caso anterior, formar 30° o 45° con el eje, designándose por *FB/60* y *FB/90*.

Se llama *paso* a la distancia entre ejes de dos remaches consecutivos, siendo necesario para colocar bien un remache que las piezas a remachar estén perfectamente sujetas y que la cabeza del remache no se mueva cuando se golpea el extremo a recalcar.

Otros dispositivos Hay una gran variedad de dispositivos que permiten unir partes en un todo. Los más habituales son las abrazaderas y los rácores. Las *abrazaderas* son dispositivos que constan de una pletina y un tornillo que permite fijarlas sobre las piezas a unir, generalmente tubulares. Los rácores son dispositivos, fileteados interiormente, que unen tubos roscados en sus extremos, pudiendo ser rígidos o flexibles, de acuerdo con la finalidad que posean.

3.3. Unión mediante adhesivos

Los primeros adhesivos eran sustancias naturales que se aplicaban a materiales naturales, sobre todo a la madera. Cuando se empezaron a utilizar materiales más resistentes, metales, cementos, plásticos, cerámicas, etc., el papel del adhesivo dejó de ser el coadyuvador, en igualdad de condiciones, a la resistencia del conjunto, pasando a ser complemento de otro tipo de uniones tales como puntas, tornillos, ensamblajes, etc.

Con el desarrollo de la química orgánica, los adhesivos experimentaron un avance extraordinario, basado en la aplicación de polímeros a la unión química de elementos destinados a trabajar como un todo. La resistencia de las uniones así realizadas alcanza valores que permiten utilizar las piezas adheridas como elementos estructurales. En todo caso, no debe olvidarse que el *cemento Portland* o aluminoso se utiliza con gran profusión como adhesivo entre piezas estructurales o auxiliares. En estos casos, la adherencia suele ser física; hay una

ocupación de las rugosidades y poros, inherentes a estos materiales, que permite la trabazón o fijación del conjunto.

Quizás el punto débil de la unión realizada mediante adhesivos esté en su baja resistencia a los esfuerzos de tracción, y es también en ese terreno donde la utilización de los nuevos adhesivos poliméricos ha obtenido mejores resultados.

Atendiendo al mecanismo de unión, los adhesivos pueden ser químicos, físicos o físico-químicos. La *unión física* consiste en la trabazón de elementos mediante una sustancia que ocupa los intersticios e irregularidades del material. La unión química se debe a la interacción entre las moléculas de adhesivo y las de sustrato, generalmente fuerzas de VAN DER WAALS.

Los adhesivos pueden clasificarse en varias categorías:

Con base acuosa. Pueden ser *colas celulósicas* o *colas vinílicas*.

Con disolvente orgánico. Son disoluciones de polímeros, más rápidos en fraguar que los anteriores ya que los disolventes orgánicos se evaporan más rápidamente que el agua.

Reactivos. Son aquellos en los que no existe un disolvente que al evaporar provoque el fraguado sino que se produce una polimerización que provoca el endurecimiento del conjunto.

Hot-melts o termofusibles. Se trata de materiales termoplásticos sin disolvente, sustancias que se funden para ser aplicadas mientras están en estado pastoso; las partes a unir deben ser puestas en contacto inmediatamente, ya que se produce una tensión inicial de adhesión muy rápidamente.

Plastisoles. Son adhesivos sin disolvente que se aplican a una temperatura comprendida entre 140–200°; constan de partículas ultrafinas en suspensión —de cloripolivinilo o polimetacrilato— y plastificantes.

UV. Son adhesivos de material base acrilato o resinas epoxi cuya polimerización y, consecuentemente, su endurecimiento, se inicia bajo el efecto de la luz ultravioleta.

3.4. Ensamblaje

Se llama *ensamblaje* a la conexión o unión de dos o más piezas, habitualmente de madera, pero también plástico, metacrilato o cualquier otro material capaz de ser cortado y tallado, de forma que una piezas encajen rígidamente en otras. En muchas ocasiones, además del encastre entre piezas, se refuerza la unión mediante adhesivos, puntas, tornillos, etc. Una de las piezas tiene forma de lengüeta, espiga, y se introduce o incrusta en la otra.

Los tipos de ensamblaje más habituales son los siguientes: ensamblaje *a tope*, que en realidad es el simple contacto entre piezas reforzado mediante adhesivo o puntas; ensamblaje *de caja y espiga*; *de cola de milano*; *ensamblaje recto de*

media madera —caracterizado por tener espigas más finas y numerosas que el de caja y espiga—; *machihembrado* —ensamblaje en el que una lengüeta tallada en la dimensión mayor de una tabla se inserta en la ranura o hembra labrada en la adyacente.

3.5. Soldadura

Etimológicamente, *soldar* significa consolidar; la soldadura ideal sería aquella que produjera una continuidad absoluta entre las partes unidas, de forma que fuera indiscernible la frontera entre ellas. Lo más simple sería aproximar en vacío dos superficies pulidas con precisión atómica, de forma que los electrones de ambas caras se intercambiaran generando nuevos enlaces. El proceso que más se aproxima a esta situación es el de *difusión atómica*.

En la práctica se puede definir la soldadura como la operación que permite unir partes en una sola pieza, asegurando la continuidad entre ellas mediante calentamiento y/o presión con o sin el empleo de un material de aportación que disponga de características físicas comparables con el procedimiento específico utilizado. La soldadura se considera realizada cuando se verifica la interpenetración granular entre partes, directamente o mediante el material de aportación.

3.5.1. Clasificación

Soldadura con fusión La *soldadura con fusión* engloba todos aquellos procedimientos caracterizados por la presencia de una fase líquida, sea del metal base, del de aportación o de ambos. Dentro de este tipo de soldadura, se distingue entre aquella en la que la fusión se realiza con gases combustibles y la que utiliza como fuente de energía el arco eléctrico. En este último grupo se puede diferenciar entre los procedimientos al arco *con protección de fundente* —en los que se emplea un polvo similar al utilizado como revestimiento protector en electrodos—, los procedimientos al arco *con protección de gas* y los procedimientos al arco *sin protección de tiempo corto*.

Se tiene, finalmente, la *soldadura por resistencia*, que emplea el calor producido por una corriente de acuerdo con la ley de JOULE, y la que emplea partículas de alta energía —láser o bombardeo electrónico— para producir la fusión.

Soldadura sin fusión Son procesos en los que no existe fase líquida y se basan en la ruptura de las superficies en contacto y su posterior interacción, ya sea por forja, presión en frío o caliente, inducción, fricción, resistencia, ultrasonidos, explosión o alta frecuencia. En el caso de la *soldadura por forja* —método empleado hasta el siglo XIX para soldar metales—, se calientan los extremos a unir hasta alcanzar un estado plástico; en ese momento se colocan superpuestos y mediante presión, percusión, prensa o rodillos, se consigue la consolidación del conjunto. La experiencia y precisión de los herreros, forjadores, caldereros, etc., determinaba la calidad del producto.

Soldadura blanda Es un proceso de soldadura con metal de aportación cuya temperatura de fusión es inferior a 450°. No produce deformaciones en el conjunto soldado pero tampoco se caracteriza por conferir una gran resistencia mecánica; los materiales de aportación suelen ser plomo, estaño, cinc y cadmio.

Soldadura fuerte Es un grupo de procedimientos en los que el metal de aporte posee una temperatura de fusión igual o superior a los 450°. Puede ser: con soplete, en horno, por inducción, por resistencia, por inmersión, por fluencia y por arco de carbono.

Aunque la *soldadura fuerte* es uno de los métodos de unión más antiguos —empleado en origen para unir piezas ornamentales de oro—, el avance en los conocimientos de la metalurgia ha permitido extender la técnica a nuevos metales y aleaciones. Así, el aluminio se suelda con varillas de bajo punto de fusión fabricadas con una aleación cuya base es aluminio, la plata sirve para soldar titanio e incluso se han desarrollado aleaciones aptas para soldar aceros refractarios.

3.5.2. Aspectos metalúrgicos de la soldadura

Mecanismos de continuidad A escala macroscópica, la *continuidad* implica la ausencia de toda materia no metálica interpuesta entre los elementos unidos, lo que diferencia la soldadura de otros tipos de unión tales como el remachado o el pegado. Esto no implica la homogeneidad en la composición ya que, en ocasiones, el material de aporte es diferente del material base. Es a escala microscópica donde se aprecia mejor lo que define la continuidad, ya que los átomos de las partes se agrupan, mediante la soldadura, en una estructura cristalina continua. Pueden distinguirse tres *pasos* —que corresponden a otros tantos *mecanismos básicos*— en dicho proceso.

El *primero* de ellos sucede en fase sólida y consiste en un acercamiento de los átomos tan íntimo que permite el salto de un grano a otro, de forma que las fuerzas de atracción convierten el acercamiento en definitivo. Ejemplos de ello se dan en la soldadura por ultrasonidos o por presión en frío. También tiene lugar en la soldadura por resistencia o por fricción, de modo que si el acercamiento está provocado por deformación en frío, la estructura cristalina se deforma y permanece deformada después del proceso, mientras que si la deformación se produce a una temperatura suficiente, la estructura sufre un fenómeno de recristalización que determina una orientación común en ambos lados de la intercara de soldadura.

El *segundo* mecanismo es de difusión atómica. Si los materiales en contacto permanecen en estado sólido, la difusión se realiza, a través de la intercara, en uno y otro sentido, con una actividad que depende de la temperatura y la presión entre partes. Ahora bien, si alguna de las partes a unir está fundida, la difusión se realiza, sobre todo, desde esta parte a la sólida, creando una aleación a lo largo de la intercara.

El *tercer* mecanismo, por último, ocurre cuando solidifica un líquido sobre

un sólido que le ha dado origen o que ha participado en la fusión. La continuidad viene determinada por un fenómeno llamado *epitaxis*, que consiste en que los cristales nucleados en la intercara se orientan de acuerdo con la estructura cristalina del sólido.

Energía de activación de la intercara Los fenómenos de difusión atómica son posibles gracias al aporte de energía a las zonas de contacto, energía que facilita la movilidad atómica. Existen diferentes *métodos* para realizar este aporte de energía: *por gas* —llama de gas, gas a alta presión, plasma. . . —, *por arco eléctrico* —el procedimiento más extendido pero también el más complejo, debido al número de variables que comporta—, *por radiación*, *por transporte de masa* —el aporte de energía se produce por fricción o deformación— y *por efecto JOULE*.

Efectos de los transitorios térmicos Para conocer las propiedades que tendrá un material que haya sido sometido a una unión por soldadura, es necesario estudiar exhaustivamente sus *diagramas de enfriamiento continuo*, puesto que los componentes metalográficos finales dependerán de la velocidad de enfriamiento y de sus peculiaridades.

En definitiva, hay que analizar la temperatura máxima que se alcanzara, el tiempo de permanencia a dicha temperatura, la zona afectada por ese estado térmico y, dado que suele realizarse un ciclo de calentamiento-enfriamiento relativamente rápido, estudiar el tiempo y temperatura equivalentes de transformación en estado cuasi-estacionario.

Cuando un material presenta dos transformaciones de fase, además de su paso de sólido a líquido, los componentes metalúrgicos de la estructura correspondiente a un enfriamiento posterior a rebasar la temperatura crítica de transformación de fase, dependen de dos variables —siempre y cuando no se realice el proceso bajo una tensión o presión diferente de la atmosférica—: la *velocidad* o ciclo de enfriamiento y el *tiempo de permanencia* por encima de la temperatura de transformación.

Cuando se realiza un tratamiento térmico, la temperatura de mantenimiento se calcula de forma que toda la masa del material se transforme de forma homogénea y el producto final pueda ser considerado uniforme estructuralmente. Cuando sucede así, los componentes finales dependen del tiempo de mantenimiento por encima de la temperatura de transformación, pero la variación porcentual de los mismos no suele ser importante. Sin embargo, cuando se somete el material a un ciclo de calentamiento-enfriamiento relativamente rápido —y, sobre todo, a un ciclo cuyo tiempo de mantenimiento a la temperatura máxima es corto comparado con el tiempo del transitorio, tal como sucede en un ensayo dilatométrico o en un ciclo de soldadura—, reviste suma importancia calcular la equivalencia que tiene el tiempo de calentamiento-enfriamiento en términos de mantenimiento a temperaturas de transformación.

Habitualmente se suponen ciclos ideales de forma rectangular. Es decir, tiempo de calentamiento nulo y tiempo de mantenimiento a temperatura de transformación constante. Los ciclos mencionados pueden compararse entre sí

mediante la expresión:

$$t e^{\frac{Q}{RT}} = t_0 e^{\frac{Q}{RT_0}},$$

pero la realidad es que los ciclos de calentamiento siguen leyes algo más complicadas, en forma de campana de GAUSS. En esos casos, es necesario determinar un tiempo equivalente que identifique el ciclo real con uno rectangular. Si el ciclo térmico sigue una ley $T = T(t)$, se puede relacionar un intervalo de tiempo a temperatura máxima Δt_M con un intervalo cualquiera Δt mediante la expresión:

$$\Delta t_m = \Delta t \left[-\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T(t)} - \frac{1}{T_M} \right) \right].$$

La integral a lo largo del transitorio eficaz se puede hacer directa o gráficamente, dependiendo de la complejidad de $T(t)$. En el caso de un ciclo parabólico, que refleja aceptablemente un ciclo de soldadura, se tiene:

$$T_M - T_E = \frac{\pi R}{4 Q} (T_M)^2,$$

donde R es la constante de los gases perfectos, Q la energía aparente de activación del proceso, que para el acero oscila entre 457–540 kJ/mol. Si se expresa en términos de tiempo, la expresión sería la siguiente:

$$\Delta t_m = e^{\frac{Q}{RT_M}} \int_{t_i}^{t_M} e^{-\frac{Q}{R(t)}} dt.$$

Como es sabido, el porcentaje de constituyentes varía con la temperatura de austenización y el tiempo de mantenimiento. Cuando este tiempo es dilatado, suficiente para que se homogeneice el material, su importancia relativa es muy pequeña, pero cuando los tiempos son muy pequeños o nulos, como en el caso que se está tratando, las ecuaciones anteriores permiten calcular con mayor precisión los productos finales del enfriamiento.

Existen numerosos estudios que prevén la evolución microestructural del acero en función de ese tiempo eficaz de tratamiento. Uno de los más precisos establece que la temperatura eficaz de un ciclo térmico de tiempo t —tiempo que engloba el real de mantenimiento y Δt_M — se puede relacionar con un tratamiento tipo de una hora de duración mediante la expresión:

$$P_t = \frac{1}{\frac{1}{T} - \frac{R}{Q} \ln t},$$

siendo el porcentaje de componentes metalográficos una función de la composición del acero y de P_t .

Comportamiento de los materiales en servicio

4.1. Fallos en servicio

Los factores que con más frecuencia se encuentran como generadores de fallo o como reductores del tiempo de servicio de los componentes se deben fundamentalmente a diseños defectuosos y a elecciones incorrectas de los materiales, además de los efectos que producen procesos de fabricación inadecuados, tratamientos deficientes, montajes imperfectos o condiciones de servicio diferentes a las proyectadas.

4.1.1. Análisis de fallos

El análisis de fallos en servicio tiene gran importancia, ya que permite alcanzar un conocimiento real de las posibilidades que presenta cada material para alcanzar determinadas aplicaciones. Analizar los fallos en servicio es muy complejo, pues en muchos casos las circunstancias por las que se producen son ajenas al componente en el que ha tenido lugar el fallo e incluso al mecanismo por el que se ha producido.

4.1.2. Clasificación de los fallos

Existe una amplísima gama de clasificaciones de fallos con vistas a que, de una u otra forma, todos ellos encuentren acomodo en un grupo y eso ayude a analizarlos correctamente. Aquí se presentan las que tienen que ver con los distintos tipos de sollicitaciones mecánicas que se dan durante el tiempo de servicio y con las condiciones medioambientales en las que se desarrollan.

Los fallos se pueden clasificar según el modo de aplicación de la carga y el tipo de sollicitación que los provocan. La carga puede ser *estática* —encontrándose bajo tracción, compresión, torsión o cizalladura o cualquiera de las posibles com-

binaciones entre ellas—; las fracturas que se producen con este tipo de cargas también son estáticas, viéndose muy afectadas por la temperatura alcanzada y por el tiempo de servicio. Si la carga es *variable* y se repite cíclicamente, la fractura será dinámica y se medirá el número de ciclos en el que varían las cargas. Si se combinan la carga, el tiempo y la temperatura se produce la *fluencia* del material siempre y cuando se alcancen los parámetros necesarios para que este proceso tenga lugar.

Otra posible clasificación corresponde al tipo de fractura, que puede presentar tres *órdenes de magnitud* diferentes: nivel atómico, nivel microscópico—cuya escala corresponde al tamaño de grano— y nivel macroscópico, observable a simple vista. A *nivel atómico*, el comportamiento del material se puede analizar mediante la teoría de dislocaciones para todos aquellos fenómenos de deformación. Desde el punto de vista del análisis de los fallos que se producen en servicio, apenas aporta algo a efectos prácticos, aunque es necesario conocer la existencia de los planos de deslizamiento y el papel que juegan en el desarrollo de la deformación plástica, como consecuencia del deslizamiento de una parte del cristal sobre otra antes de alcanzar la fractura. Los *planos de deslizamiento* son los de mayor densidad atómica, existiendo direcciones preferenciales de deslizamiento, que son las más compactas del plano. Si la fractura se produce a través de las fronteras de grano, la influencia que ejercen los distintos tipos de partículas precipitadas sobre ellas tiene una gran trascendencia en el proceso de fractura.

A *nivel microscópico*, las fracturas se pueden clasificar en tres grandes grupos: transcristalinas, intercristalinas y mixtas. La *fractura intercristalina* consiste básicamente en la descohesión entre granos a través de sus bordes; previamente a la fractura, además, los granos pueden experimentar microdeformación plástica en sus superficies. Las *fracturas transcristalinas*, por su parte, se pueden dividir en una serie de grupos que dependen de los distintos mecanismos de fractura o del aspecto morfológico que presenta la propia superficie de rotura que, a su vez, también depende del tipo de esfuerzos experimentados o de las características intrínsecas del material, siendo el más representativo el que tiene lugar por coalescencia de microcavidades.

Finalmente, a *nivel macroscópico*, pueden distinguirse los siguientes grupos de fracturas:

Dúctil por carga estática. Este tipo de fractura implica deformación plástica por deslizamiento, produciéndose gran absorción de energía y elevado alargamiento. En función del tipo de carga puede ser de tracción, de flexión, de cizalladura o de torsión.

Frágil por carga estática. Se produce por el crecimiento de grietas en planos normales a la dirección de la carga, caracterizándose por presentar escasa deformación plástica.

Frágil por carga estática mantenida. Se distingue entre corrosión-tensión, fragilización por hidrógeno, fragilización por metal líquido y fragilización por irradiación neutrónica.

Fatiga. Se dividen: en alto y bajo número de ciclos cuando sólo se tiene en

cuenta el efecto mecánico; en fatiga-corrosión y fatiga-temperatura, cuando se combinan los esfuerzos mecánicos que tienen lugar por fatiga con la corrosión o temperatura.

4.1.3. Mecanismos de fractura

Fractura intergranular Es el modo de fallo típico de materiales cerámicos, de aquellos que poseen uniones iónicas y de los metales con estructura hexagonal o cúbica centrada en el cuerpo. Es una fractura frágil que se origina por formación de grietas y su posterior propagación a lo largo de determinados planos cristalográficos.

Fractura transgranular A temperaturas por encima de la transición frágil-dúctil, el modo de fractura cambia de fisuración a través de los bordes de grano a un modo de fractura que tiene lugar en la matriz, transgranular, siendo el prototipo de fractura dúctil. El mecanismo de fallo se produce por el crecimiento y coalescencia de huecos que se originan en las partículas de segunda fase. A temperatura ambiente, la mayoría de las aleaciones de ingeniería fallan por este modo de fractura.

Fractura intergranular por fluencia La fractura intergranular por fluencia tiene lugar a elevadas temperaturas y tensiones bajas, produciéndose deformaciones en la fractura relativamente pequeñas. Se debe al crecimiento de cavidades mediante la coalescencia de las mismas; este proceso está controlado por la difusión de los átomos, siendo extremadamente lento a bajas temperaturas y finalizando por completo por debajo de ciertos límites térmicos.

Fractura por recristalización dinámica A temperaturas muy altas y tensiones elevadas, la difusión es tan rápida que se inicia un proceso de recristalización. Las altas densidades de dislocaciones se reducen formándose nuevos granos en las regiones altamente deformadas, en lugar de hacerlo mediante un proceso de recuperación, como ocurre en el caso en el que tiene lugar la fluencia.

4.2. Corrosión

La *corrosión* consiste en una pérdida de las características externas del material, como consecuencia de su interacción con el ambiente. En los materiales metálicos se produce una pérdida de material por disolución del mismo, fenómeno que corresponde propiamente a la corrosión, o se forman distintas capas no metálicas o finas películas que dan lugar a la denominada oxidación. Para que este tipo de fenómenos tengan lugar en los materiales cerámicos es necesario que las temperaturas a las que se encuentran sean muy elevadas y las condiciones ambientales muy extremas. En los materiales poliméricos se producen degradaciones de sus características cuando se encuentran en contacto con disolventes

o cuando se encuentran expuestos a la acción de radiaciones electromagnéticas o a los efectos de elevadas temperaturas.

Es de gran importancia conocer la velocidad a la que se desarrolla el proceso y el parámetro o los parámetros que determinan dicha velocidad. La expresión más empleada proporciona la pérdida de espesor del material por unidad de tiempo y se expresa por la velocidad de penetración de la corrosión, VCP. Su fórmula es $VCP = \frac{KM}{\rho}$, donde M es la masa perdida cuando se ha expuesto un tiempo t ; ρ y S corresponden a la densidad y la superficie de la muestra y K es una constante cuyo valor depende del sistema de unidades utilizadas. La VCP se suele expresar en milímetros por año.

No todos los materiales metálicos y sus aleaciones se pueden considerar siempre susceptibles de corrosión, ya que existen algunos que, aun siendo activos bajo ciertas condiciones ambientales, pierden su reactividad química y en consecuencia se convierten en inertes. A este fenómeno se le denomina *pasividad* y se da en metales tales como el Cr, Fe, Ni, Ti y en buena parte de sus aleaciones, debiéndose a la formación de una delgada película de óxido que se encuentra perfectamente adherida a la superficie del metal y que actúa como elemento protector de la corrosión.

4.2.1. Tipos de corrosión

Corrosión galvánica En la corrosión galvánica el metal más activo experimenta corrosión en un determinado ambiente, mientras que el interte, cátodo, queda protegido de ella. La velocidad a la que tiene lugar el ataque galvánico es directamente proporcional a la relación que existe entre las áreas del ánodo y del cátodo que se encuentran expuestas a la acción del electrolito.

Entre las *precauciones* que pueden tomarse para prevenir esta clase de corrosión se encuentran: la elección de materiales próximos dentro de la serie galvánica, para ser unidos entre sí; la utilización de ánodos con áreas lo más grandes posible, para evitar que se produzcan relaciones desfavorables entre las áreas del ánodo y cátodo y, por último, el aislamiento eléctrico de metales distintos.

Corrosión por picaduras El inicio de las picaduras de origen corrosivo tiene lugar en los defectos superficiales, como por ejemplo grietas, en los que se forman cavidades que presentan un crecimiento del material disuelto en dirección perpendicular a la superficie, constituyendo así las picaduras. Un método de eliminación de este tipo de corrosión sería el disponer de superficies pulidas en todas las superficies.

Corrosión por aireación diferencial Cuando la concentración de iones disueltos en el electrolito es diferente de la que presentan dos regiones del mismo metal, entonces se produce la corrosión electroquímica por aireación diferencial en los sitios de menor concentración, como consecuencia de la formación de una pila de concentración. Para evitar en lo posible este tipo de corrosión se debe efectuar

el diseño de recipientes sin áreas estancas, con el fin de que el drenaje sea lo más completo posible y así evitar la formación de depósitos. La utilización de uniones soldadas en lugar de remachadas o atornilladas también reduce la formación de corrosión por aireación diferencial.

Corrosión intergranular El peligro de este tipo de corrosión reside en el elevado riesgo de que se produzca la descohesión entre granos y, en consecuencia, la fractura frágil de la pieza afectada. La *corrosión intergranular* aparece con más frecuencia en los aceros inoxidable, como consecuencia del empobrecimiento en cromo que se produce en las proximidades de los bordes de grano al formarse en la matriz un gran número de carburos de cromo y difundirse, por efecto térmico, hacia los bordes de grano, en los cuales dichos carburos precipitan. En el proceso de difusión hasta llegar a los bordes de grano se produce la coalescencia de dichos precipitados, de forma que su tamaño al alcanzar los bordes de grano es muy considerable.

Un ejemplo muy común de este tipo de corrosión tiene lugar en las soldaduras de aceros inoxidable, ya que el efecto térmico durante el proceso de soldadura produce su sensibilización. Con el fin de reducir el riesgo de que se origine este tipo de corrosión se disminuye el contenido de carbono en los aceros inoxidable y así se forma menor cantidad de precipitados de carburos de cromo; y sobre todo se añaden al acero elementos aleantes tales como niobio o titanio, que precipitan con el carbono más fácilmente que el cromo y, en consecuencia, éste se mantiene en disolución sólida, no produciéndose el empobrecimiento del cromo en las proximidades de los bordes de grano y evitando así la corrosión intergranular.

Corrosión por erosión La *corrosión por erosión* resulta, por una parte, de la acción del ataque químico y, por otra, de la acción abrasiva derivada del movimiento del fluido. Aquellas aleaciones que se pasivan, formando una fina capa protectora, son las más afectadas, ya que la acción abrasiva puede erosionar la capa protectora, dejando al material sin la necesaria protección, aunque en la mayoría de los casos se produce la autogeneración con prontitud. La corrosión por erosión se presenta, fundamentalmente, en los codos o reducciones de tuberías, en los que el fluido cambia de dirección y se hace turbulento. Un buen diseño de las piezas que evite las turbulencias y la menor presencia de partículas en el fluido son los mejores métodos para paliar esta clase de corrosión.

Corrosión bajo tensiones Si en un ambiente corrosivo los materiales experimentan esfuerzos de diferentes tipos, existen muchas probabilidades de que se produzca la corrosión bajo tensiones en los mismos, dando lugar a la formación de grietas que se propagan en dirección perpendicular al eje de sollicitación del esfuerzo aplicado y que pueden llegar a producir el fallo del material.

No siempre es necesaria la aplicación exterior de un determinado esfuerzo para que se produzca este tipo de corrosión, ya que se puede originar por la existencia de tensiones residuales en el material. La reducción de la corrosión bajo tensiones se consigue mediante la aplicación de recocidos adecuados que

eliminen estas tensiones y, en todo caso, mediante la reducción del nivel de esfuerzo aplicado al material.

4.2.2. Prevención de la corrosión

La primera medida de prevención de la corrosión consiste en una adecuada selección del material. También se puede atenuar el efecto corrosivo mediante una reducción de la temperatura de trabajo o de la velocidad del fluido. La utilización de *inhibidores* —sustancias que, añadidas al medio, disminuyen el efecto corrosivo del mismo— hacen que la velocidad a la que se produce la corrosión se reduzca. Los tratamientos superficiales, otro de los métodos de prevención, deben poseer una buena capacidad de adherencia, ser inertes a los ambientes corrosivos y resistir adecuadamente el deterioro mecánico.

Uno de los métodos más eficaces de prevención de la corrosión es la *protección catódica*, que llega incluso a impedir la corrosión en determinadas situaciones, haciendo que se convierta en cátodo el metal a proteger, mediante el suministro de electrones desde una fuente exterior. De este modo se invierte el sentido de la reacción de corrosión, convirtiéndose en una *reducción*. La técnica más utilizada es la construcción de un par galvánico, de forma que el material a proteger se conecta eléctricamente a un metal más activo, denominado «ánodo de sacrificio», que será el que se corroa y suministre electrones que protegerán de la corrosión al otro metal. Los metales más utilizados para este fin son el magnesio y el cinc, siendo éste el empleado para galvanizar mediante la deposición, en la superficie del acero, de una fina capa de cinc por inmersión en caliente.

4.2.3. Fractura por corrosión bajo tensiones

En las fracturas que se producen por un proceso de *corrosión bajo tensiones*, existe un proceso de *iniciación*, seguido de uno de *propagación* para llegar a la fase final de *rotura* por carga estática. Los tipos de medio que pueden resultar agresivos y el carácter de las grietas producidas dependen del material.

La prevención de esta clase de fractura tiene suma importancia en la *industria nuclear*. En ella se emplean numerosos componentes de *aceros inoxidables*, aceros que presentan una característica no deseable: la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo tensión cuando se encuentran bajo determinadas condiciones metalúrgicas, ambientales y tensionales. Este tipo de fallo presenta escasa ductilidad, correspondiendo su apariencia macroscópica a la fractura frágil, pudiendo apreciarse múltiples grietas que se originan en la superficie —aunque el fallo es consecuencia, normalmente, del avance de una grieta en dirección perpendicular a la tensión axial aplicada.

El agrietamiento por corrosión bajo tensión puede ser transgranular o intergranular. La *corrosión intergranular bajo tensión* (IGSCC) se caracteriza porque las grietas se propagan a lo largo de los bordes de grano, mientras que en la *corrosión transgranular bajo tensión* (TGSCC) las grietas se propagan a través de los granos.

Susceptibilidad del material Los aceros inoxidable utilizados habitualmente en tuberías de centrales nucleares son del tipo AISI 304 o 316. En estos materiales, cuando se alcanzan temperaturas elevadas, se forman precipitados de carburo de cromo (Cr_{23}C_6) en los bordes de grano; en las zonas próximas a ellos se produce así un empobrecimiento en cromo, por debajo del 12% que es el nivel necesario para un comportamiento pasivo o inoxidable, lo que origina la aparición de células electroquímicas en los bordes de grano, pobres en cromo, que se comportan como *ánodos*, y el interior de los granos, con mayor contenido en cromo, que actúan como *cátodos*.

Los cambios microestructurales, resultantes de la exposición térmica, que producen la susceptibilidad del acero inoxidable a la IGSCC, se conocen como *sensibilización del material*. Este proceso depende de la composición del material y del tiempo de permanencia del mismo a una temperatura en la que la cinética de la reacción sea lo suficientemente rápida y se den las condiciones termodinámicas adecuadas para que precipiten carburos de cromo. Las temperaturas suelen estar comprendidas entre 425 y 875°C. Por ejemplo, en aceros del tipo AISI 304 la sensibilización puede ocurrir tanto si se los mantiene a 650° durante 30 minutos como si se los tiene a 540° durante 10 horas. A veces el proceso de sensibilización puede ocurrir a temperaturas más bajas si existen carburos en los bordes de grano. Este fenómeno se conoce como *sensibilización de baja temperatura* (LTS).

El grado de sensibilización originado durante las soldaduras depende de numerosos factores, tales como el calor aportado, la temperatura mantenida entre pasadas sucesivas, el tamaño de la tubería, etc. Los aceros que contienen elementos como niobio o titanio también forman carburos, pero son menos propensos a la sensibilización, ya que su afinidad por el carbono es más fuerte que la del cromo y, por tanto, el cromo permanece en solución, mejorando la resistencia a la corrosión.

Otro elemento que suele formar parte de los aceros y al que se debe prestar especial atención es el *boro*, ya que facilita la precipitación intergranular del tipo M_6C , reduce las precipitaciones masivas del tipo M_{23}C_6 en los bordes de grano e incrementa la ductilidad. La adición de pequeñas cantidades de boro, no más de 100 ppm, aumenta de forma efectiva la coherencia entre los precipitados del tipo $\text{M}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ y la austenita.

Estado de tensiones Se puede considerar que los distintos tipos de deformaciones a los que se someten los aceros inoxidables producen una rotura de la película protectora de óxido, dando lugar al inicio de la corrosión, con la consiguiente pérdida de metal hasta que se origina una nueva película protectora. Por otra parte, la sensibilización de un material, que implica una disminución del contenido de cromo en los bordes de grano, origina una importante pérdida de material *antes* de que se forme una nueva película protectora.

Roturas continuas de la película, consecuencia de la aplicación de tensiones suficientemente elevadas —tanto alternativas como continuas— producen grietas en aquellos bordes de grano en los que se ha visto reducido el contenido de cromo.

Influencia del medio ambiente El agua circulante en tuberías de plantas nucleares, especialmente en el circuito primario de refrigeración del reactor, puede tener oxígeno residual procedente de los procesos de radiación, originándose un ambiente agresivo que incrementa la probabilidad de que en el acero inoxidable, en áreas sensibilizadas, se inicien y propaguen grietas por IGSCC, ya que dicho oxígeno establece un potencial electroquímico que permite el proceso de propagación de la grieta.

Los elementos conductores de las corrientes electroquímicas en la IGSCC pueden proceder del agua, impurezas del condensador o de la descomposición y rotura de los lechos de resinas de filtros, o de la propia corrosión del metal durante la rotura de la película de óxido, sales de azufre, fósforo, silicio y otros aniones. La limpieza estricta, tanto interna como externa, de las tuberías antes de la operación de las mismas y un cuidadoso control de la química del agua circulante durante la operación de la planta, son procedimientos que se utilizan para prevenir la presencia de ambientes corrosivos.

Mecanismos de fractura La IGSCC se desarrolla en dos fases diferenciadas, una de inicio y otra de propagación. La superficie del acero inoxidable está protegida contra la corrosión por una fina película de óxido protector. Además de esta película pasiva, puede existir otra, algo más gruesa, de óxidos depositados en forma de suciedad que puede absorber impurezas tales como sulfatos o cloruros, todo lo cual influye en la *fase de inicio* de la grieta.

Una vez que la grieta se ha iniciado, el posterior crecimiento de la misma (*fase de propagación*) depende de los siguientes factores: la intensidad de las tensiones, la presencia de impurezas, el grado de sensibilización del material y la presencia continuada de elementos oxidantes.

Soluciones posibles Se pueden establecer acciones encaminadas a mitigar y controlar la IGSCC, aliviando al menos uno de los tres factores que la originan mediante alguno de los siguientes procedimientos: sustitución del material sensibilizado, mejora del ambiente químico y relajación de las altas tensiones aplicadas. Algunas de estas acciones, no obstante, si bien disminuyen el problema de la IGSCC, pueden originar otros inconvenientes. Así, por ejemplo, la utilización de aceros inoxidables de bajo contenido en carbono implica una menor resistencia mecánica del material y pudiera ser necesario utilizar tuberías de mayor espesor.

4.3. Fatiga

4.3.1. Introducción

Cuando un componente estructural se encuentra sometido a tensiones variables, puede fracturarse a tensiones mucho menores que aquellas que podría soportar bajo la aplicación de una carga estática.

La fractura resultante de la aplicación de tensiones variables se conoce en el mundo de la ingeniería desde hace más de siglo y medio. En 1842 ya se estableció uno de los primeros conceptos de fatiga de los metales, y antes de 1850 el problema de la fatiga fue identificado por los ingenieros que trabajaban en los ferrocarriles, y sus investigaciones culminaron en los estudios de WÖHLER —iniciados en 1852—, que constituyeron los primeros ensayos sistemáticos del fenómeno de la fatiga, permitiendo enunciar las siguientes leyes. *Primero*, las piezas metálicas pueden romper bajo esfuerzos unitarios inferiores a su carga de rotura, e incluso a su límite elástico, si el esfuerzo se repite un número suficiente de veces. *Segundo*, la fractura no tiene lugar —cualquiera que sea el número de sollicitaciones— si la diferencia entre el esfuerzo máximo y el mínimo es inferior a cierto valor límite que es función del esfuerzo medio. Esta diferencia se denomina *resistencia en servicio o límite de fatiga*.

La curva de fatiga de un material depende de la tensión media y de la clase de ensayo a que corresponda: tracción, compresión, flexión plana o torsión. La fractura por fatiga es muy difícil de analizar, puesto que implica el estudio de daños en el material a escala atómica, microscópica y macroscópica, y además estos niveles no pueden considerarse de forma individual sino que deben relacionarse unos con otros.

La superficie de la fractura por fatiga presenta un aspecto característico y en ella se distingue una zona lisa —algunas veces oxidada— y una zona con un granulado más o menos rugoso y en algunos casos fibrosa; esto demuestra que la fractura ha sido originada por una grieta que ha ido aumentando de forma lenta y progresiva hasta llegar a una fractura rápida final, que se produce cuando la carga se hace demasiado grande para ser soportada por la sección remanente. El proceso físico de la fractura por fatiga es, fundamentalmente, un proceso de acumulación de daños en el que, a medida que la grieta crece, la zona de material que se encuentra delante de la misma se ve sometida a una distorsión severa en cada ciclo de carga.

El fallo por fatiga bajo condiciones cíclicas tiene lugar mediante el inicio y posterior crecimiento de una o más grietas hasta que se produce la fractura. En general, la nucleación se origina en la superficie libre y la grieta crece en tres «estados». Desde un punto de vista atómico y microscópico, el proceso comienza con el *movimiento de dislocaciones* que tiene lugar únicamente en aquellos granos en los que el posible sistema de deslizamiento es aproximadamente paralelo a la tensión cortante máxima, *i.e.*, inclinado 45° con respecto al eje de sollicitación. Dentro de estos granos se originan bandas de deslizamiento, que están formadas por conjuntos de planos activos de deslizamiento, próximos unos a otros. La distancia entre planos activos es aproximadamente igual a $100a$, siendo a el parámetro de red de la estructura cristalina del material.

Como consecuencia de los deslizamientos alternativos se desarrollan las *intrusiones*, que penetran en la superficie, y las *extrusiones*, que salen de ella, en las que la distancia entre picos y valles tiene un valor aproximadamente igual a $1000a$ y que son el origen de la microgrietas al actuar como núcleos de formación de grietas transgranulares. Este proceso constituye el estado I del crecimiento de la grieta por fatiga, durante el cual la velocidad de crecimiento de la grieta es muy lenta, del orden de 10^{-10} m/ciclo, alcanzándose un tamaño de la grieta del orden de varios diámetros de grano.

Las extrusiones e intrusiones se desarrollan con mayor facilidad en las superficies libres y, por tanto, la fractura por fatiga suele comenzar en la superficie exterior, en la que existen discontinuidades superficiales en las cuales se produce la concentración de tensiones.

Las microcavidades del material también pueden nuclearse en las *bandas de deslizamiento* y combinarse con las grietas submicroscópicas, pasando éstas a ser micro y macro grietas, siendo su dirección perpendicular a la tensión axial. Este fenómeno constituye el estado II de crecimiento de la grieta, que se propaga a una velocidad relativamente rápida —del orden de micras por ciclo— creándose estrías por fatiga mientras la grieta avanza a través de la sección del material, aunque no se propaga bajo condiciones de carga de compresión.

Finalmente, cuando la grieta cubre un área suficiente, el material que queda en la sección reducida no puede soportar la carga aplicada y se produce la fractura final por un proceso similar al que tiene lugar cuando el ensayo es estático. O sea, cuando el nivel de concentración de tensiones alcanzado en la etapa II llega al valor crítico de tenacidad K_{IC} , que es característico del material. Esta etapa constituye el estado III de la fractura por fatiga.

4.3.2. Factores que afectan a la fatiga

El aumento de la *temperatura* provoca una reducción en la resistencia al deslizamiento de los bordes de grano y acelera la velocidad de oxidación.

La presencia de un *ambiente corrosivo* durante la tensión cíclica origina el proceso de fatiga con corrosión, que acelera de forma importante la velocidad de propagación de la grieta por fatiga.

La resistencia a la fatiga se reduce de forma importante con la presencia de *factores de intensificación de tensión*, como ocurre en los casos en que existen esquinas angulosas, mellas o agujeros.

Las *superficies rugosas* también originan intensificación de tensiones, por lo que cuanto más liso sea el acabado superficial mayor será la resistencia a la fatiga. Puesto que la mayoría de las fracturas por fatiga se originan en la superficie del metal, las condiciones superficiales afecta a la resistencia a la fatiga del mismo. Así, los tratamientos de endurecimiento superficial aumentan la vida por fatiga del material.

La introducción de *tensiones residuales de compresión* sobre la superficie del metal aumenta la vida por fatiga, siendo el método más efectivo de aumentar la resistencia total a la fatiga. Esto se consigue deformando plásticamente, de forma selectiva, la superficie exterior del componente.

Entre los *aspectos metalúrgicos*, por último, destacan los derivados de la conformación en frío de los metales, que produce una alineación de los granos y las inclusiones en la dirección de laminación, por lo que la resistencia a la fatiga resulta ser *anisotrópica*, siendo menor en la dirección transversal a la de laminación.

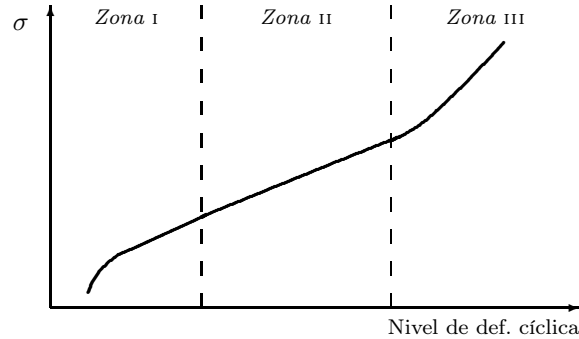


Figura 4.1: Curva tensión de saturación-deformación cíclica

4.3.3. Tipos de fatiga

Pueden distinguirse dos tipos. Por una parte, la *fatiga a alto número de ciclos* (HCF), que se caracteriza por tener lugar a tensiones por debajo de las de fluencia y por requerir un alto número de ciclos ($> 10^4$) para que se produzca la fractura. Por otra, la *fatiga a bajo número de ciclos* (LCF), que se diferencia de la anterior porque se produce cuando las tensiones son superiores a las de fluencia y se requiere un número de ciclos, en general, inferior a 10^4 para que se alcance la fractura.

En la curva tensión de saturación-deformación cíclica pueden observarse tres regiones diferentes. Las dos primeras partes de la curva se corresponden con fatiga HCF, *i.e.*, deformaciones pequeñas y alto número de ciclos, mientras que la tercera parte de la curva se corresponde con fatiga tipo LCF, *i.e.*, con grandes deformaciones periódicas. La zona intermedia se caracteriza porque la tensión de saturación es casi independiente de la deformación.

Inicio de grietas Como norma general, el *inicio* y la *nucleación de grietas* por fatiga tiene lugar en las superficies libres, aunque en algunos materiales el inicio puede ocurrir en el interior. La nucleación tiene lugar mediante un proceso de deslizamiento de dislocaciones, siendo las superficies libres los lugares más propensos al citado inicio. La ausencia de restricciones en la superficie libre de los granos permite que la estructura de dislocaciones, generada como consecuencia de las cargas cíclicas, se extienda fuera de la superficie libre de los granos y produzca una superficie microscópica irregular. Estas estructuras, formadas por dislocaciones, son conocidas como *bandas de deslizamiento* (*Persistent Slip Bands*, PSB). Algunas bandas de deslizamiento permanecen o persisten incluso en aquellos casos en que se elimina una fina capa superficial mediante electropulido.

En el caso de fatiga de baja amplitud de deformación, HCF, las grietas suelen iniciarse en aquellos lugares en los que las PSB interactúan con superficies libres o con los bordes de grano. Cuando la interfase tiene lugar en superficies

libres, las microgrietas se nuclean de forma transgranular, mientras que cuando interactúan los bordes de grano, el proceso es intergranular, con independencia del tamaño de grano.

Debido a ciertos procesos de irreversibilidad, a partir de las PSB se forman extrusiones e intrusiones. Las extrusiones son delgadas cintas de metal, del orden de 10 milímetros de longitud y 1 milímetro de espesor, que sobresalen de la superficie del metal. Las intrusiones son hendiduras de tamaño similar. La formación de extrusiones e intrusiones se produce rápidamente tras la aparición de las PSB y éstas constituyen un paso importante en el inicio de las grietas en la fatiga HCF. Las extrusiones e intrusiones aumentan la tensión en la superficie, por lo que tienden a aparecer grietas en estas zonas. Mediante un pulido superficial se pueden eliminar las extrusiones e intrusiones, prolongando considerablemente el tiempo de utilización del material.

En los casos en los que la fatiga está originada por deformaciones de gran amplitud, LCF, la deformación tiende a ser homogénea, de manera distinta a la HCF. Aunque en el caso de LCF también se observan algunas extrusiones, no son lo suficientemente severas como para originar un agrietamiento transgranular, por lo que la rotura se produce, en la mayoría de los casos de LCF, de forma intergranular.

Modelos de propagación de las grietas Para que una grieta avance de forma estable y continua bajo condiciones de deformación plana, se precisa de una inyección de dislocaciones que permitan acomodamientos en los desplazamientos cortantes en el frente de grieta, a $\pm 45^\circ$ del plano de la grieta, dando lugar a la formación de estriaciones, entendiéndose por tales las marcas regulares que pueden observarse en la superficie de fractura por fatiga, generalmente paralelas al frente de grieta y que representan las posiciones sucesivas del frente de grieta durante la propagación de la misma.

Uno de los modelos de crecimiento, desarrollado por TOMKINS, permite realizar las siguientes consideraciones:

- Suponiendo que el inicio de la grieta ya ha tenido lugar y partiendo de un estado de compresión, la aplicación de una pequeña tensión de tracción origina la formación de bandas de flujo plástico localizada a $\pm 45^\circ$ del plano de la grieta.
- Con el incremento de la apertura del frente de la grieta se forma una nueva superficie por descohesión cortante, que a su vez contribuye a la mencionada apertura de la grieta. Al mismo tiempo, se incrementa el ancho de las bandas de flujo, propagándose la deformación por los flancos de la grieta.
- Al disminuir la carga aplicada tiene lugar un proceso de flujo plástico inverso y como consecuencia de que los cambios geométricos del frente de la grieta no son totalmente reversibles, se forma una inestabilidad local de compresión, seguida de una estriación. Este mecanismo se produce durante el proceso de cierre de la grieta, incluso aunque la tensión nominal continúe siendo de tracción.

- En el caso de aperturas grandes de la grieta, se pueden formar nuevas bandas de flujo plástico. Igualmente, se pueden formar estriaciones múltiples, que a veces están organizadas en forma de pequeñas estriaciones contenidas dentro de otras mayores.

Cuando las aperturas de la grieta son pequeñas, pueden ser precisos varios ciclos de carga para crear una nueva superficie del frente y que se produzca la inestabilidad. Por lo tanto, el espaciado de las estriaciones refleja la apertura del frente de la grieta y la velocidad de crecimiento —o sea, el incremento de la superficie de la grieta durante cada ciclo— es una fracción de dicha apertura. En los procesos de análisis cuantitativo de fallos hay que tener en cuenta los siguientes hechos:

- Las estriaciones son manifestaciones de deformación plástica localizada en el frente de la grieta y por lo tanto no representan necesariamente el avance por ciclo de grieta.
- Las estriaciones no siempre son indicativas de la aplicación de un ciclo simple de fatiga.

Si los materiales son de alta resistencia, su capacidad limitada de deformación puede originar agrietamientos secundarios en las bandas de flujo plástico y, en el caso de materiales con resistencia dispersa, lograda con una importante fracción en volumen de partículas de segunda fase, es habitual encontrar contribuciones importantes a la velocidad de crecimiento que estén originadas por la coalescencia de cavidades alrededor de estas partículas. En estos casos, la velocidad de crecimiento puede verse afectada por modos estáticos de fractura.

La contribución de diferentes micromecanismos a la propagación de las grietas por fatiga muestra tres regiones de diferentes características:

- *Región A*: es una región umbral, de comportamiento no continuo, altamente influenciada por la microestructura, por la tensión media y por las condiciones ambientales.
- *Región B*: es una región que representa un comportamiento estable y continuo de la propagación de grietas por fatiga, escasamente influenciado por la microestructura, tensión media y espesor, y con una influencia variable del medio ambiente. Esta región se caracteriza por el hecho de que las cargas son lo suficientemente grandes como para producir una zona plástica en el frente de grieta que incluye muchos granos.
- *Región C*: es una región con un comportamiento casi continuo en la propagación de la grieta por fatiga, pero influenciado en cierta medida por modos estáticos de fractura. La influencia de la microestructura, tensión media y espesor es muy grande, mientras que la influencia ambiental es escasa.

Teorías del avance de grietas por fatiga Existen dos utilizaciones diferentes de las teorías de propagación de grietas: las leyes de predicción y las teorías de

predicción basadas en un modelo de propagación. Entre las *leyes de predicción*, la más conocida y utilizada habitualmente es la de PARIS-ERDOGAN, según la cual la tasa de propagación por ciclo, $\frac{da}{dN}$, viene dada por la siguiente ecuación:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m,$$

donde C y m son constantes del material, ΔK es el incremento del factor de intensidad de tensiones, que depende del tamaño de la grieta y del rango de tensiones aplicado. Suponiendo que el tamaño de la grieta crece de forma continua, el valor de ΔK decrecerá también de forma continua.

Casi todos los datos disponibles de propagación de grietas por fatiga, para una gran cantidad de materiales y a temperaturas bajas, intermedias y en algunos casos altas, se representan en gráficos que utilizan una doble escala logarítmica, con lo que la ley de PARIS-ERDOGAN se convierte en una línea recta. La ley no es válida por encima o por debajo de ciertos valores de ΔK , *i.e.*, la grieta no se propaga por debajo de un valor umbral del rango del factor de intensificación de tensiones, ΔK_{th} t el crecimiento se acelera cuando está próxima la fractura final, que ocurre cuando se alcanza un valor crítico ΔK_c .

Las teorías de predicción pueden clasificarse en los siguientes grupos:

- Teorías basadas en la acumulación de daños o de deformación en el frente de grieta.
- Teorías que establecen una apertura-desplazamiento cíclico del frente de grieta como parámetro de avance.
- Teorías que establecen el criterio de avance en función de un equilibrio de energía en el frente de grieta.

De acuerdo con el primero de estos grupos, el avance de la grieta se produce cuando el *daño acumulado* delante de la grieta alcanza una condición de fallo. Han surgido así diferentes teorías, basadas en diferentes modelos; todas ellas llevan casi invariabilmente a valores de $m = 4$. Las teorías basadas en la *apertura-desplazamiento del frente de la grieta* modelizan los cambios de geometría que ocurren en el frente de la grieta, identificando la parte de la nueva superficie de grieta, creada en cada ciclo, como irreversible. Estas teorías llevan a un valor de $m = 2$ para condiciones de deformación plana. El tercer y más reciente grupo de teorías de la propagación de grietas por fatiga se basa en los criterios de equilibrio de energía, desarrollados a partir de la teoría de GRIFFITHS. Estas teorías llevan a expresiones complejas que, en forma simplificada, dan como resultado valores de $m = 4$ y a veces de $m = 2$.

4.3.4. Influencia del medio ambiente en la fatiga

Influencia ambiental sobre la resistencia total Los efectos más significativos son los siguientes:

- En general, los aceros inoxidables, las aleaciones de aluminio y algunas otras no férreas presentan una durción considerablemente mayor en el vacío que en el aire, tanto a temperatura ambiente como especialmente a temperaturas elevadas.
- Los efectos de la temperatura y de la frecuencia utilizada en los ensayos, observados habitualmente en los efectuados en aire, desaparecen o se reducen de forma drástica cuando se realizan en vacío.
- Otros ambientes con baja presión parcial de oxígeno, como el sodio o el helio, incrementan la vida de fatiga de los aceros, en comparación con los resultados en aire.
- Los aceros y las aleaciones de aluminio, titanio y magnesio tienen mayor resistencia a la fatiga en aire seco que en aire húmedo.
- Los ambientes que inducen fragilización del material —carburation e irradiación, entre otros— disminuyen la resistencia a la fatiga, especialmente en los ensayos de baja frecuencia y temperatura elevada.
- Los aceros poseen mayor resistencia a la fatiga en agua pura que en agua contaminada con cloruros.

Influencia ambiental sobre la propagación de grietas Las observaciones al respecto son muy similares a las indicadas anteriormente:

- En general, el crecimiento de las grietas es inferior en el vacío que en el aire.
- El contenido de vapor de agua en el aire incrementa la velocidad de crecimiento de la grieta en aceros de baja aleación, aleaciones no férreas y, especialmente, en aceros de alta resistencia.
- La velocidad de crecimiento de la grieta se incrementa, en el caso de aceros y aleaciones de aluminio y titanio, en presencia de agua con soluciones de carbonatos o de cloruros, con respecto a los resultados obtenidos en el aire.
- La irradiación con neutrones incrementa la velocidad de propagación de la grieta en los aceros inoxidables y en las aleaciones a base de níquel, especialmente si se incrementa la temperatura y se disminuye la frecuencia del ensayo.
- La mayor influencia medioambiental en la propagación de la grieta tiene lugar durante la etapa inicial de crecimiento.

4.3.5. Interacción fatiga-corrosión

Existen varios modelos que describen la *interacción entre fatiga y corrosión*. El llamado *modelo de superposición* —propuesto por LANDES y WEI— considera de forma conjunta, por una parte, la contribución de la corrosión al crecimiento

de la grieta, siempre que el valor de K exceda durante las cargas cíclicas al valor de K_{ISCC} —valor umbral para que tenga lugar la corrosión bajo tensión— y, por otra, el componente de propagación de la grieta por fatiga determinado en un ambiente inerte. Este modelo posee una aplicación práctica limitada, puesto que en muchos casos las velocidades reales de crecimiento de grietas por fatiga-corrosión son superiores a las estimadas.

Por su parte, el *modelo de competición* plantea que la grieta se propaga sólo por *uno* de los dos mecanismos, fatiga o corrosión bajo tensión. En este modelo, el componente de corrosión bajo tensión se presenta como una perturbación de la curva de crecimiento de la grieta por fatiga, debiéndose a la interferencia de modos de fractura estática.

Otro modelo, finalmente, es el propuesto por DONAHUE, según el cual el crecimiento de grietas por fatiga en diferentes ambientes puede describirse en términos de las propiedades mecánicas y de dos constantes del material: la intensidad de tensión umbral (K_{TH}) para el crecimiento de grietas, que en un ambiente agresivo se corrige disminuyéndola; una constante de proporcionalidad A , relacionada con la deformación necesaria para el crecimiento de la grieta en un ambiente no agresivo, ajustada para ambientes severos. El modelo plantea la que la velocidad de crecimiento de la grieta viene dada por:

$$\frac{da}{dN} = \frac{4A}{\pi \epsilon \sigma_y} (K^2 - K_{TH}^2).$$

4.3.6. Fatiga térmica

Los materiales de ingeniería se ven afectados por dos tipos de tensiones. Por un lado, las *tensiones primarias*, originadas por cargas tales como peso propio, cargas mecánicas, condiciones o limitaciones de contorno. Por otro, las *tensiones secundarias*, que surgen como consecuencia de calentamientos y enfriamientos de soldaduras de metales diferentes, o tiene su origen en transitorios térmicos.

Un buen número de componentes instalados en motores de aviación, reactores nucleares, plantas de generación de energía eléctrica y otras instalaciones sufren calentamientos rápidos durante los arranques y enfriamientos rápidos durante las paradas o durante los cambios de las condiciones de operación.

La magnitud de estas tensiones transitorias depende en gran medida, además de la geometría del componente, de las constantes físicas del material como son el coeficiente de expansión térmica, la conductividad térmica y el módulo de elasticidad.

Dependiendo del tamaño del componente, si los sucesivos ciclos térmicos son lo suficientemente importantes como para producir plastificaciones alternativas del material en las capas superficiales, se puede iniciar una pequeña grieta por fatiga, especialmente en localizaciones críticas después de un cierto número de ciclos, originándose de esta forma el fenómeno conocido como *fatiga térmica*.

Problemas derivados de la fatiga térmica En la figura se muestra el *ciclo de histéresis* que tiene lugar como consecuencia de la fatiga térmica. La superficie A se encuentra sometida a una tensión de compresión, tensionándose según el tramo de la curva OA .

Seguidamente el calor fluye hacia la zona B del material y a medida que el gradiente de temperatura se reduce, el sistema entero se expande, llevando a la superficie A hasta tensiones de tracción, correspondientes al punto B de deformación cero. Durante el siguiente período, en el que se supone un funcionamiento estacionario a alta temperatura, la tensión de tracción residual puede ser capaz de relajarse, según BB' , al tiempo que, en muchas aleaciones, se origina un agrietamiento intergranular.

Si se supone ahora que la temperatura en A disminuye bruscamente, con lo que ocurre un proceso inverso al descrito anteriormente, la superficie A se verá sometida a tensiones de tracción, puesto que su contracción está impedida por el resto del material, alcanzándose un pico de tensión en el punto C , al tiempo que se puede producir una fractura transgranular, ya que la velocidad de deformación es alta y la temperatura se ha reducido. Cuando toda la estructura se ha enfriado, la sección A se lleva a tensiones de compresión por el resto del material. La tensión residual de compresión —punto D — no origina daños necesariamente, pero cuando el proceso anterior se vuelve a repetir desde el punto D , el sistema entra de nuevo en el ciclo de histéresis $DABB'C$ en la superficie, lo que puede originar el inicio y propagación de múltiples grietas por fatiga térmica, debido a la plastificación alternativa que tiene lugar.

Los principales puntos a destacar del lazo de histéresis descrito son los siguientes:

- La máxima diferencia de temperaturas entre la parte A y el resto del material incrementa las tensiones de pico correspondientes a los puntos A y C .
- Durante la relajación de tensiones en la operación estacionaria —tramo BB' , pueden producirse daños por fluencia.
- El ancho de la zona plástica en la curva del ciclo de histéresis disminuye a medida que se incrementa la distancia desde A , en la zona plastificada del material.
- Si existen tensiones de tracción externas se incrementaría el ancho del ciclo de histéresis durante el enfriamiento.
- Si las velocidades de enfriamiento o de calentamiento se hacen lo suficientemente lentas, la plastificación asociada desaparece.
- La magnitud de la tensión en la superficie y por lo tanto el tamaño de la zona plastificada depende del espesor del componente.

La secuencia descrita anteriormente, a menudo, se asocia a componentes de plantas de generación de energía eléctrica. No obstante, un ciclo muy parecido ocurre también en componentes de sección más delgada, tales como, por ejemplo, el caso de los álabes de turbinas de gas y de motores de aviación.

4.4. Termofluencia

4.4.1. Introducción

Se entiende por *termofluencia* la deformación lenta y continua que, a lo largo del tiempo, experimentan los materiales sometidos a cargas inferiores a las que producirían deformaciones permanentes a temperatura ambiente, cuando trabajan a temperaturas suficientemente elevadas. Esta deformación continua y no reversible puede llevar, finalmente, al fallo del material. Además de termofluencia, el proceso se denomina *fluencia lenta*, *fluencia* o *creep*.

Por «temperatura suficientemente elevada», a partir de la cual se presenta la fluencia, se entiende por regla general $T > (0,3 \div 0,4)T_M$ para materiales metálicos y $T > (0,4 \div 0,5)T_M$ para materiales cerámicos, siendo T_M la temperatura de fusión del material en kelvin.

La fluencia es un proceso dependiente del tiempo, en el cual la deformación del material es función no sólo de la tensión aplicada —como ocurre en el caso de temperaturas bajas— sino que depende, además, del tiempo y de la temperatura de trabajo, $\epsilon = f(\sigma, t, T)$.

Desde un punto de vista práctico, el interés de la fluencia se centra en determinar los tiempos de utilización de un componente, bajo las condiciones de tensión y temperatura que tengan lugar mientras que se encuentre en servicio. Dado que los tiempos prolongados de ensayo son difíciles de alcanzar en el laboratorio, se utilizan distintos procedimientos que permitan la extrapolación de los datos obtenidos, con el fin de determinar los posibles tiempos de utilización y su aplicación a cada proyecto.

Normalmente, el ensayo de fluencia se realiza bajo carga constante, llevándose hasta la rotura. Además, debe fijarse la carga y la temperatura de ensayo, medir los tiempos con sus correspondientes alargamientos, con el fin de representar gráficamente los valores obtenidos y así poder conocer la curva de fluencia de cada material para unas determinadas condiciones de temperatura y carga.

4.4.2. Curvas de fluencia

Los ensayos elementales consisten en someter una probeta normalizada a una tensión uniaxial. Existen acuerdos específicos para tomar las señales —inductivas o capacitivas— que permitan conocer, de forma continua, la evolución de la deformación.

Se originan diferentes tipos de curvas que sirven para estudiar el proceso de fluencia y para obtener los parámetros o características del material que permiten efectuar diseños de componentes y estructuras que puedan verse afectados por este fenómeno. Si el ensayo se realiza a temperatura lo suficientemente baja como para que no tenga lugar el proceso de fluencia, entonces la tensión y la deformación alcanzan su valor máximo en el instante t_0 y permanecen cons-

tantes en esos valores máximos mientras que mantenga la carga aplicada. No hay cambios de la tensión o de la deformación dependientes del tiempo y sus magnitudes se relacionan entre sí con total independencia del tiempo.

Si la temperatura es lo suficientemente alta como para que tenga lugar la fluencia, entonces la deformación aumentará con el tiempo tras la aplicación de la carga.

4.4.3. Mecanismos de deformación

Los *mecanismos de deformación* de los *materiales policristalinos* a elevadas temperaturas se basan en el movimiento de dislocaciones o en el deslizamiento de las fronteras de grano o a la fluencia difusional. Estos tres mecanismos se pueden considerar independientes entre sí, activados térmicamente y controlados por la difusión atómica. Cada mecanismo de deformación tiene valores específicos tanto de n —exponente de la tensión al relacionarla con la velocidad de deformación— como de Q —energía de activación, que es constante en un cierto intervalo de temperaturas—.

La fluencia por movimiento de dislocaciones se asocia a valores de n por encima de 5 y a energías de activación iguales a las que se corresponden con la autodifusión a través de la red. Cuando el mecanismo dominante es el deslizamiento de fronteras de grano, entonces el valor de n es 2 y la energía de activación se corresponde con la de las fronteras de grano. Por último, la fluencia difusional presenta un valor de n igual a 1, pudiendo ser la energía de activación igual a cualquiera de las anteriores.

Fluencia por movimiento de dislocaciones A partir del análisis de los micro-mecanismos que tienen lugar durante los estados de fluencia primario y secundario, se ha llegado a la conclusión de que dichos estados están influenciados por la acción conjunta del endurecimiento por deformación y la recuperación (térmicamente activada) de la estructura de dislocaciones, tal como han establecido BAILEY y OROWAN.

El estado primario se caracteriza por un endurecimiento por deformación, consecuencia de la formación de marañas de dislocaciones que impiden el aumento progresivo de la deformación, mientras que el estado secundario de fluencia se caracteriza por la existencia de un equilibrio entre el proceso de endurecimiento por deformación y el de recuperación activado térmicamente.

El factor que controla la velocidad de fluencia es la capacidad del frente de dislocaciones de trepar sobre los obstáculos que se encuentran en su deslizamiento. Este proceso requiere la difusión por vacantes y por tanto sólo tiene lugar de forma apreciable a altas temperaturas.

La aceleración de la deformación durante el estado terciario de la curva de fluencia y la rotura final se atribuyen a la acumulación progresiva de daños en el material como consecuencia del proceso de fluencia.

Tomando como base estas ideas de movimiento y trpado de dislocaciones, se han desarrollado modelos específicos para el estado secundario de fluencia. El resultado es una dependencia de la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, con respecto a la tensión, σ —ley de NORTON— según la ecuación siguiente:

$$\dot{\epsilon} = B\sigma^n,$$

donde B y n son parámetros del material. El valor del exponente n oscila entre $n = 3$ y $n = 4$, pero si la difusión de vacantes ocurre fundamentalmente por líneas de dislocaciones —difusión volumétrica— en lugar de hacerlo por la estructura no deformada, el valor de n se incrementa hasta $n = 5$ o $n = 6$.

Los modelos de fluencia controlados por difusión indican que el coeficiente B debe ser modificado mediante la ecuación:

$$B = A^* G^{1-n} \left(\frac{bD_v}{kT} \right),$$

donde G es el módulo elástico cortante, k es la constante de BOLTZMANN — con un valor de $1,38 \cdot 10^{-23} \frac{\text{J}}{\text{K}}$, T es la temperatura absoluta, b es el vector de BURGERS, A^* es una constante empírica y $D_v = D_{v_0} e^{-Q_v/(RT)}$ es el coeficiente de difusión volumétrica, siendo Q_v la energía de activación para fluencia y R la constante de los gases perfectos.

Fluencia por difusión El fenómeno de la fluencia también se puede producir por flujo difusional de átomos en la frontera de los granos, desde zonas que están sometidas a compresión hasta zonas que lo están a tracción. Este mecanismo de fluencia se basa en el flujo de vacantes desde las proximidades de las fronteras de grano sujetas a tracción hacia las proximidades de las sometidas a compresión.

Sobre la base de estas ideas, NABARRO y HERRING establecieron la velocidad de fluencia difusional en los granos, o sea a través de la red, mediante la ecuación:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\alpha_v \sigma \Omega D_v}{kT d^2},$$

donde D_v es el coeficiente de difusión en los granos, Ω es el volumen atómico, d es el tamaño del grano y α_v es un factor adimensional que depende de la forma de los granos.

Si los átomos se difunden a lo largo de los bordes de grano en lugar de hacerlo a través de los granos, se tiene la ecuación siguiente, que corresponde a la fluencia de COBLE:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\alpha_b \sigma \Omega \delta D_b}{kT d^3},$$

donde α_b alcanza un valor próximo a 50 y $\delta D_{b_0} e^{-Q_b/(RT)}$ es el coeficiente de difusión en los bordes de grano.

La fluencia de COBLE es dominante en el caso de temperaturas intermedias y granos de tamaño pequeño, mientras que la fluencia de NABARRO y HERRING tiene mayor importancia a temperaturas más altas y mayores tamaños de grano.

A tensiones muy bajas, en las ecuaciones anteriores hay que sustituir el valor de σ por $\sigma - \sigma_{th}$, siendo σ_{th} un valor umbral para cada material. Para metales puros, a una temperatura próxima a la mitad de la del punto de fusión, $\sigma_{th} = 1$ MPa, excepto para la plata, en la que $\sigma_{th} = 1,25$ MPa.

Deslizamiento de fronteras de grano Se observa que:

- A escala atómica, la resistencia al deslizamiento viene determinada por la movilidad de las dislocaciones en las fronteras de grano.
- Si estas partículas son rígidas, el deslizamiento de los bores de grano no puede continuar a no ser que las partículas sean evitadas mediante un proceso de acomodamiento difusional o por fluencia debida al movimiento de dislocaciones.
- Los modelos de deformación que consideran los efectos anteriores se denominan *modelos de deslizamiento intrínseco*.
- Cuando lo que se considera es el deslizamiento de los granos individuales, impedido por la disposición policristalina que los rodea, se tienen *modelos de deslizamiento extrínseco*.

En los modelos de deslizamiento extrínseco, asociados al deslizamiento de bordes de grano en policristales, hay que considerar, como premisa fundamental, que una disposición policristalina no puede ser deformada sin deformación de los granos. Es decir, que el deslizamiento está limitado por el material circundante.

4.4.4. Mapas de mecanismos de deformación por fluencia

Los *mapas de mecanismos de deformación por fluencia* son diagramas en el plano tensión-temperatura en los que se efectúa una representación esquemática de los diferentes mecanismos de fluencia que son predominantes en un área determinada. La idea que rige en este tipo de mapas es que los diferentes mecanismos operan independientemente y que el que lo hace más rápidamente determina el comportamiento de la deformación y ocupa el área correspondiente.

4.4.5. Fractura por fluencia

Durante la tercera etapa del proceso de fluencia se inicia la estricción de la probeta de ensayo como consecuencia de la localización de la deformación producida en una determinada zona de la misma. La fractura es dúctil y por lo tanto tendrá una acusada estricción, además de un alto nivel de alargamiento, consecuencia de las deformaciones que soporta.

Una primera causa de esta aceleración puede ser la formación y unión de microcavidades en las fronteras de grano, formadas quizás durante la primera fluencia. Este modelo de fallo por fluencia es, por tanto, intergranular.

Otra causa posible es la degradación de la microestructura del material. A lo largo del tiempo, puede producirse un crecimiento de las partículas de mayor tamaño, junto con la desaparición de las más pequeñas, lo que origina una pérdida gradual de la resistencia a la fluencia, *i.e.*, un incremento de la velocidad de fluencia.

La fractura por fluencia se divide en: fractura por deslizamiento de los bordes de grano —denominada fractura en w — y fractura por coalescencia de cavidades intergranulares —denominada rotura tipo r —, prouciéndose a temperaturas elevadas y cargas medias.

4.4.6. Tiempo de rotura por fluencia

Parámetro de Larson-Miller La aproximación de LARSON-MILLER consiste en determinar empíricamente, para cada material, un parámetro $P(\sigma)$ que relaciona la temperatura con el tiempo de fallo según la siguiente ecuación:

$$P(\sigma) = \frac{C + \log t_f T}{1000},$$

donde C es una constante de valor comprendido entre 17 y 23 que habitualmente se toma igual a 20; t_f es el tiempo (en horas) necesario para que se produzca el fallo, y T es la temperatura de servicio en grados kelvin.

Concepto de proyección θ El concepto de *proyección θ* se basa en la descripción matemática de toda la curva de fluencia a través de dos ecuaciones correspondientes a las denominadas fluencia primaria y terciaria. La fluencia secundaria o estado estacionario existente entre las fluencias primaria y terciaria se describe por el estado de mínima velocidad de deformación, correspondiente a la zona de unión de las dos partes de la curva de fluencia mencionada.

El modelo de proyección θ presenta ventajas e inconvenientes con respecto a los normalmente utilizados, siendo la ventaja principal el hecho de que en él se trata de manera integral a la totalidad de la curva de fluencia, en contraposición con otros en los que la descripción se limita a aspectos parciales de dicha curva. El modelo posee, cuando se aplica adecuadamente, un gran poder de predicción. Como principal inconveniente está el número relativamente elevado de parámetros a determinar, y también el que dichos parámetros carezcan de significado físico.

La ecuación que describe la curva de fluencia será la suma de los estados primario y terciario:

$$\epsilon = \theta_1 (1 - e^{-\theta_2 t}) + \theta_3 (e^{\theta_4 t} - 1), \quad (4.1)$$

donde los parámetros θ_1 y θ_3 determinan la curvatura de las curvas de fluencia primaria y terciaria, mientras que θ_2 y θ_4 cuantifican las deformaciones correspondientes a las fluencias primaria y terciaria.

Diferenciando la ecuación (4.1) con respecto al tiempo se obtiene la velocidad de deformación para cualquier instante:

$$\dot{\epsilon} = \theta_1\theta_2e^{-\theta_2t} + \theta_3\theta_4e^{\theta_4t}, \quad (4.2)$$

donde los parámetros θ_1 y θ_3 determinan la curvatura de las curvas de fluencia primaria y terciaria, mientras que θ_2 y θ_4 cuantifican las deformaciones correspondientes a la fluencia primaria y terciaria.

Diferenciando la ecuación (4.2) con respecto al tiempo se obtiene la velocidad de deformación para cualquier instante:

$$\dot{\epsilon} = \theta_1\theta_2e^{-\theta_2t} + \theta_3\theta_4e^{\theta_4t}. \quad (4.3)$$

El primer término del segundo miembro decrece con el tiempo —proceso atribuible al endurecimiento por deformación—, mientras que el segundo término aumenta con el tiempo, debido al ablandamiento por deformación y procesos de dañado. Ambos procesos suceden de manera independiente durante la fluencia.

La ecuación (4.3) alcanza un valor mínimo para $\frac{d\dot{\epsilon}}{dt} = 0$, situación correspondiente a la velocidad mínima, que tiene lugar en el estado estacionario. Así:

$$\frac{d\dot{\epsilon}}{dt} = \theta_1\theta_2^2e^{-\theta_2t} + \theta_3\theta_4^2e^{\theta_4t} = 0.$$

Por tanto, el tiempo para el cual se alcanza la mínima velocidad de deformación ($t = t_M$) será:

$$t_M = \frac{1}{\theta_2 + \theta_4} \ln \frac{\theta_1\theta_2^2}{\theta_3\theta_4^2}.$$

Las cuatro constantes θ_i se calculan mediante técnicas no lineales de optimización.

4.5. Interacción fatiga-fluencia

4.5.1. Introducción

Numerosos componentes instalados en las actuales plantas de generación de energía eléctrica, plantas de procesamiento, reactores nucleares, motores de aviación y en muchas otras instalaciones, funcionan a temperaturas muy altas, viéndose sometidos a importantes transitorios de tensiones como consecuencia de los calentamientos y enfriamientos que tienen lugar durante las operaciones de arranque o parada o las modificaciones en las condiciones de operación que se producen durante el servicio.

Cuando ambos procesos, fatiga y fluencia, se producen simultáneamente, es posible encontrar grietas superficiales que se propagan en el interior de un material, cuyas propiedades han sido degradadas estacionariamente por un proceso

de cavitación, lo que provoca una aceleración del fallo. La vida por fatiga disminuye a medida que crece el tiempo de funcionamiento estacionario y, además, se produce un cambio en el tipo de fallo, pasando de transgranular a intergranular.

Adicionalmente a la deformación impuesta, la exposición prolongada a alta temperatura puede originar fallos en la microestructura del material —por un proceso de envejecimiento térmico— junto con la oxidación de nuevas superficies expuestas. A causa de la naturaleza interactiva de este proceso hasta que se produce el fallo, la aproximación de suma lineal de daños no siempre es adecuada.

4.5.2. Crecimiento de cavidades

Los mecanismos detallados por los que se produce el fallo por fluencia, durante cargas estáticas o cíclicas, son complejos y dependen de muchos factores, tales como velocidad de deformación aplicada, temperatura de ensayo, tamaño de grano, resistencia relativa entre la matriz y bordes de grano. Los análisis de mecanismos de daño por fluencia indican que la forma más efectiva de nucleación de cavidades es el deslizamiento de los bordes de grano. La resistencia opuesta a este deslizamiento por los precipitados existentes origina una concentración local de tensiones que lleva a la *nucleación de cavidades* en los precipitados y su posterior crecimiento.

En el caso de fluencia y fatiga, las cavidades deben alcanzar un radio crítico r_c para evitar su anulación por efecto de la tensión superficial, cuando la deformación por fluencia queda compensada por la deformación inversa por fatiga y se elimina la concentración local de tensiones. Se tiene que $r_c = \frac{2\gamma}{\sigma}$, siendo γ la tensión superficial y σ la tensión de tracción en el precipitado.

En el caso de fatiga coincidente con deformación por fluencia, pueden verse implicados tres posibles *mecanismos de fallo*:

- El fallo por fatiga tendrá lugar si la cavitación es pequeña o despreciable.
- El fallo por interacción fatiga-fluencia podrá ocurrir por la interacción entre grietas por fatiga nucleadas superficialmente y cavidades internas.
- El fallo por fluencia ocurrirá si el desarrollo de cavidades tiene lugar de forma más rápida que el proceso de nucleación y crecimiento de grietas superficiales por fatiga.

4.5.3. Crecimiento de grietas

Los estudios sobre nucleación de daños en bordes de grano indican que este proceso ocurre por la generación de concentraciones locales de tensiones como consecuencia del impedimento que ejercen las partículas de precipitados intergranulares al deslizamiento de los bordes de grano. La concentración local de tensiones está relacionada con el tamaño del precipitado, p_p , y con su espaciado, λ_p .

Otros factores que influyen en la formación de daños en los bordes de grano son: el nivel de deformación aplicado, la velocidad de deformación y las condiciones microestructurales del material. El proceso de fallo posee tres *fases* diferenciadas.

Durante la *fase I* el crecimiento de la grieta se produce de forma similar a como ocurre durante el ciclo continuo, correspondiéndose con los estados I y II de crecimiento de grietas por fatiga cíclica, pudiéndose observar estriaciones —por fatiga transgranular— en la superficie de fractura, y las velocidades de crecimiento no se ven alteradas de forma significativa por la presencia de cavitaciones.

En la *fase II* la grieta avanza a través de los bordes de grano en los que existen cavitaciones previas, por lo que se caracteriza por una superficie de fractura totalmente intergranular y, por tanto, no se observan estriaciones. La razón más probable para que tenga lugar el incremento de la velocidad de crecimiento de la grieta durante la fase II es que se alcanza una condición que permite la unión de cavidades en el frente de la grieta, lo cual contribuye de forma importante al avance de la misma. Esta condición viene dada por la siguiente ecuación:

$$\frac{\delta}{2} = \lambda - p,$$

donde δ es la apertura del frente de la grieta, CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), p es el diámetro de la cavidad, λ es la distancia entre cavidades y $\lambda - p$ representa la longitud del ligamento a fracturar para que la grieta avance.

La fractura inestable o *fase III* tiene lugar a 45° con respecto al eje de la tensión aplicada y en un solo ciclo, cuando la apertura del frente de la grieta excede el espaciado de las cavidades.

Teniendo en cuenta que la capacidad para originar una concentración de tensiones depende del tamaño de los precipitados p_p y su espaciado λ_p , la condición expresada anteriormente se modifica del siguiente modo:

$$\frac{\delta}{2} = \alpha(\lambda_p - p_p),$$

donde α es una constante que indica la facilidad de generar concentraciones de tensiones en el frente de grieta, dependiente del material y de la influencia de la microestructura.

4.5.4. Factores que influyen en la fatiga-fluencia

Influencia de la forma del ciclo de carga El estudio de las curvas tensión-deformación indica que la relajación de tensiones durante los tiempos de espera con tensiones axiales induce daños en el material, reduciendo de forma considerable la vida de fatiga, ya que en estos casos las fracturas que se producen son *intergranulares*.

Cuando se introduce en cada ciclo un tiempo de espera con tensiones de compresión de igual duración que el tiempo de espera con tensiones de tracción, o

si únicamente se induce una espera bajo tensiones de compresión, no se originan daños internos, la fractura es *transgranular* y la resistencia total a la fatiga es igual que en el caso de condiciones cíclicas continuas.

Los tiempos de espera impuestos en otras localizaciones del ciclo de histéresis, tales como los puntos de tensión cero, degradan la vida por fatiga, pero no tanto como los tiempos de espera impuestos en los picos de deformación por tracción. Igualmente, los tiempos de espera impuestos en la zona de tensiones de tracción crecientes tienden a ser más dañinos que los impuestos en la zona de tensiones de compresión crecientes.

Al estudiar la influencia de la aplicación de ciclos lento-rápido o en diente de sierra, se llega a la conclusión de que el fallo bajo este tipo de cargas cíclicas también ocurre por la interacción entre grietas nucleadas en la superficie y la cavitación interna, y que la reducción en la vida por fatiga puede ser incluso mayor que la obtenida en los ensayos con tiempo de espera realizados con igual frecuencia y nivel de deformación.

La explicación de estos hechos se encuentra en que los fallos ocurren porque la rápida velocidad de deformación durante el período de compresión impide la eliminación de las cavidades producidas por fluencia durante las cargas y deformaciones de tracción.

Influencia de la frecuencia y del envejecimiento térmico Al disminuir la frecuencia de los ciclos de carga desde 1 a 10^{-2} hertzios, para diferentes formas del ciclo de carga y diferentes relaciones entre tensiones máximas y mínimas, se produce un incremento de la velocidad de crecimiento de las grietas por un factor de 3-4. A frecuencias más bajas, la grieta se propaga con una velocidad ligeramente mayor que la apertura del frente de grieta, $\frac{\delta}{2}$, resultando su propagación *transgranular*.

Una nueva disminución en la frecuencia del ciclo de carga origina un comportamiento diferente. Durante la primera etapa del ensayo, la velocidad de propagación de la grieta es ligeramente mayor que $\frac{\delta}{2}$, i.e., $\frac{da}{dN} \approx \Delta K^2$ y el modo de fractura continúa siendo *transgranular*. Sin embargo, transcurridos aproximadamente 4500 ciclos de carga, la velocidad de propagación se incrementa bruscamente hasta valores de $\approx \Delta K^{10}$ y el modo de fractura se convierte en *intergranular*.

Si en este momento, y con independencia de la frecuencia utilizada en el ensayo, se eliminan los tiempos de espera, se produce una inmediata reducción en la velocidad de propagación y el modo de fractura vuelve a ser *transgranular*.

Así, para un valor constante de ΔK , pueden apreciarse tres regiones con diferentes relaciones entre la velocidad de propagación de la grieta, $\frac{da}{dN}$, y la duración de cada ciclo de carga, $\frac{1}{f}$. En la *región I*, correspondiente a una frecuencia superior a un valor crítico f_0 , $\frac{da}{dN}$ es aproximadamente independiente de la frecuencia y el tamaño de la grieta depende únicamente del número de ciclos. En la *región II*, el crecimiento de la grieta consta de una parte dependiente del número de ciclos y de otra dependiente del tiempo. Por último, en la *región III*,

el crecimiento de la grieta en función del tiempo, $\frac{da}{dt}$, es constante y el tamaño de la grieta depende únicamente de l tiempo, y la dependencia de la velocidad de propagación con respecto a la frecuencia está dada por la ecuación:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{f} \frac{da}{dt}.$$

Influencia de las condiciones microestructurales Lógicamente, la transición a una velocidad elevada de crecimiento de la grieta debe ser sensible a las condiciones microestructurales del material y a sus efectos en la cavitación. Entre estas condiciones, la más estudiada habitualmente es la deformación en frío del material.

Cuando el material se encuentra deformado en frío se produce una rápida transición al estado de crecimiento acelerado de la grieta, consecuencia de la deformación en frío previa y que promueve una nucleación heterogénea de los precipitados dispersos en forma muy fina; así se origina una importante cavitación en los bordes de grano que facilita la posibilidad de alcanzar la condición de apertura de la grieta que permite el avance de la misma según la fase II de propagación.

4.6. Desgaste

4.6.1. Introducción

En este apartado se estudiará el *desgaste* considerando como tal el deterioro o daño de una superficie sólida, causado por el desplazamiento o arranque de material debido a la acción mecánica del contacto con un sólido, líquido o gas.

La *fricción* es la resistencia al desplazamiento de dos cuerpos en contacto que son forzados a cambiar de posición relativa. El fenómeno está relacionado con los diferentes *mecanismos* de desgaste que pueden actuar, así como con la *lubricación*, las *películas superficiales* que estén presentes y la *rugosidad* que tengan las superficies. El calor generado como resultado de la interacción superficial puede afectar al rendimiento de los lubricantes, cambiar las propiedades de las superficies de contacto e incluso las propiedades del material en sí. El calentamiento por fricción puede causar graves problemas de seguridad debidos a un ablandamiento de los componentes, un desgaste intenso, gripado e incluso ignición o explosión.

Exceptuando el caso de rozamiento severo que provoca el colapso, el desgaste suele ser un proceso lento y gradual por lo que los problemas derivados del desgaste difieren de los asociados con una rotura instantánea de algún componente; su definición no es siempre clara. La eficacia del equipo puede haber disminuido levemente y las causas del desgaste cesar súbitamente. Por tanto, el *tiempo de vida* definido como *útil* en los componentes usados marcarán los parámetros de separación entre gastado y no gastado.

4.6.2. Tipos de desgaste

El desgaste se puede clasificar de acuerdo con diferentes *criterios*. El *fenomenológico* se basa en la descripción macroscópica de las superficies desgastadas. Mediante otro método se analizan los *mecanismos* que actúan en el desgaste; el problema es que, en general, actúan diversos mecanismos —simultáneos o no—, y durante un tiempo demasiado corto como para estudiarlos con precisión. Un criterio diferente se basa en la *forma y tamaño* de las partículas producidas.

Está definido y aceptado que existen tres tipos básicos de desgaste: adhesivo, abrasivo y erosivo; además, se cuenta la teoría de delaminación, que incorpora elementos de adhesión y abrasión.

Desgaste adhesivo El *desgaste adhesivo* es el producido por la transferencia de material desde una superficie a la otra, en el curso de un desplazamiento relativo. Debido a un proceso de soldadura en fase sólida, una serie de partículas se desprenden de una de las superficies, uniéndose de forma temporal o definitiva a la otra.

Se han propuesto las siguientes expresiones para cuantificar el fenómeno:

$$V_{ad} = \frac{kSL}{3H} \quad \text{o bien} \quad V_{ad} = \frac{kSL}{H},$$

donde V es el volumen de material transferido, S es la distancia de deslizamiento, L la presión entre planos, H la dureza de la superficie dañada y k un factor de probabilidad tabulado, que ha sido estudiado para un gran número de materiales puestos en contacto a diferentes velocidades de desplazamiento relativo, presión de contacto y geometría.

Desgaste abrasivo El *desgaste abrasivo* es el desplazamiento de material de una superficie sólida debido al deslizamiento de partículas duras o protuberancias sobre dicha superficie; se suele dividir en abrazi3n por roce y abrazi3n erosiva. Este último mecanismo se refiere al que realizan partículas transportadas por un fluido en contacto con la superficie desgastada. La abrazi3n simple o por roce puede ser debida a partículas atrapadas entre las dos superficies o partículas fijadas en una de las superficies que se desplaza bajo presi3n sobre la otra, como por ejemplo el desbaste.

En términos generales el desgaste por abrazi3n se clasifica en abrazi3n por arranque, abrazi3n por alta presi3n o abrazi3n por baja presi3n. En la primera de ellas, grandes partículas de material son desgajadas, produciéndose surcos y cavidades. La abrazi3n bajo presi3n elevada va acompañada de la fractura de las partículas abrasivas; la superficie desgastada puede exhibir diferentes de degradaci3n con deformaci3n plástica de fases dúctiles o fractura de zonas frágiles, generándose un residuo tipo vitrea mediante un mecanismo similar a la fatiga.

Para evaluar la importancia del desgaste por abrazi3n se suele utilizar la

expresión:

$$V_{ab} = \frac{dQ}{dl},$$

que define la velocidad de volumen desplazado por unidad de longitud, siendo Q el volumen arrancado y l la distancia a la que se desplaza. Dado que Q es función de la profundidad de abrasión de las partículas, se puede proponer que $V_{ab} \propto \frac{W}{H}$, donde W es la fuerza de contacto y H la dureza de la superficie, con lo que V_{ab} se puede expresar también en la forma:

$$V_{ab} = K_1 K_2 K_3 \frac{\sigma}{H},$$

donde K_1 es la probabilidad de formación de residuos, K_2 es la proporción media de volumen desplazado cuando se forman los residuos y K_3 es una constante que depende de la forma de las partículas o protuberancias abrasivas; σ es la tensión entre superficies y H es la dureza de la superficie atacada. Para materiales dúctiles, K_2 oscila entre 0 y 1, pero para materiales frágiles puede alcanzar valores más elevados.

Desgaste erosivo El *desgaste erosivo* o erosión consiste en la pérdida de material de una superficie sólida debida al desplazamiento relativo con un fluido que contiene partículas sólidas. El término erosión abrasiva se utiliza muy a menudo para describir la erosión en la que las partículas sólidas se mueven muy próximas y paralelas a la superficie; el término choque o erosión por impacto se emplea en los casos en los que el fluido incide casi perpendicularmente. Los efectos nocivos de la erosión se han convertido en un tema de gran importancia, especialmente en las zonas de ataque de alas, turbinas, etc.

La erosión se produce como resultado de un elevado número de mecanismos que dependen del tamaño, forma, velocidad y ángulo de impacto de las superficies, así como de la composición y microestructura de la superficie erosionada. La erosión de los materiales se ha atribuido a diferentes mecanismos, entre los que se incluyen corte, incisión, extrusión, fragmentación, fractura elástica, elastoplástica y fusión. Para explicarla y cuantificarla se han propuestos diversos modelos, ninguno de los cuales es completamente satisfactorio. En todo caso, cualquiera que sea el modelo elegido, debe considerar de forma separada la erosión de materiales dúctiles y la de materiales frágiles; el problema es que no hay una separación nítida entre ambos, e incluso se solapan —como sucede en los composites o en los cermets—, lo que obliga a emplear expresiones del tipo:

$$v = A' \cos^2 \alpha \sin n\alpha + B' \sin^2 \alpha,$$

donde v es la velocidad de erosión, A' es una constante igual a cero en los materiales absolutamente frágiles y B' una constante también nula en los materiales absolutamente dúctiles; n es igual a $\frac{\pi}{2\alpha}$, siendo α el ángulo de impacto.

4.6.3. Delaminación

La *teoría de la delaminación* permite describir el desgaste de superficies en deslizamiento relativo basándose en la delaminación superficial. La teoría

está íntimamente relacionada con el comportamiento frente a la fricción, la pérdida de material y la forma de las láminas perdidas. Inicialmente, el contacto entre dos materiales ocurre en las zonas de asperezas, zonas que se deforman o fracturan fácilmente, evolucionando hacia una superficie más regular. Como resultado de este pulido relativo se generan tensiones superficiales y deformaciones que inducen grietas internas que se nuclean bajo la superficie, propagándose paralelamente a la misma, aflorando eventualmente y produciendo restos.

Estudio de defectos en materiales metálicos

5.1. Introducción

El estudio de este capítulo se centrará, fundamentalmente, en los materiales metálicos y, de forma especial, en los aceros. Los defectos se pueden clasificar en internos y en superficiales; además, se deben separar aquellos inherentes al lingote —*i.e.*, los que se originan durante la solidificación del acero líquido— de los que se producen durante la transformación —entendiendo por tal el conjunto de operaciones posteriores a la solidificación, tales como el enfriamiento y calentamiento que tienen lugar durante el conformado del material—.

Los defectos originados durante la transformación pueden evitarse casi en su totalidad si se hacen los controles apropiados durante la realización de los distintos procesos que se desarrollan durante la transformación del material. Sin embargo, los inherentes al lingote son más difíciles de evitar, especialmente los internos, ya que se producen por la segregación, precipitación y desoxidación del acero líquido durante el proceso de solidificación.

Entre los defectos más destacados en los materiales metálicos se pueden citar las segregaciones, las inclusiones y las grietas.

5.2. Las impurezas en los materiales metálicos

Se puede decir que las aleaciones metálicas contienen, generalmente, impurezas en cantidades significativas como para influir en sus propiedades, pudiéndose encontrar en solución sólida o como partículas independientes que se denominan *inclusiones*.

Las inclusiones de las aleaciones férricas se dividen, de forma muy general, en tres grupos: óxidos, sulfuros y silicatos. Su forma depende de la acción de dos fuerzas opuestas: las fuerzas que tienden a preservar la forma cristalina de las

inclusiones y la tensión superficial que redondea los ángulos y tiende a producir formas con superficie mínima.

La distribución de las inclusiones tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas de las aleaciones, siendo especialmente perjudiciales cuando se encuentran en los bordes de grano, ya que pueden incidir considerablemente en la fragilización del material.

Entre las impurezas que con más frecuencia aparecen en los aceros y que influyen en su calidad destacan las que contienen fósforo y azufre, como elementos que se encuentran en el acero, y manganeso y silicio como elementos que se añaden para realizar el proceso de afino. Las dos primeras son muy peligrosas ya que generan fragilidad y, por tanto, pueden causar fallos irremediables del material.

El *fósforo* forma solución sólida en el hierro presentando gran tendencia a segregarse; dado que su volumen atómico es grande, se hace muy problemática su difusión, lo que dificulta su homogeneización. Al no combinar con el carbono, todas aquellas zonas en las que el fósforo se encuentra segregado son zonas en las que el carbono no está presente y, al ser transformado mediante forja o laminación, se forman *bandas ferríticas* —más fósforo y menos carbono— o *bandas perlíticas* —más carbono y menos fósforo—, estructuras sumamente perjudiciales y dan lugar a una merma en la calidad del acero.

El *azufre* es también peligroso, ya que aunque no se disuelve en el hierro, forma con él y con el manganeso complejos que con exceso de hierro constituyen un eutéctico que funde alrededor de los 980°C. Debido a su bajo punto de fusión, éste puede dar lugar a que en el calentamiento —en tratamientos a temperatura superior a la de fusión del eutéctico— se produzca la rotura del material, debida a la falta de cohesión de los granos de austenita como consecuencia de la fusión del eutéctico que se encuentra en los bordes de grano de la austenita. Para evitar la formación del eutéctico, la proporción de manganeso en el acero debe ser suficiente como para transformar todo el azufre en sulfuro de manganeso, aproximadamente 2,5 veces la del azufre.

Otras inclusiones comunes en los aceros al carbono son de los siguientes tipos: sulfatos, alúminas, silicatos y óxidos globulares. Impurezas comunes en diferentes metales son: hierro y silicio en el aluminio; silicio en el magnesio; sulfuro de níquel en el níquel, que lo fragiliza; hierro, cobre y pequeñas cantidades de bismuto en la plata; bismuto —que produce fragilidad— en oro; sulfato de bismuto, antimonio y cadmio en los latones y azufre y antimonio en los bronce.

5.2.1. Efecto de las impurezas

En términos generales, se puede decir que el efecto nocivo de las impurezas depende, en gran medida, de cómo se presenten, de su punto de fusión y de su naturaleza. Las menos deseables son aquellas que se presentan en forma de películas continuas o de largas hileras, ya que producen discontinuidades en las que el material base se sustituye por otro material extraño y, habitualmente, frágil, lo que introduce una cierta fragilidad, con la consiguiente merma de la

ductilidad y de la resistencia del material. Las inclusiones aisladas no suelen, en general, producir efectos nocivos.

En las aleaciones trabajadas en frío, las inclusiones aparecen alineadas en forma más o menos continua; la concentración de éstas a lo largo de ciertas líneas puede llevar a la formación de cavidades y a originar grietas. Las inclusiones en las aleaciones se deben considerar como entallas internas en las que concentran las tensiones, pudiendo conducir a la prematura fractura del material; no obstante, existen casos en los que las inclusiones no metálicas ejercen un efecto beneficioso, como por ejemplo facilitar el mecanizado.

5.2.2. Eliminación de las impurezas

El método tradicional de eliminación de impurezas que se encuentran en las aleaciones en estado líquido es el de la separación; ésta dependerá, en gran parte, de su peso específico y su tamaño. El tamaño se verá afectado por la capacidad que tengan de coalescer; la coalescencia de las inclusiones depende de su punto de fusión, siendo las que tienen menor punto de fusión las que coalescen con más facilidad y además ascienden a la superficie. Con la adición de silicio, empleado como desoxidante, se reduce el punto de fusión y, en consecuencia, se puede separar una mayor cantidad de impurezas. En todo caso, y como es obvio, el mejor método de eliminación de impurezas es no crearlas.

5.3. Clasificación y descripción de los defectos

5.3.1. Defectos superficiales en lingotes

Sangrado El *sangrado* se corresponde con la formación de costras con aspecto de doble piel en zonas próximas a las aristas del producto. Tiene lugar casi siempre en conexión con las grietas longitudinales, dentro del molde, cuando se produce una rotura en la corteza del producto; puede dar lugar a fugas del acero líquido, que se solidificará rápidamente como consecuencia de la intensa refrigeración que se alcanza en esa zona.

El agarre de los moldes, la incorrecta centralización del chorro de acero, la alta temperatura de colada... son algunas de las causas que provocan la fuga de acero líquido.

Doble piel La *doble piel* es una capa de metal superpuesto a la superficie del lingote, que recubre una zona superficial más o menos grande, existiendo oxidación en la unión de las dos capas que forman la doble piel; se origina al rebosar el acero líquido sobre una capa de acero ya solidificada y que se ha separado de las paredes de la lingotera. Este tipo de defecto se detecta visualmente y debe ser saneado por esmerilado.

Aletas Las *aletas* son láminas de acero que sobresalen del lingote, dispuestas perpendicularmente a la superficie, en sentido longitudinal, y situadas en las caras o aristas, que se producen por la entrada del acero líquido en una grieta de la lingotera, aunque también se pueden producir por el estallido de la lingotera durante la colada, normalmente por choques térmicos bruscos.

Las aletas dificultan el desmoldeo del lingote, por lo que deben eliminarse antes de la transformación del lingote para que no se produzcan repliegues en el producto resultante. Las aletas pueden cortarse mediante soplete o por escarpado.

Estalladuras Las *estalladuras* son las roturas producidas en la superficie del lingote como resultado de las tensiones de origen térmico o estructural, presentando forma de grieta longitudinal poco abierta y bastante profunda. Se generan cuando el lingote se enfría sin precauciones durante el desmoldeo y con posterioridad al mismo. Los aceros con alto contenido en carbono o muy aleados son más propensos a este tipo de defecto. Se trata de un defecto grave, ya que normalmente la estalladura penetra bastante en el lingote y hace imposible su saneamiento.

5.3.2. Defectos internos en lingotes

Rechupes El *rechupe* es una cavidad que se forma en el lingote como consecuencia de la contracción que experimenta el acero durante su solidificación y enfriamiento. Cuando el acero líquido se cuela, las paredes del molde absorben el calor rápidamente y se forma inmediatamente una costra fina de metal sólido. Esta costra va creciendo hacia el interior por el depósito de metal sólido sobre ella. Cuando el metal líquido del centro empieza a solidificar tira de la costra hacia el interior, pero como ésta se encuentra ya rígida no se deforma, produciéndose la rotura a través de la última parte solidificada y creando una cavidad en la región central del lingote. Esta cavidad se llama *rechupe* o *cavidad de contracción*, siendo su volumen igual a la diferencia entre los volúmenes del metal en los estados sólido y líquido.

Los rechupes se presentan, normalmente, en la parte superior y central —la última en solidificar— y preferentemente en la *mazarota*, aunque su forma y localización pueden depender fundamentalmente del grado de desoxidación del acero. A los rechupes se les considera defectos cuando salen fuera de la mazarota y afectan al lingote, sobre todo cuando son abiertos, pues admiten en su interior aire que oxidará sus paredes, no pudiendo soldarse durante la laminación.

Los rechupes pueden alcanzar profundidades equivalentes a la mitad de la altura del lingote, con la consiguiente pérdida de material al sanear la parte donde se encuentra. Si la proporción de magnesio y silicio en la colada de un acero no está bien ajustada, el lingote presentará rechupes. La *ley de BRINELL* predice la aparición de rechupes en los lingotes de acero, según la fórmula $T = Mn + 5,2 \cdot Si + 90 \cdot Al$. Cuando el valor de T es mayor de 1,66 se forman rechupes, pero aunque con valores inferiores no aparezcan los rechupes, sí se pueden formar sopladuras.

Se han desarrollado diferentes métodos con el fin de eliminar el rechupe o, cuando menos, disminuir su tamaño en los lingotes. Uno de los métodos utiliza lingoteras con mazarota caliente con el fin de que la cavidad quede localizada en la mazarota y no afecte al cuerpo del lingote, basándose en mantener una reserva de metal líquido en la parte superior del lingote con el fin de prolongar su tiempo de solidificación, de modo que cuando se forme una cavidad en el lingote solidificado, el metal líquido la rellene. Con este fin se aumenta la sección del molde cónico con el extremo de mayor sección hacia arriba. La mazarota caliente es una pieza independiente que se ajusta al molde, presentando un revestimiento interior refractario para minimizar la pérdidas de calor; de esta forma se mantiene una columna de metal líquido entre el molde y la mazarota que aumenta la presión hidrostática dentro del molde. Por el revestimiento de la mazarota el lingote saca una cabeza que se corta después, desperdiándose menor cantidad de material.

También existen métodos de eliminación de rechupes basados en la compresión del acero líquido. Se trata de colar el acero en una lingotera vertical y aplicar, por la parte superior, un pistón hidráulico; una vertiente de este método es que un pistón empuje a un lingote cónico contra un molde cónico que ejerce una presión lateral sobre el líquido. Un método más sencillo consiste en agitar constantemente el metal líquido, consiguiéndose así buenos resultados en la prevención de la formación de rechupes.

Segregaciones Las *segregaciones* son producto del proceso de solidificación y se deben a la falta de uniformidad en la distribución de los aleantes, existiendo regiones muy diferenciadas en el contenido de los distintos elementos de aleación, consecuencia de las específicas condiciones de solidificación de las aleaciones. Mientras que a masa permanece en estado líquido, los componentes se distribuyen uniformemente en la solución, produciéndose cambios continuos en la composición química de las fases sólida y líquida al solidificar. Los fenómenos de difusión tienden a igualar las diferencias de composición en la fase sólida, pero no son tan rápidos como la solidificación diferencial y, en consecuencia, conservan gradientes de composición en la solución sólida formada en cada momento y al final de la misma.

Las segregaciones dependen de diferentes variables, destacando las diferentes afinidades químicas que existen entre los elementos aleantes; los cambios de solubilidad que afectan a la separación de una fase sólida; los gradientes de temperatura y presión a través de la masa en solidificación; los desprendimientos gaseosos; los efectos de difusión debidos a diferencias en la concentración y los debidos a la gravedad. Entre los tipos más destacados están: las *segregaciones microscópicas*, las *segregaciones macroscópicas*, las *segregaciones en V* —que aparecen en el centro del lingote con el aspecto de una V, son más frecuentes en el tercio de la cabeza del lingote y suelen ir acompañadas de porosidades—; las *segregaciones en A* —que forman un zona anular a medio radio del lingote y están inclinadas en forma de A que se abre hacia el pie y se estrecha hacia la mazarota, presentándose en lingotes de diámetro superior a los 400 milímetros.

Los elementos que con más frecuencia se segregan en los aceros son: azufre, carbono, arsénico, fósforo y estaño, mientras que otros —cromo, molibdeno y

níquel— lo hacen en menor cuantía.

Para revelar las segregaciones en las aleaciones se emplean el método de macroataque y el de la impresión de azufre, aportando ambos métodos información suficiente para conocer la distribución de los elementos que se segregan. El *macroataque* se puede realizar empleando reactivos que se aplican siempre sobre superficies uniformes, limpias y a veces pulidas. Para realizar el método de *impresión de azufre* se requiere el uso de papel fotográfico al bromuro, que una vez humedecido en ácido sulfúrico se coloca sobre la muestra a estudiar, a la que previamente se le ha efectuado el desbaste necesario, presionando sobre ella durante algunos minutos. La reacción entre los sulfuros presentes en el metal y el ácido desprende ácido sulfúrico, que a su vez reacciona con el bromuro de plata del papel, produciendo sulfuro de plata que colorea las partes afectadas del pape, revelando el ensayo tanto la distribución de sulfuros como su concentración relativa en la zona estudiada.

Si se quiere conocer la concentración de los elementos segregados, el mejor método a emplear es el *análisis químico*, aunque el *análisis por sonda* también proporciona buenos resultados. Las microsegregaciones tienen su origen en las diferencias de composición química que se producen durante la solidificación entre los núcleos de los cristales que se encuentran en período de crecimiento y la fase líquida, y sólo se modifican parcialmente por difusión posterior de los elementos solutos dentro del metal sólido.

Entre los factores de formación más destacados pueden citarse los siguientes:

- *Pendientes de las líneas líquidas y sólidas y distancias entre las mismas en los diagramas de equilibrio.* Las aleaciones cuyas líneas están muy separadas presentan una gran variedad de concentraciones que son difíciles de homogeneizar.
- *Subenfriamiento.* Para reducir las segregaciones deben efectuarse las coladas a temperaturas lo más bajas posible.
- *Tiempo de solidificación.* A mayor tiempo de solidificación se produce mayor número de segregaciones, ya que los desplazamientos del líquido son mayores.
- *Desprendimiento de gases.* Cuanto mayor sea éste, menor será la producción de segregaciones debido a la agitación que produce el desprendimiento.
- *Solidificación rápida.* Los factores que conducen a una rápida solidificación, como son baja temperatura de colada, moldes fríos y de gran masa, lingotes estrechos, etc., reducen la cantidad de segregaciones.
- *Presencia de grandes cantidades de elementos segregables.* Se produce un aumento considerable de las segregaciones, especialmente si son fósforo y azufre.

Las propiedades deseables en las aleaciones comerciales sólo pueden alcanzarse mediante una distribución uniforme de todos sus constituyentes; esta condición no la cumplen las aleaciones en las que se encuentran presentes algunos de

los distintos tipos de segregaciones, como consecuencia de los gradientes de concentración que algunos elementos de aleación presentan en las distintas partes de las piezas fabricadas.

Las *macrosegregaciones* tienen gran importancia porque pueden ser la causa de importantes desviaciones de las características mecánicas, como consecuencia de las diferencias de composición química entre los extremos de la mazarota y el pie de los lingotes. Para prevenir su aparición se debe colar a la temperatura más baja posible y en lingoteras pequeñas.

Sopladuras Las *sopladuras* son cavidades redondeadas de paredes finas y tamaño variable que se producen por la acción de los gases que quedaron ocluidos al solidificar el acero, pudiéndose considerar como macroporosidades. Se localizan en el interior del lingote y, cuando se presentan cerca de la superficie, adoptan formas alargadas en dirección perpendicular a las paredes de la lingotera.

En estado fundido, el acero líquido puede disolver distintos volúmenes de gases, tales como monóxido de carbono, anhídrido carbónico, hidrógeno, nitrógeno y oxígeno. Al descender la temperatura hasta alcanzar la solidificación, tiene lugar un rápido descenso de la solubilidad, desprendiendo los gases del acero líquido, aunque cuando el acero está casi solidificado, no todos los gases han podido escapar, por lo que algunos quedan retenidos en cavidades de la masa aún plástica del lingote, lo que da lugar a la formación de sopladuras.

Cuando las sopladuras se encuentran en el interior de los lingotes, sueldan generalmente durante la transformación en caliente; cuando aparecen en la superficie o en sus proximidades, sus paredes están expuestas a la acción oxidante del aire y, una vez oxidadas, no pueden soldarse al laminar o forjar, dando lugar a defectos superficiales en los productos acabados.

El origen de las sopladuras puede explicarse a partir de: una insuficiente desgasificación del acero, excesiva generación y absorción de gases durante su elaboración; preparación inadecuada de las lingoteras; fallos en el secado del material refractario de piqueta, cuchara o bebederos.

Algunas de las recomendaciones más importantes para evitarlas son: desoxidar el metal y recarburarlo a la vez; mantener el acero en la cuchara el tiempo necesario para que se produzca el escape de los gases; enfriar rápidamente para que se forme una costra sólida en la superficie del lingote; no usar moldes oxidados; colar en arena seca.

5.3.3. Defectos superficiales en transformados inherentes al lingote

Hojas Las *hojas* son láminas o escamas delgadas que se encuentran adheridas a la superficie de los productos laminados o forjados de una forma imperfecta; se deben a los defectos que se encontraban en la superficie del lingote, tales como doble pie, rebabas o aletas. También aparecen cuando la piel de extensas sopladuras subcutánea que se han oxidado parcialmente durante el calentamiento del

lingote, quedando adherida a la superficie del producto laminado pero sin soldar. Este defecto debe ser eliminado mediante esmerilado, tanto en los desbastes como en los productos acabados.

Costuras Las *costuras* aparecen en los aceros como numerosas grietas superficiales, de mayor o menor longitud, muy finas y normalmente poco profundas, estando orientadas en el sentido de laminación y no siempre alineadas. Se ponen de manifiesto mediante decapados o ligeros esmerilados, ya que son muy finas y no se observan bien.

5.3.4. Defectos internos en transformados inherentes al lingote

Inclusiones no metálicas Las *inclusiones no metálicas* son partículas de óxidos, sulfuros, silicatos, aluminatos y escorias que se encuentran dispersas en cantidades y posiciones variables en los productos terminados. Al existir siempre en los aceros, se considerarán defectos en función de su tamaño y densidad, pudiendo ser endógenas o exógenas; las primeras aparecen durante la elaboración y solidificación del acero y las segundas proceden de la contaminación exterior y accidental.

Las *inclusiones endógenas* se forman al precipitar los óxidos y los sulfuros en el acero líquido, por la reacción del oxígeno del acero con el silicio o aluminio y del azufre con el manganeso. Las *exógenas* son producto de la erosión mecánica o química que experimentan los refractarios en contacto con el acero líquido durante la colada.

Las principales *causas* que provocan la formación de inclusiones no metálicas son: las técnicas incorrectas de desoxidación, un proceso incorrecto de temperaturas; un contenido excesivo de azufre en el acero; el uso de refractarios inapropiados; una temperatura de colada incorrecta; una velocidad inadecuada de colada. Durante el proceso de laminación o forja, las inclusiones se orientan en la dirección de la fibra, alargándose las más plásticas y formando cadenas o rosarios las más duras. Las inclusiones no metálicas afectan a las propiedades mecánicas; las pequeñas lo hacen sobre la resistencia a la fatiga.

Copos Los *copos* son grietas o fisuras muy finas que se observan en las secciones transversales, que aparecen en las superficies fracturadas como manchas brillantes más o menos redondas, de diámetro variable, no apareciendo en la superficie sino en la parte interior de piezas forjadas o perfiles laminados.

La presencia de copos en el acero se debe a su contenido en hidrógeno y a las tensiones residuales, ya que al disminuir la solubilidad del hidrógeno en el acero sólido durante el enfriamiento, se produce su salida de la solución sobresaturada dando lugar a su precipitación, formando pequeños huecos en los que el hidrógeno atómico se hace molecular. En estas microcavidades el hidrógeno alcanza considerables presiones que son capaces de provocar fracturas

frágiles, cuando el acero se enfría lo suficiente para disminuir considerablemente su plasticidad.

Los aceros más susceptibles de formar copos son los de contenido en carbono medio o elevado, y de modo especial aquellos en los que sus aleantes son: níquel, manganeso, molibdeno, cromo y volframio. El procedimiento más eficaz para evitar la formación de copos es el tratamiento de desgasificación del acero mediante vacío.

Si se emplean piezas que contengan copos y se las somete a esfuerzos cercanos al límite de fatiga, se produce el crecimiento de las fisuras y su propagación hacia la superficie, ocasionando de este modo su rotura.

5.3.5. Defectos superficiales en transformados generados en la transformación

Esta clase de defectos superficiales se produce, bien por tratar térmicamente a los materiales de forma incorrecta —dando lugar a sobrecalentamientos o quemados—, bien por tratarlos mecánicamente mediante laminados que no se realizan en las condiciones más adecuadas, formándose grietas o pliegues.

Sobrecalentamiento y quemado Las principales causas del *sobrecalentamiento* y el *quemado* son las temperaturas inadecuadas o las formas inapropiadas de calentamientos o enfriamientos. El *sobrecalentamiento* se corresponde con un aumento exagerado del tamaño del grano, que da lugar a una degradación de las propiedades mecánicas, produciéndose por haber sometido al acero a una temperatura de calentamiento muy elevada o por un prolongado calentamiento a temperatura alta en una atmósfera oxidante.

Al producirse el sobrecalentamiento, las propiedades que presentan los metales no se deben sólo al aumento del tamaño de los cristales, sino también a la variación que experimentan los bordes de grano como consecuencia de la precipitación de impurezas que en ellos se producen. Hay que tener en cuenta que, mientras la temperatura se mantiene por debajo de la línea de sólido, no se debe producir fusión parcial, pero como por el sobrecalentamiento tienen lugar variaciones en la composición química y un aumento en la precipitación, resulta que se puede producir la fusión incipiente a temperatura inferior a la deducida del diagrama de fases, como consecuencia del descenso de la línea de sólido debido a la mayor presencia de impurezas. Si el metal se calienta hasta la línea de sólido, la fusión incipiente lo daña con carácter permanente; en este caso el material se considera *quemado*.

A temperaturas muy próximas a la de solidificación se produce una penetración de oxígeno a lo largo de los bordes de grano, formándose una película de óxido en los mismos, lo que explica la persistencia del efecto nocivo del sobrecalentamiento, aun cuando no se haya alcanzado el punto de fusión.

El efecto superficial del sobrecalentamiento depende del tiempo de exposición, siendo el perjuicio producido especialmente apreciable en aceros con

contenidos en carbono medios y altos. Se puede destacar que el aumento del contenido en carbono favorece el sobrecalentamiento; asimismo, otros elementos tales como níquel, cobalto o molibdeno también lo favorecen y hacen más difícil su generación.

Como resumen del efecto pernicioso que el sobrecalentamiento produce se puede decir que en él se encuentran combinadas todas las desventajas de una estructura de grano grueso: baja resistencia al choque y a la fatiga, reducida resistencia mecánica y escasa ductilidad, acompañado de un aumento de la tendencia a la formación de grietas bajo cualquier condición desfavorable.

El método más eficaz para llevar al acero sobrecalentado a su estado normal es el de recocido total o el normalizado a temperaturas de hasta 1150°C. Cuando el defecto está muy acentuado, en la mayor parte de los casos es mejor aplicar una nueva deformación plástica en caliente al acero.

El *quemado*, que es un grado más acusado de sobrecalentamiento, se define como el calentamiento del metal a una temperatura tan próxima a su punto de fusión que se produce un daño permanente por penetración intercrystalina de gases oxidantes o por fusión incipiente. Aparecen películas de óxido y oquedades en los bordes de grano, conservándose las oquedades oxidadas después de forjar el material; sin embargo, se pueden cerrar después de tratarlo térmica o mecánicamente, pero el elemento nocivo que supone la oxidación interior no desaparece, aunque la superficie puede aparecer como normal. Por ello, suele ser necesario seccionar la pieza forjada para conocer si existe algún grado de quemado en ella.

La presencia de níquel, cobalto y molibdeno hacen al acero susceptible de quemado, mientras que la adición de cobre, silicio, aluminio, cromo y wolframio reducen el riesgo de quemado. El acero quemado se encuentra en un estado permanentemente dañado, lo que implica una total falta de capacidad de recuperarse, viéndose sus características mecánicas totalmente alteradas, no pudiéndose regenerar ni mediante tratamientos térmicos ni por deformación plástica en caliente.

Grietas de forja o laminación Las *grietas de forja o laminación* son grietas transversales de pequeño tamaño que aparecen en el transcurso de la forja o la laminación, cuando la temperatura del proceso es incorrecta, especialmente si se efectúa una deformación plástica por debajo de la temperatura mínima requerida para cada clase de acero. Si las grietas no son muy profundas se eliminan por desbastado o descortezado en el mecanizado posterior a la forja.

Pliegues Los *pliegues* se presentan en los productos laminares como finas grietas longitudinales y en los forjados como discontinuidades transversales con formas curvadas y longitudes pequeñas. Siempre contienen óxido en el interior de la superficie que al plegarse quedó atrapada.

El material, cuando rebisa, produce rebordes o resaltes en una pasada, convirtiéndose en pliegues en la siguiente. En función de su profundidad, los plie-

gues pueden ser eliminados por mecanizado o amolado, siempre teniendo presentes los niveles de tolerancia.

Cola de pez Se denomina *cola de pez* por la similitud de su apariencia con la forma de la cola de un pez, de modo que hay productos laminados que presentan un cierto desgarro en la zona central de sus extremos, abriéndose en dos mitades. Los aceros más sensibles a presentar este tipo de defectos son los aceros con elevado contenido en azufre o aquellos de grano grueso, ya que el tamaño de grano tiene una cierta influencia en la formación de este defecto.

5.3.6. Defectos internos en transformados generados durante la transformación

Rotura o desgarro central El *desgarro central* produce la rotura del material a lo largo del perfil laminado o forjado, como consecuencia de la formación de cavidades axiales, de tamaño y formas variables, que se encuentran situadas sobre el eje o en sus proximidades. La principal causa tiene lugar durante el proceso de trabajado en caliente que experimenta el material, ya que las tensiones derivadas de la deformación son considerables en el sentido longitudinal del producto laminado o forjado.

En los productos laminados tiene lugar este defecto cuando el tren es inapropiado al perfil y en los forjados cuando la potencia de la prensa es insuficiente para la sección del material a transformar. En ambos casos tiene gran importancia la diferencia de temperatura que existe entre el interior y la superficie de las piezas tratadas durante la transformación en caliente.

Debido a la influencia que ejercen en la formación de este tipo de defecto tanto la porosidad central del lingote como los altos contenidos en azufre del acero, es necesario partir de lingotes sanos y bien diseñados para evitar estos problemas, ya que, de lo contrario, una pequeña deficiencia durante la forja o el laminado ocasionará la rotura interna de la pieza.

5.4. Fragilidad inducida por los defectos

La *fragilidad* se define generalmente como el comportamiento de un metal en el que una ligera deformación o el cambio brusco de temperatura produce su rotura sin apenas deformación previa. Esta condición está asociada con la baja resistencia al choque y, generalmente, con la baja ductilidad.

5.4.1. Modos de fragilidad

De los distintos modos de fragilidad que se presentan en las aleaciones metálicas se pueden destacar los siguientes:

- *Fragilidad inherente de los microconstituyentes.* Entre éstos se encuentran como más implicados los carburos, la martensita en los aceros y los compuestos intermetálicos en la aleaciones no férreas. Así, el grado de fragilidad del acero varía sustancialmente en función de la forma estructural de los carburos. Cuando se presentan en forma de placas o filamentos, la fragilidad inducida es máxima, mientras que si la forma es globular la fragilidad tiende a desaparecer.
- *Fragilidad asociada con tamaño de grano grande.* El grano grande tiene una importante influencia sobre las propiedades mecánicas de los metales y, aunque el efecto no siempre se aprecia en el ensayo de tracción, no ocurre lo mismo en el de resiliencia, en el que se descubre con absoluta nitidez el efecto pernicioso del grano grueso: una reducción de su resistencia al choque.
- *Fragilidad inducida por el endurecimiento producido por deformación,* que aparece cuando el trabajo en frío recibido es demasiado elevado.
- *Fragilidad debida al envejecimiento.* El *envejecimiento* es el cambio espontáneo de propiedades que se producen en aleaciones metálicas, a temperatura ambiente o moderadamente elevada, después de un tratamiento térmico o un trabajo en frío final, realizándose los cambios con relativa longitud a temperatura ambiente, pero acelerándose a medida que aumenta la temperatura de envejecimiento. El *envejecimiento* es la tendencia hacia el equilibrio de una condición inestable creada por operaciones finales realizadas sobre aleaciones metálicas.
- *Fragilidad inducida por gases.* La presencia de gases tales como hidrógeno, oxígeno y nitrógeno en las aleaciones metálicas juegan un importante papel fragilizador en los materiales, sobre todo si su presencia tiene lugar en los bordes de grano.
- *Fragilidad inducida por radiación neutrónica.* Los aceros con presencia de boro como microaleante y sometidos a irradiación neutrónica presentan un alto nivel de fragilidad como consecuencia de la reacción neutrón-boro, que da lugar a la formación de helio.

5.4.2. Origen de las fisuras

La localización de la *fisuras* es amplia, puesto que se pueden encontrar tanto en dirección perpendicular a la superficie de la pieza rota como en dirección paralela a la superficie de laminación; pueden estar en la superficie o ser internas.

Estas características estructurales de las grietas deben tenerse en cuenta al examinar el material fracturado, ya que con su estudio se pueden descubrir tanto las causas iniciales como los mecanismos que conducen a la rotura.

- Las fisuras de temple se producen por cambios de volumen, consecuencia de la contracción originada por el descenso brusco de la temperatura y de la dilatación originada durante la transformación de la austenita en

martensita. Como estas dos tendencias opuestas no se contrarrestan, se producen tensiones locales de gran magnitud en el acero endurecido. El agrietamiento se provoca sobre todo cuando el contenido de carbono es elevado, puesto que este elemento aumenta la sensibilidad del acero a los cambios rápidos de volumen; o por el sobrecalentamiento anterior al temple, o por lo inadecuado de la forma de las piezas, por ejemplo aquellas que presentan entallas o ángulos vivos; o por realizar los temple en medios en los que los enfriamientos se desarrollan en forma muy rápida.

- Las grietas de revenido se producen normalmente por el calentamiento rápido del acero endurecido
- Las grietas que se originan al calentar el acero son consecuencia de introducir el acero frío en el horno caliente; las grietas se llenan de óxidos y presentan descarburación en toda su longitud.
- Las grietas de contracción de las piezas moldeadas se producen por enfriamiento demasiado rápido del metal desde el estado líquido.
- Las grietas que presentan las superficies en las aleaciones laminadas se producen, con frecuencia, por la presencia en el acero de inclusiones con bajo punto de fusión.
- El trabajo en frío de metales dúctiles produce la alineación de inclusiones dispersas. Si son duras y se encuentran en gran cantidad, se generan líneas continuas de debilidad que provocan importantes tendencias a la rotura.
- Las grietas interdendríticas de las fundiciones de bronce se producen por la contracción del metal durante la solidificación.
- Las sopladuras aplastadas en las piezas moldeadas de cobre electrolítico aparecen en forma de grietas, como consecuencia de la presión ejercida por el crecimiento de los cristales.
- Para prevenir las grietas en los procesos de fabricación y tratamientos térmicos es recomendable realizar recocidos de eliminación de tensiones y enfriamientos de la forma más lenta posible.

Ensayos no destructivos

6.1. Introducción

Los *métodos de ensayo no destructivos* permiten la inspección de la producción al completo, manteniéndose una calidad uniforme. Pueden aplicarse en diferentes áreas, entre las que destacan: la *defectología* —detección de heterogeneidades, discontinuidades e impurezas, evaluación de los deterioros producidos por agentes ambientales y determinación de los efectos que producen los distintos tipos de tratamiento—; la *caracterización de los materiales*; la *metrología* —control de las dimensiones, recubrimientos, etc.—.

6.2. Inspección en servicio

La *inspección en servicio* tiene por objetivo atenuar y, en la medida de lo posible, eliminar los fallos de los materiales durante su utilización. Se trata, mediante actuaciones preventivas de inspección, de que los mecanismos o estructuras no pierdan capacidad para desempeñar la tarea para la que fueron proyectados.

6.2.1. Elección del método

Para elegir el *método* de inspección, hay que tener presente tanto la naturaleza del material como su estado superficial. Teniendo en cuenta que el aumento de sensibilidad para cada método lleva consigo el aumento del coste del ensayo, es preciso que previamente se defina el nivel de calidad o de aceptabilidad que requiera el producto.

6.2.2. Obtención de una indicación apropiada

Una característica común en los métodos de ensayos es que siguen *procedimientos indirectos*. Es decir, determinan la característica buscada en el producto

a través de cualquier otra propiedad relacionada con ella.

6.2.3. Interpretación y evaluación de la indicación

La *interpretación* consiste en hallar la correlación entre la indicación observada con la propia naturaleza, *i.e.*, con la morfología, la situación o el tamaño de la heterogeneidad. La *evaluación* trata de hallar la correlación entre las heterogeneidades detectadas con sus correspondientes características y dimensiones, y el efecto que provoque sobre las propiedades que el material requiera en servicio.

6.3. Radiología industrial

El estudio de todo lo relacionado con las radiaciones que se utilizan en cualquiera de las ramas de la industria constituyen un conjunto de técnicas que se denominan *radiología industrial*. En este apartado se estudia la radiología convencional —rayos X y γ —, además de repasar otras técnicas con características especiales.

El empleo de las técnicas radiológicas permite la observación de los distintos tipos de discontinuidades que se encuentran en el interior de los materiales, gracias a los fenómenos de absorción que tienen lugar cuando son atravesados por radiaciones electromagnéticas de alta frecuencia, tales como rayos X y γ .

Los rayos X fueron descubiertos por W.C. RÖNTGEN al observar que cuando los rayos catódicos incidían sobre el vidrio o un metal, partía de ellos un nuevo tipo de radiación con un poder de penetración desconocido en la época; por ello, se denominaron «rayos X», con las siguientes propiedades: producir luz al incidir sobre una pantalla fluorescente; afectar a las placas fotográficas igual que la luz visible; provocar un efecto fotoeléctrico sobre superficies metálicas; hacer conductores a los gases por ionización de sus moléculas; ser dispersados por todos los materiales y no desviarse por efecto de los campos magnético y eléctrico.

H. BECQUEREL descubrió el fenómeno de la *radioactividad*, lo que permitió el empleo de fuentes de radio en aplicaciones industriales a partir de la década de los veinte. El desarrollo de la tecnología nuclear permitió la fabricación de radioisótopos a precios asequibles, dando lugar a la utilización de gammagrafías —radiografías tomadas mediante fuentes isotópicas— como complemento a las radiografías de rayos X. El posterior empleo de partículas de elevado poder de penetración a base de neutrones o de protones de alta energía ha ayudado a resolver importantes problemas.

Tanto la radiación procedente de un tubo de rayos X como la radiación γ producida por la desintegración de un núcleo radioactivo, poseen naturaleza de ondas electromagnéticas. Es decir, se propagan a la velocidad de la luz, no se desvían por efecto de los campos eléctricos ni magnéticos y no poseen masa. La diferencia que existe entre la radiografía de rayos X y la de rayos γ se encuentra

en la fuente productora de radiación, que para los rayos X es electrónica y para los γ es isotópica, ya que procede de la desintegración de ciertos núcleos atómicos de elementos radioactivos.

En radiografía, el haz que atraviesa el objeto a estudiar se proyecta sobre el material sensible, dando lugar a la formación de una imagen «potencial» de dicho objeto, que no es visible por el ojo humano. Mediante un proceso de *revelado*, esta imagen pasa a ser observable. En ella, las partes oscuras corresponden a zonas en las que la intensidad de radiación que pasa a través del objeto ha sido mayor; la formación de partes claras se debe a la mayor absorción experimentada por la radiación. Así, la superficie proyectada por una cavidad suele ser más intensa que el resto, ya que el coeficiente de absorción en la cavidad es menor que en el material base (sin defectos) radiografiado.

6.3.1. Fuentes de radiación

En los rayos X las fuente son tubos electrónicos que requieren consumo eléctrico para su utilización, mientras que en los rayos γ la fuente es isotópica.

Un *tubo de rayos X* consta de una fuente de electrones y de un blanco sobre el que pueden chocar, estando sujetos la fuente y el blanco a una diferencia de potencial dentro de un recinto en el que se ha alcanzado un cierto nivel de vacío. La fuente de electrones es el *cátodo* y el blanco el *ánodo*. El *foco* está constituido por una pastilla de metal de elevado punto de fusión insertada en el ánodo. Al chocar los electrones contra el foco y frenarse se producen los rayos X. La pastilla de metal es, normalmente, de volframio, que posee un elevado número atómico y genera una radiación de mayor energía y poder de penetración.

Una *fente de rayos γ* es un isótopo radioactivo que emite radiaciones electromagnéticas radioactivo que emite radiaciones electromagnéticas en un rango determinado de longitudes de onda, encontrándose el material isotópico sellado dentro de una cápsula metálica, siendo el ^{60}Co y el ^{192}Ir los más empleados.

Las propiedades más importantes de los radioisótopos, desde el punto de vista radiológico, son: la actividad, el período de semidesintegración, y el espectro característico. La *actividad* de la fuente expresa la cantidad de radiación que puede proporcionar en un determinado instante; el flujo radiante producido es proporcional al número de semidesintegraciones que tengan lugar, midiéndose en *curies* —un curie equivale a la intensidad de $3,7 \cdot 10^{10}$ desintegraciones atómicas por segundo, correspondiente a un gramo de radio—. La energía radioactiva por unidad de superficie que se mide a un metro de distancia es un indicador de la actividad de la fuente, que se mide en roetgen/curie. El *período de semidesintegración* es el intervalo de tiempo necesario para que la actividad decaiga a la mitad de la inicial. Por último, el *espectro característico* es el conjunto de las líneas que constituyen el espectro de la fuente; la radiación γ se compone generalmente de varias longitudes de onda discretas, siendo el espectro emitido función del elemento radioactivo.

Se observa que la imagen que se obtiene por rayos X está mejor contrastada que la que producen los rayos γ , siendo esta diferencia más acusada cuanto

más monocromática sea la radiación γ . De todos modos, el equipo de rayos X es mucho más caro que el de rayos γ , aunque el de gammagrafía requiere la renovación periódica de la fuente, lo que supone un trabajo adicional. El equipo de rayos γ funciona sin necesidad de suministro alguno de energía, además de ser más ligero y manejable que el de rayos X, lo que permite colocar la fuente en posiciones más complicadas. El equipo de rayos X, por último, permite variar fácilmente la intensidad y la calidad del haz de radiación, lo que es imposible de realizar con fuentes radioactivas.

6.3.2. Soportes radiográficos

La película radiográfica se compone de un soporte de triacetato de celulosa o poliéster transparente, estando provistas a ambos lados del soporte de una capa de emulsión que es sensible a las radiaciones, de una capa de gelatina endurecida que protege la emulsión y de una capa denominada sustrato que asegura la adherencia de la capa de emulsión al soporte. La emulsión fotográfica, sensible a la luz y a las radiaciones X y γ , está constituida por una mezcla de gelatina y de cristales de halogenuro de plata. La selección de un determinado tipo de película para radiografiar depende no sólo del espesor y del tipo de material, sino también de los rangos de energías que se utilicen.

Durante el *revelado*, un agente químico reduce a plata metálica los granos de haluro impresionados; el proceso de *fijado* elimina el haluro no revelado, dejando transparentes e insensibles las zonas no impresionadas, dando como resultado que las partes claras de la imagen se vuelvan transparentes y las oscuras queden opacas.

Después del revelado, la radiografía es el negativo que resulta de la acción de las radiaciones al incidir sobre la emulsión, de forma que las zonas que absorben menor radiación aparecen en ella ennegrecidas.

6.3.3. Calidad de las radiografías

Para poder realizar una interpretación correcta de las radiografías es necesario conocer la precisión con la que se pueden percibir, en los detalles de la imagen, las discontinuidades del objeto radiografiado. Se define la *resolución* de la radiografía como la dimensión más pequeña del defecto que se puede observar en ella, pudiendo ser mejorada empleando voltajes menores que proporcionen ondas de menor energía y, por tanto, de menor poder de penetración. Para plasmar numéricamente la calidad de las radiografías se utilizan los indicadores de calidad de imagen (IQI), también llamados *penetrómetros*.

Los penetrómetros son una serie de piezas con defectos artificiales de tamaños variados que se colocan junto a la radiografía durante el proceso, de modo que el más pequeño de los defectos artificiales visibles indica el tamaño menor de los defectos que se pueden identificar en esas condiciones. Pueden ser de distintos tipos: de escalerilla, de agujeros y de hilos. Los de *escalerilla* consisten en gradas o escalerillas talladas en un material de absorción, frente a los rayos

X, similar al del material a radiografiar. Los de *agujero* son placas planas de espesores bien conocidos, en los que se han realizado taladros con orificios de distintos diámetros. Finalmente, los de *hilos* son grupos de hilos montados sobre soportes plásticos, cuyos diámetros varían de forma progresiva.

6.3.4. Exposiciones y técnicas radiográficas

Las variables que intervienen en el proceso de obtención de imágenes radiográficas son las siguientes: el equipo emisor de radiación, la cantidad y la calidad de la radiación y el tiempo de exposición.

Es importante tener en cuenta que la imagen es la proyección cónica de la realidad tridimensional sobre el plano de la película, obteniéndose la mejor definición de la imagen utilizando fuentes lo más pequeñas posibles, haciendo que la distancia entre la fuente y la película sea la mayor posible y que la distancia entre el objeto a radiografiar y la película sea lo más pequeña que se pueda.

Se estudiarán con cierto detalle los problemas correspondientes a las *uniones soldadas*, uno de los campos en los que esta clase de ensayos posee mayor aplicación. Las uniones soldadas se pueden clasificar de muy diferentes modos; en función de su *diseño geométrico*, se habla de uniones soldadas a tope y en ángulo. *A tope* son aquellas uniones en las que las piezas a unir se acomodan por sus bordes, de forma que una parte queda a continuación de la otra, haciéndose una preparación en ángulo cuando el material a unir es demasiado grueso, con el fin de asegurarse la penetración del cordón. Cuando las uniones son planas y la unión es en V, debe colocarse la película en la parte de la raíz, situando los penetrámetros al lado de la fuente y de acuerdo con la normativa de su utilización. Si las uniones son circulares, uniones soldadas realizadas en objetos de revolución de considerable curvatura, se dispone de diferentes técnicas con sus correspondientes métodos para resolver los problemas que plantea este tipo de objetos.

Para que una heterogeneidad sea detectable radiográficamente, es necesario que presente un coeficiente de absorción diferente al que tiene el material, y que tenga un tamaño suficiente en la dirección del haz. Además, si las heterogeneidades no son esféricas, deberán ser coplanarias a la dirección del haz, porque de lo contrario la probabilidad de detección será escasa, aunque se puede aumentar dicha probabilidad utilizando radiografías en distintas direcciones.

Discontinuidades e imperfecciones superficiales detectables en uniones soldadas Las discontinuidades superficiales que se tratan a continuación son las que más se encuentran al efectuar soldaduras mediante aporte de material:

- *Excesos de penetración.* En las uniones en U o V, el metal fundido de los cordones que cubren la raíz, rebosa por la abertura de ésta, dando lugar a rebabas de metal. Aparecen en las radiografías como bandas irregulares bastante más claras que las zonas adyacentes.

- *Faltas de penetración.* Son zonas de la raíz de la soldadura en las que no se ha penetrado el metal fundido. La falta de penetración parcial aparece en las radiografías como una banda estrecha e irregular de desarrollo rectilíneo, situada a uno de los lados del eje longitudinal del cordón. Cuando la falta de penetración es total, la banda es oscura de bordes rectos, que se corresponden con la raíz; si la raíz es cóncava aparecen una serie de zonas oscuras en el eje del cordón y, si presenta rechupes, las distintas bandas son estrechas, irregulares, oscuras y paralelas al eje.
- *Faltas de relleno.* Se deben a insuficiencia del material aportado para llenar totalmente el espacio existente entre las piezas a soldar, formándose canales en los bordes del cordón. Se manifiestan como zonas oscuras en los bordes de la imagen del cordón.
- *Mordeduras.* Son consecuencia de la falta de material en el borde del cordón, produciéndose por fusión, quemado y pérdida de material. En la radiografía aparecen una o dos bandas oscuras e irregulares a los lados del cordón.
- *Salpicaduras.* Son gotas esferoidales de metal fundido que se encuentran depositadas aleatoriamente en el cordón y sus aledaños, apareciendo en la radiografía como manchas redondeadas de color claro.
- *Labios.* Aparecen en las soldaduras por resistencia y presión, cuando son insuficientes la temperatura y la presión en el proceso. En la radiografía se observan imágenes que corresponden a ligeras faltas de penetración.

Discontinuidades e impurezas internas detectables en uniones soldadas Las más importantes son las siguientes:

- *Grietas.* Son discontinuidades laminares formadas, bien cuando el metal se encuentra totalmente solidificado, bien cuando se encuentra aún en estado plástico. Pueden ser longitudinales o transversales, de borde o de cráter. En las radiografías, las grietas se manifiestan muy ennegrecidas frente al resto del material.
- *Falta de penetración.* Tiene lugar, sobre todo, en uniones en X, ya que la raíz queda en el interior del cordón, por lo que la falta de aporte en dicha zona es interna, originándose por falta de temperatura o por exceso de velocidad en la realización del cordón. En las radiografías aparece como una línea oscura de forma continua o intermitente y con bordes rectos o irregulares.
- *Falta de fusión.* Como consecuencia de la insuficiente temperatura del metal de aporte, quedan zonas sin soldar. En la radiografía aparecen líneas oscuras muy nítidas cuando es en la raíz y muy difusas cuando es en los laterales, por lo que conviene radiografiar el cordón con diferentes ángulos.
- *Inclusiones.* Son impurezas producidas por materiales sólidos atrapados en la masa del metal durante el proceso de fusión, siendo las más comunes las escorias, que son alargadas y frecuentemente encadenadas según líneas paralelas al eje del cordón.

- *Porosidades*. Son inclusiones gaseosas que pueden presentar formas esferoidales o alargadas. Las *esferoidales* se caracterizan por su redondez, resultando en forma aislada, agrupada o uniformemente distribuidas, apareciendo en las radiografías como manchas oscuras circulares, repartidas según su distribución en el cordón. La apariencia de las *alargadas* son círculos oscuros, acompañados de un añadido curvo más claro cuando se presentan aisladas y de una especie de raspa de pescado cuando se agrupan en colonias en torno al eje del cordón.

Técnicas radiográficas especiales Dentro de las técnicas que utilizan radiaciones electromagnéticas de longitud de onda inferior a los 10^{-2} nanómetros, su objetivo es similar al de radiografiar mediante rayos X o γ . En el grupo de técnicas que utilizan equipos especiales generadores de rayos X se encuentran los de muy baja tensión, inferiores a 50 keV; los de alta tensión, entre 1 y 5 MeV, y los de muy alta, superiores a 5 MeV.

Entre las técnicas de *baja tensión* se encuentran la ordinaria y la de absorción diferencial. En esta última se incrementa el contraste de la imagen del material y se pueden registrar variaciones mucho más pequeñas en la distribución o en la concentración de elementos dispersos.

Para la aplicación de las técnicas de *alta* y *muy alta tensión*, existe un importante número de equipos aceleradores de electrones, capaces de ser utilizados en radiografía industrial y entre los que destacan los transformadores de resonancia, los aceleradores de VAN DER GRAAF, los aceleradores lineales y los betatrones. La principal aplicación de estos equipos se encuentra en la radiografía de grandes espesores de materiales diversos.

El grupo de técnicas especiales de exposición se caracteriza por emplear fuentes corrientes y películas normales, pero utilizan accesorios peculiares para cada técnica, de forma que alcanzan resultados característicos imposibles de conseguir de otro modo. Destacan las técnicas tomográficas, que permiten discriminar imágenes de una en una y así radiografiar nítidamente secciones de objetos muy gruesos; las de toma de imagen con movimiento del objeto, de la fuente y/o de la película, y las de microradiografías, que permiten conseguir información de detalles de pequeños objetos, imposibles de percibir en las radiografías convencionales.

La *fluoroscopia* es una técnica muy empleada en radiología industrial; consiste en sustituir la película radiográfica por una pantalla fluorescente, normalmente de sulfuro de cadmio sobre base sólida encerrando el conjunto entre dos láminas de vidrio. La pantalla absorbe parte de la radiación que atraviesa la muestra y la remite con una longitud de onda que puede ser visualizada, por lo que las áreas de pantalla que reciben más radiación se vuelven más brillantes. Las ventajas más significativas de la fluoroscopia sobre la radiografía son: permitir observar objetos en movimiento; proporcionar imágenes en tiempo real; no consumir material sensible ni requerir laboratorio para procesarlo. Sus inconvenientes son: la sensibilidad de la imagen fluoroscópica es inferior a la radiológica; las condiciones de observación son más precarias y se requieren observadores muy experimentados; se necesitan dispositivos para la

manipulación a distancia de la pieza.

La *estereoradiografía* se basa en proporcionar por separado a cada ojo las imágenes planas del objeto, tal como lo percibe cada retina desde su punto de observación, teniéndose sensación de relieve cuando las imágenes son sendas radiografías del objeto y se observan en un estereoscopio.

Otras técnicas radiográficas se basan en la utilización de la emisión que proporcionan las partículas subatómicas, presentando muchas propiedades semejantes a las de los rayos X; las más importantes son la neutrografía y la betarafia.

La *neutrografía* necesita una fuente de radiación que corresponde a una fuente de neutrones que, una vez producidos, se combinan y atenúan sus energías hasta conseguir un haz homogéneo de adecuada geometría y energía, que atraviesa el objeto donde sufre dispersión, difusión y absorción diferencial, dando como resultado un haz pasante, con flujo no uniforme en su sección y cuyas diferencias en la densidad del flujo pasante se traducen en imágenes después de un adecuado tratamiento.

La *betagrafía* utiliza partículas β para obtener imágenes radiográficas, encontrándose su mayor aplicación en el campo de la metrología. Al ser el espectro de la radiación β continuo y mucho menos penetrante que los rayos X, hace que esta técnica sea aplicable para radiografiar objetos muy finos.

Por último se encuentran aquellas técnicas de radiografiar mediante la radiación propia o inducida en el objeto. Esta técnica, denominada *α -autoradiografía*, consiste en recubrir las muestras metalográficas con una delgada lámina de un policarbonato en íntimo contacto, para luego ser sometidas a la acción de la radiación neutrónica, con un determinado flujo neutrónico en un reactor nuclear. Una vez enfriadas —en términos de radiación—, las láminas se separan de las probetas y se atacan en una solución básica, a una cierta temperatura y durante un determinado tiempo.

6.3.5. Protección radiológica

La *exposición* se define como la ionización producida por una radiación X o β en el aire; se mide en roetgen y se dice una exposición es de un roetgen cuando los electrones liberados en una masa de aire de 1,293 miligramos crean por ionización en el aire una carga de cada signo igual a una unidad electrostática de carga, correspondiendo dicha masa a un centímetro cúbico de aire en condiciones normales de presión y temperatura.

Al utilizar fuentes de rayos X de baja tensión, hay que tener en cuenta que las radiaciones menos penetrantes presentan ciertos riesgos que se deben considerar, derivándose los mayores peligros de que la piel es la que detiene la inmensa mayoría de este tipo de radiación, lo que implica un riesgo muy elevado de producirse quemaduras.

Los dos instrumentos más utilizados para medir la intensidad de la radiación

son las cámaras de ionización y los contadores multiplicadores de gas de tipo GEIGER-MÜLLER.

Las *cámaras de ionización* miden la ionización producida en un volumen de gas como consecuencia de la radiación que lo atraviesa. Los pares formados vuelven a combinarse si no se aplica un campo eléctrico que separe definitivamente el par. Si se aplica el campo, los iones positivos irán al electrodo negativo y los negativos al positivo. A medida que la energía potencial entre los electrodos crece, el número de iones separados aumenta, ocurriendo lo mismo con la corriente iónica que circula entre los electrodos. Al alcanzarse una diferencia de potencial lo suficientemente grande, la corriente crece ya muy lentamente, aunque los incrementos de tensión entre los electrodos sean considerables, alcanzándose la corriente de saturación.

Los *contadores GEIGER-MÜLLER* utilizan argón, debido a su escasa tendencia a fijar electrones, ya que cuando el gas es aire, los electrones liberados durante la ionización se fijan de inmediato a las moléculas de oxígeno, dando lugar a iones negativos pesados que requieren más tiempo para emigrar hacia el polo positivo de la cámara que los electrones libres, apareciendo los impulsos como avalanchas de electrones sobre el electrodo positivo. Al elevarse el potencial en la parte final del gradiente de una cámara de ionización, por encima de la zona de saturación, los electrones liberados que atraviesan el gas llegarán a adquirir energía suficiente para ionizar también moléculas adicionales. Al repetirse este mecanismo de forma sucesiva, se obtiene el efecto multiplicador o de cascada en los impulsos de electrones que llegan al ánodo.

6.4. Ensayos por ultrasonidos

6.4.1. Introducción

La utilización de *ensayos por ultrasonidos* permite detectar los distintos tipos de discontinuidades mediante la atenuación del flujo que las ondas ultrasónicas experimentan al interactuar con los defectos presentes en el material. Los *ultrasonidos* son ondas acústicas cuyo campo de frecuencias, superior a 20 hertzios, se encuentra por encima de la zona audible.

La atenuación que experimentan los ultrasonidos al propagarse en los materiales aumenta con la frecuencia de vibración, lo que impone un límite superior a la frecuencia empleada para la detección de heterogeneidades. Para estudiar las características de los ultrasonidos se parte de la existencia de distintos tipos de ondas: longitudinales, transversales y de superficie.

Ondas longitudinales Las *ondas longitudinales* son aquellas en las que las oscilaciones se producen en la dirección longitudinal, o sea según la dirección de propagación, denominándose también *ondas de presión y compresión*, debido a que en ellas se encuentran activas fuerzas de dilatación y compresión, transmitiendo el sonido a través de líquidos y sólidos.

Ondas transversales Al sufrir una excitación como consecuencia de aplicar fuerzas cortantes, las partículas no oscilan según la dirección de propagación sino transversalmente a ellas. En los sólidos, la fuerza cortante se transmite a las partículas de los planos adyacentes, dando lugar a oscilaciones transversales retardadas según su distancia al plano de excitación, denominándose también *ondas de cizalladura*; su longitud de onda queda determinada por la distancia entre los planos en los que las partículas se encuentran en un estado similar.

Los gases y los líquidos son incapaces de transmitir ondas transversales, ya que sus moléculas apenas sí ofrecen resistencia al deslizamiento transversal, por lo que no existen vínculos elásticos que los ligen a su posición cero.

Ondas de superficie Las *ondas de superficie* se propagan únicamente en la periferia plana o curva del sólido, siguiendo las irregularidades de la superficie o su contorno, siendo su velocidad de propagación, al igual que la de las ondas longitudinales y transversales, independiente de la frecuencia y, por tanto, constante para cada material, aunque variable con el estado tensional de la superficie.

6.4.2. Interferencia de las ondas con los materiales: atenuación

En el campo ultrasónico, un obstáculo viene representado por cualquiera de las heterogeneidades que el material presente, manifestándose por su eco o por su sombra, según se utilice el método de reflexión o el de transparencia.

Cuando las heterogeneidades tienen tamaño grande y forma regular, se pueden obtener de su eco o de su sombra suficientes datos para determinar sus características, basándose en conceptos tanto geométricos como ópticos.

Los obstáculos en el campo ultrasónico se comportan como osciladores, por lo que se pueden asimilar a nuevos emisores de ondas que dan lugar a fenómenos de difracción, dispersión e interferencias. En los materiales sólidos tiene lugar un efecto de *atenuación* debido a dos causas distintas que se superponen: la dispersión y la absorción. La *dispersión* se debe a que los materiales no son homogéneos, por lo que la impedancia acústica varía de forma brusca como consecuencia de sus cambios de densidad, naturaleza, condición o estado. La *absorción* es producto de la conversión directa de energía ultrasónica en calor.

La presión de las ondas ultrasónicas se amortigua exponencialmente con el coeficiente de absorción y el espesor de la muestra. Las pérdidas por absorción y dispersión reducen, aunque de forma diferente, las posibilidades de empleo de ensayos no destructivos en los materiales. Así, la absorción pura debilita la energía transmitida o la amplitud del eco, tanto de la heterogeneidad como de la pared del fondo. Este efecto se mitiga, entre otras formas, empleando frecuencias más bajas. En cambio, la dispersión es mucho más perturbadora, ya que en el método de reflexión no sólo reduce la amplitud del eco de la heterogeneidad y la del eco de fondo, sino que produce numerosos ecos parásitos con distintos recorridos.

6.4.3. Generación de ondas ultrasónicas

Las ondas ultrasónicas corresponden al margen superior de frecuencias del espectro de ondas acústicas cuyo límite inferior se encuentra en el entorno de los 16 kHz, siendo las más utilizadas en ensayos de materiales entre los 0,5–10 MHz. Las ondas se generan mediante la vibración de un cristal piezoeléctrico que se encuentra en contacto con la superficie de la pieza.

El *efecto piezoeléctrico* es el fenómeno físico más utilizado para la emisión y recepción de ondas ultrasónicas. Si un material piezoeléctrico se deforma mediante una presión mecánica externa, aparecen cargas eléctricas en su superficie (*efecto piezoeléctrico directo*). Inversamente, si un material se coloca entre dos electrodos, cambia su forma si se le aplica un potencial eléctrico (*efecto piezoeléctrico recíproco*). El directo es receptor de ultrasonidos y el recíproco es emisor de ellos. El material más antiguamente utilizado que presenta este fenómeno es el cristal de cuarzo; también tiene lugar, entre otros, en el sulfato de litio, en el titanio de bario y en el metaniobato de plomo.

Las ondas transversales se generan aprovechando los fenómenos de transformación de ondas que se producen al incidir una onda longitudinal oblicuamente a la superficie de la muestra de ensayo, de acuerdo con las leyes de la refracción.

6.4.4. Equipos de ultrasonidos

Para realizar los ensayos por ultrasonidos es necesario disponer de una fuente de emisión, provocar la interacción de las ondas ultrasónicas con las piezas de ensayo y, por último, registrar las indicaciones que resulten del ensayo.

El *transductor* de ultrasonidos consiste en un disco de material piezoeléctrico. La señal de entrada del transductor es la energía eléctrica alterna con la frecuencia específica del aparato, mientras que la de salida es la variación senoidal del espesor del cristal con su frecuencia característica. Ambas frecuencias deben de ser iguales, con el fin de entrar en resonancia y optimizar la potencia empleada.

Cada situación requerirá la adecuación de las distintas características básicas de diseño, entre las cuales se encuentran:

- *Sistemas de excitación de los ultrasonidos.* El más utilizado es el de excitación por impulsos, en el que el cristal se excita durante un tiempo muy corto y queda en reposo durante un tiempo muy dilatado si se le compara con aquél. De esta forma, el cristal emisor puede actuar también como receptor mientras está en reposo.
- *Frecuencia de excitación y dimensionado del cristal piezoeléctrico.* Es necesario seleccionar la frecuencia máxima que permita una penetración suficiente, que es función del espesor del material y de su coeficiente de atenuación.
- *Sistemas de emisión y recepción de los ultrasonidos.* Los métodos de operación son de resonancia, de transparencia o de sombra y de reflexión; se

caracterizan, a su vez, por la magnitud medida: frecuencia de resonancia, intensidad acústica, tiempo de recorrido de los ultrasonidos y, finalmente, combinación de estas dos últimas.

Factores implicados en la transmisión de ultrasonidos Los factores que influyen en la transmisión de los ultrasonidos a través de la superficie de exploración de la muestra son los siguientes:

- *Medio de acoplamiento.* Debido a la necesidad de emplear medios acústicamente conductores entre el transductor y la muestra, se utilizan aceites minerales y grasas como medios de acoplamiento.
- *Condición y estado de acabado de la superficie de exploración.* La cascarilla de óxidos o los recubrimientos presentan faltas de adherencia con el material base que dan lugar a sensibles mermas de la presión acústica incidente debido a la existencia de la película de aire interpuesta.
- *Curvatura de la superficie de explotación.* La curvatura de l superficie de exploración produce fenómenos de cambio en la divergencia del haz, dificultando su focalización, lo que da lugar a falsas indicaciones.
- *Frecuencia de excitación y diámetro del cristal.* Cuanto mayor sea la longitud de onda, mayor será la rugosidad crítica y, en consecuencia, se estará más lejos de las condiciones que den lugar a fenómenos de interferencia y a disminuciones de la presión acústica.

La comparación entre la muestra patrón y la muestra ensayada, con el fin de determinar el tamaño de las heterogeneidades, necesitará que ambas presenten una superficie de exploración con idéntica curvatura y que su estado de acabado superficial y el medio de acoplamiento sean muy similares.

Palpadores El diseño de los *palpadores* responde a resultados de carácter empírico, disponiéndose de una diversidad de tipos en los que se apoya el gran número de técnicas de operación que se pueden aplicar.

Los *palpadores de contacto* se aplican, mediante una cierta presión, directamente sobre la superficie de la muestra, interponiendo un medio de acoplamiento, clasificándose —según la dirección de propagación del haz con relación a la superficie de la muestra— en palpadores de incidencia normal y en angulares. Los de *incidencia normal* se utilizan con métodos de reflexión, de transparencia y de resonancia y se aplican a resolver problemas de defectología, de metrología y de caracterización. Los *angulares* se basan en la aplicación de las leyes que rigen la refracción de las ondas ultrasónica al incidir angularmente en una superficie límite entre dos medios, por lo que una onda longitudinal con incidencia angular sufre un desdoblamiento que da lugar a que en uno de los medios se propaguen, simultáneamente, una onda longitudinal y otra transversal.

Los *palpadores de inmersión* deben ser totalmente estancos y disponer de la posibilidad de ser focalizados por medio de lentes adheridas al cristal. Presentan

una serie de ventajas, consecuencia de que la transmisión de los ultrasonidos desde el palpador a la muestra se efectúe a través de una columna de líquido, sin contacto directo entre el palpador y la muestra. Ello permite: eliminar los riesgos de rotura; emplear frecuencias más elevadas; propagar el haz ultrasónico en la muestra con el ángulo de penetración deseado; aumentar la velocidad del ensayo.

Existen, además, una serie de *palpadores especiales*, entre los que se encuentran los siguientes: los *palpadores libres*, en los que el cristal oscila libremente, ya que carecen de amortiguador, lo que implica un poder de resolución muy bajo y una sensibilidad muy acusada; los *palpadores amortiguados*, en los que la amortiguación es máxima, de modo que son capaces de transmitir impulsos acústicos extremadamente cortos, lo que implica un poder de resolución elevado; los *palpadores puntuales*, que disponen de una aguja de acero cuya punta se apoya sobre la muestra de ensayo y en el extremo opuesto lleva adherido un cristal piezoeléctrico muy pequeño, del diámetro de la aguja, muy sensible como receptor y sin amortiguación alguna, por lo que sólo se utilizan como receptores.

6.4.5. Métodos de ensayo

Se puede operar según distintos *métodos*, bien en contacto con la superficie de exploración o bien por inmersión de la muestra, lo que permite realizar ensayos automáticos. Se dispone de una amplia gama de palpadores cuyas características propias —tales como la frecuencia, el diámetro y la disposición—, unidas a las del propio equipo de ultrasonidos, permiten conjugar los diversos parámetros del ensayo, longitud del campo próximo, divergencia del haz, penetración, sensibilidad, poder de resolución y transmisión a través de la superficie de exploración.

El método por *reflexión* es el más utilizado, tanto por la sencillez de su aplicación como por su facilidad de interpretación, radicando su principal característica en que son las ondas reflejadas en defectos y contornos del material las que son detectadas y visualizadas en la pantalla del equipo. El método por *transmisión* o *transparencia* se utiliza, fundamentalmente, en sistemas automatizados, basándose en las variaciones que se producen en la transmisión de energía ultrasónica como consecuencia de la presencia de defectos, variaciones que quedan reflejadas en el impulso que recibe la pantalla.

Ensayos con incidencia normal Los *ensayos con incidencia normal* se utilizan en los métodos de reflexión, en los de transparencia y en los de resonancia, empleándose fundamentalmente ondas longitudinales en casi todos los ensayos. La incidencia normal a la superficie de exploración se aplica, generalmente, en los ensayos de muestras de forma geométrica simple y para medir espesores, detectándose fundamentalmente heterogeneidades de morfología laminar cuyo plano principal sea perpendicular al eje del haz, así como heterogeneidades esféricas o cilíndricas. Los ensayos por reflexión se pueden realizar bien por la técnica de eco simple o por la técnica de ecos múltiples.

La *técnica del eco simple* consiste en graduar la base del tiempo de modo que la anchura total de la pantalla represente el espesor o la zona del material cuyo examen sea de interés. La *técnica de ecos múltiples* se basa en graduar la base de tiempos de manera que en la pantalla aparezcan las indicaciones de los sucesivos ecos de fondo.

Ensayos con incidencia angular Los *ensayos con incidencia angular* se aplican en los métodos de reflexión y en los de transparencia, empleándose, fundamentalmente, ondas transversales. La incidencia angular presenta grandes ventajas, como por ejemplo poder aplicarse a muestras de forma tanto simple como compleja; también se puede elegir el ángulo de propagación idóneo a la morfología, orientación y posición de una heterogeneidad.

Aplicaciones a distintos tipos de muestras La aplicación a *muestras cilíndricas y prismáticas* está encaminada a la detección de heterogeneidades, ya que para el estudio de los defectos superficiales otros métodos de ensayo pueden resultar más ventajosos.

Las *uniones soldadas*, aunque sean el resultado del ensamblaje de formas simples, resultan bastante complejas desde el punto de vista de las técnicas operativas requeridas para un examen por ultrasonidos, ya que el cordón de soldadura supone una heterogeneidad macroscópica en contraste con el material base. En el ensayo por ultrasonidos de uniones soldadas se emplea, preferentemente, el método de reflexión, mediante incidencia normal o angular, siendo esta última la de uso más extendido. En las *uniones a tope*, las heterogeneidades que se detectan son las grietas, las inclusiones de escoria, los poros, la falta de fusión y de penetración; la incidencia angular es la más aplicada, utilizando el método de reflexión. En las *uniones soldadas por puntos*, se detectan principalmente inclusiones de escoria y falta de plegado; se utiliza la incidencia normal, por contacto y mediante el método de reflexión.

En el caso de *muestras de formas complejas*, las heterogeneidades pueden deberse a los distintos procesos de elaboración a los que ha sido sometido el material; su naturaleza, morfología, orientación, posición y tamaño dependerá no sólo de estos procesos, sino también de la forma de la muestra. En las muestras moldeadas, tanto la naturaleza del material como su estado estructural —consecuencia del método de moldeo—, así como las características propias de las heterogeneidades originadas en este proceso, hacen más difícil su examen que el de las muestras prensadas, estampadas o forjadas, cuya estructura es más compleja, su grano más fino, y las heterogeneidades presentes adoptan preferentemente una morfología *lamínar*. En cualquier caso, existe una serie de circunstancias que limitan la aplicación de ultrasonidos a las muestras de forma compleja: la complejidad de la superficie hace difícil el acoplamiento; la superficie en el estado de moldeo crea problemas de transmisión de los ultrasonidos; la estructura basta da lugar a fuertes atenuaciones en los materiales anisótropos; el coste del ensayo puede ser demasiado elevado comparado con los costes de fabricación.

6.4.6. Interpretación de las indicaciones

La *interpretación* consiste en encontrar la *correlación* entre la indicación observada y la propia naturaleza, morfología, orientación, posición y tamaño de la heterogeneidad.

En los ensayos en los que se emplea el método de reflexión, la única información de la que se dispone para su interpretación es la indicación de su eco en la pantalla, que se debe analizar cuidadosamente en todos sus parámetros: distancia al origen de la pantalla, altura de la indicación, forma de la indicación, cambio que experimenta aquélla al mover el palpador o la muestra y variación que experimenta con la modificación de la frecuencia de ensayo.

Los resultados de estos análisis deberán indicar tanto la naturaleza como la morfología, orientación, posición y tamaño de las heterogeneidades que dieron lugar al eco.

Características de la heterogeneidad Las principales *características* que definen una *heterogeneidad* son las siguientes:

- La *naturaleza* de la heterogeneidad influye sobre su impedancia acústica y, por lo tanto, sobre la velocidad característica que la onda pueda tener al alcanzarla; interesa, sobre todo, su relación con la impedancia acústica del medio que la rodea. Si ambas impedancias son similares, la reflexión en la superficie límite será débil.
- La *forma* de la heterogeneidad influye sobre la cantidad de energía reflejada y, por tanto, sobre la altura y forma de la indicación. Por ejemplo, una heterogeneidad de tipo esférico y de superficie rugosa puede pasar desapercibida a una cierta frecuencia como consecuencia de la dispersión de energía que provoca.
- La *orientación* de la heterogeneidad debe permitir alguna reflexión del haz en la dirección adecuada, siendo óptima cuando el plano principal de la heterogeneidad es perpendicular al eje del haz de ultrasonidos.
- Si la *posición* da lugar a distancias considerables, el eco se confunde con el ruido de fondo y puede pasar desapercibido.
- El *tamaño* debe ser igual o mayor que la mitad de la longitud de onda del haz ultrasónico.

Características del material Las *características del material* que más afectan al ensayo son las siguientes:

- La *impedancia acústica* del material influye, sobre todo, en su relación con la impedancia acústica de la heterogeneidad.
- El *coeficiente de atenuación* influye de forma importante, ya que los fenómenos de absorción y dispersión de la energía en el material limitan,

por un lado, la distancia que puede alcanzar para un nivel determinado de sensibilidad y, por otro, producen ruido de fondo.

- El *estado superficial* de la muestra debería ser lo más liso posible, con el propósito de que las pérdidas de energía en la transmisión sean mínimas.

Parámetros de ensayo La frecuencia y las características de los palpadores ejercen una cierta influencia sobre la longitud del campo próximo, divergencia del haz, penetración, sensibilidad y poder de resolución. La *frecuencia* influye de forma decisiva en la protección de heterogeneidades pequeñas, debido a su relación con la longitud de onda.

Los *palpadores*, por su parte, deben disponer de gran diámetro para muestras de gran tamaño y unos diez milímetros de diámetro y de elevada frecuencia para aquellos ensayos que deben alcanzar hasta cien milímetros de distancia. De la indicación del eco que produce la heterogeneidad y que se observa en la pantalla se deducen las distintas características de la heterogeneidad: la morfología, la orientación, la posición, el tamaño y la naturaleza —discontinuidades tales como rechupes, cavidades y poros, impurezas tales como escorias, inclusiones o segregaciones—.

6.5. Ensayos mediante partículas magnéticas

6.5.1. Introducción

W.E. HOKE descubrió el principio que permite el empleo de los campos magnéticos y de las partículas ferromagnéticas en la detección de grietas en materiales magnéticos, al observar que las partículas metálicas finas que se producían durante el rectificado de piezas de acero, en algunos casos, se acumulaban formando una especie de red que dibujaban las grietas producidas durante el rectificado.

En 1829, A.V. DE FOREST estableció las bases del método e introdujo la innovación de magnetizar mediante el paso de corriente eléctrica. La idea de DE FOREST de hacer pasar corrientes de elevada intensidad a través de las piezas, empleando polvos magnéticos de tamaño, forma y propiedades perfectamente controladas para poder garantizar la producción y seguridad de los resultados, es de aplicación universal y actual. Se puede decir que éste es un método que permite incluso la detección de grietas finas y de poca profundidad en materiales ferromagnéticos, tanto en las fases de fabricación y montaje como durante el mantenimiento.

Si un imán es completamente cerrado, el flujo magnético estará contenido en su totalidad dentro del círculo, ya que no existen polos, con lo que este imán no atraerá a otros materiales ferromagnéticos. Pero si este imán tuviera una grieta en su superficie exterior, se interrumpería el flujo uniforme de las líneas de fuerza, teniendo que salir algunas de ellas y dando lugar a la creación de

un campo magnético con sus correspondientes polos. Las líneas de fuerza que se ven forzadas a salir del imán como resultado de la presencia de la grieta se conocen con el nombre de *fugas de flujo*. Si se depositan partículas magnéticas sobre el imán, serán atraídas por los polos creados por las grietas, dando lugar a la formación de un grupo de partículas en esa zona, lo que constituye una indicación de la grieta.

Si la irregularidad superficial que presenta el imán es una superficie ondulada, las líneas de fuerza permanecerán dentro del imán y por tanto no se formarán polos magnéticos y no tendrá lugar la formación de fugas de flujo. Sin embargo, si el imán tuviera una grieta en las proximidades de la superficie, las líneas de fuerza pasarían por encima y por debajo de ella, viéndose forzadas algunas de ellas a salir a la superficie, dando lugar a la formación de fugas de flujo y, en consecuencia, originando la correspondiente indicación. Este tipo de ensayo se basa en el establecimiento de un campo magnético en el material ensayado, por lo que sólo se podrá aplicar a los materiales que puedan ser fuertemente magnetizados.

El ensayo por partículas magnéticas se puede dividir en cuatro etapas: la primera corresponde a la magnetización de la pieza; la segunda a la aplicación de las partículas magnéticas sobre la pieza, la tercera a la observación y registro de la presencia de indicaciones y la cuarta a la desmagnetización.

6.5.2. Técnicas de magnetización

Imanes permanentes Si se sitúa un material ferromagnético entre los polos de un *imán permanente*, se tiene una pieza magnetizada longitudinalmente, por lo que cualquier discontinuidad superficial que corte a las líneas de fuerza da lugar, si la magnetización presenta la suficiente intensidad, a un campo de fuga que puede ser perfectamente revelado mediante partículas magnéticas extendidas sobre la pieza ensayada.

Electroimanes Los *electroimanes* son equipos en forma de U, con una bobina para suministrar la corriente de magnetización, colocándose la pieza entre los polos del electroimán y estableciéndose un campo magnético longitudinal sobre ella.

Los electroimanes son equipos manuales de diseño especial que se emplean en la detección de discontinuidades en la superficie de materiales magnéticos, siendo los más indicados para la inspección de piezas con buen acabado superficial y en las que se debe evitar la formación de arcos eléctricos que produzcan quemaduras.

Magnetización por corriente eléctrica Existen diversas técnicas de *magnetización por corriente eléctrica*. En la *técnica de electrodos* las puntas son conductores de corriente, normalmente barras de cobre, que se utilizan para magnetizar áreas localizadas. Cuando la corriente eléctrica pasa a través de las puntas, se

crea en la pieza ensayada un campo circular, entrando la corriente eléctrica por una de ellas y saliendo por la otra, siendo la dirección de las líneas de flujo, alrededor de la punta de salida, la contraria a la de las agujas del reloj, oscilando la separación de los electrodos entre los 75 y los 200 milímetros.

La *magnetización longitudinal* se basa en el principio de que la corriente eléctrica que pasa a través de un conductor forma un campo magnético a través de él.

En la *magnetización circular* se establece un campo magnético al circular una corriente eléctrica a través de cualquier material conductor de electricidad, formando siempre las líneas de fuerza magnéticas ángulos rectos con respecto a la dirección del flujo de la corriente eléctrica, rotando en sentido contrario a las agujas del reloj.

Por último, la *magnetización multidireccional* se efectúa mediante corrientes de elevada intensidad que operan con circuitos que se activan uno a uno de forma sucesiva. El efecto de esa rápida secuencia alternativa de la corriente produce una magnetización total de la pieza en múltiples direcciones, aplicándose sobre grandes piezas de fundición, forjadas y recipientes a presión, en las que se reduce el tiempo de inspección de forma muy considerable.

6.5.3. Aplicación de las partículas magnéticas

Una vez magnetizada la pieza, se debe aplicar sobre ella el «revelador» que permita detectar los campos de fuga originados en las discontinuidades al ser aplicadas las partículas magnéticas, cuyas propiedades varían dentro de una amplia gama según el problema que se pretenda resolver.

El aspecto y la forma de las indicaciones que aparecen en la superficie de la pieza es la única fuente de información de que dispone el operador para emitir un juicio sobre la naturaleza y el origen de dicha indicación.

Influencia del tamaño. La fuerza de atracción requerida para la fijación de las partículas es mayor cuando éstas son grandes que cuando son pequeñas, de lo que se deduce que el tamaño de la partícula es inverso a la sensibilidad. Si son demasiado finas, pueden adherirse a la superficie aunque no haya discontinuidades y dar lugar a errores en la interpretación. En la práctica, las partículas que se aplican en forma de polvo seco son mezclas de diversos tamaños en proporciones cuidadosamente elegidas, de forma que, mientras las más pequeñas proporcionan sensibilidad al método, las más grandes no sólo ayudan a localizar discontinuidades grandes, sino que por su efecto de arrastre contrarrestan en gran parte la tendencia que presentan las finas a producir falsas indicaciones.

Efecto de la forma. Como las partículas tienden a alinearse en la dirección de las líneas de fuerza de los campos de fuga —que, por lo general, son muy débiles—, será necesario que las partículas opongan la menor resistencia posible a su alineación.

Influencia de la permeabilidad magnética. En teoría, la permeabilidad de las partículas magnéticas, o facilidad con la que pueden ser magnetizadas, debe ser lo más alta posible, ya que así capturarán más líneas de fuerza en los campos de fuga y se orientarán más fácilmente.

Influencia de la retentividad y de la fuerza coercitiva. La *retentividad*, o capacidad del material para retener magnetismo residual debe ser lo más baja posible, del mismo modo que la fuerza coercitiva, que es la fuerza de magnetización inversa que se requiere para eliminar el magnetismo residual en cualquier material.

Efecto de la movilidad. Cuando mayor sea la movilidad, más rápidamente se formarán las indicaciones y más nítidas serán.

Efecto de la viscosidad y el contraste. Existen partículas magnéticas fluorescentes cuyas indicaciones observadas bajo luz negra en una cámara oscura proporcionan un contraste y una visibilidad óptimas, aunque magnéticamente las partículas fluorescentes presentan menor sensibilidad, que se ve compensada ampliamente porque son suficientes unas pocas partículas situadas sobre la discontinuidad para que ésta se visualice perfectamente.

Efecto del tipo de aplicación. El método seco proporciona mejores resultados cuando las discontinuidades se encuentran en las proximidades de la superficie. Sin embargo, cuando se trata de discontinuidades superficiales muy finas, la superioridad del método húmedo es incuestionable, cualquiera que sea el tipo de corriente utilizado.

Influencia del método de examen. Se dan dos tipos, el continuo y el residual, siendo el continuo el más utilizado para la mayor parte de las aplicaciones, debido a su mayor sensibilidad. El residual se aplica después de que la fuerza de magnetización ha sido desconectada, con lo que sólo puede aplicarse a los materiales que, debido a su alta retentividad, conservan un campo residual suficiente.

6.5.4. Interpretación y registro de las indicaciones

Las indicaciones de partículas magnéticas presentan sus bordes con una definición muy nítida cuando proceden de discontinuidades —tales como grietas superficiales— cuyo plano es perpendicular a las líneas de fuerza del campo magnético, determinándose con dificultad por este método las heterogeneidades de morfología esférica, tales como cavidades o poros.

El aspecto de las indicaciones correspondientes a distintos tipos de defectos son las siguientes: las *grieta de contracción* aparecen como líneas quebradas; los *pliegues de forja*, como líneas rectas o ligeramente curvadas o sinuosas; las *grietas de temple* presentan indicaciones muy definidas, apareciendo como líneas rectas, quebradas o curvas; las *grietas de rectificado* aparecen como retículo de líneas muy finas; las *grietas de dilatación* tienen indicaciones muy marcadas, presentando formas rectilíneas curvadas o quebradas; las *grietas de fatiga* poseen indicaciones con bordes muy definidos o marcados, siendo rectilíneas en

su primer plano, desviándose de esa dirección en función de la geometría y del estado de sollicitación de la muestra; por último, las *grietas de corrosión bajo tensiones* dan lugar a indicaciones rectas o quebradas con tendencia a presentar pequeñas ramificaciones paralelas en forma de estratos.

6.5.5. Desmagnetización

Todos los sistemas de *desmagnetización* someten a la pieza a un campo magnético alterno, cuya intensidad va gradualmente decreciendo hasta anularse. Así todos los materiales ferromagnéticos sometidos a un campo magnético conservan, después de cesar la actividad del campo, un cierto magnetismo —llamado *residual*— cuya intensidad depende de la retentividad del material.

La desmagnetización es necesaria cuando el material: pueda interferir con posteriores operaciones de mecanizado; pueda interferir con procesos de soldadura con arco; pueda interferir de alguna forma en el funcionamiento de equipos o aparatos incorporados en la estructura donde se encuentre instalada la pieza; pueda causar daños en partes móviles, por captura de partículas de metal o magnéticas.

6.6. Ensayos por líquidos penetrantes

El método de *ensayo por líquidos penetrantes* sirve para detectar discontinuidades que afloran a la superficie en sólidos no porosos, puesto que al aplicar el líquido sobre la superficie de la muestra, éste penetra en las discontinuidades por capilaridad. Una vez que se elimina el exceso de líquido de la superficie de la muestra, el líquido contenido en las discontinuidades sale al exterior con la ayuda del revelador, pudiendo observarse en su superficie. En comparación con los demás métodos, la aplicación de este ensayo es menos compleja y no requiere el empleo de equipos sofisticados.

6.6.1. Objeto del ensayo y campo de aplicación

Los factores que influyen en la introducción del líquido penetrante son los siguientes: las obstrucciones mecánicas, los recubrimientos y contaminantes superficiales, la configuración geométrica de la discontinuidad, la tensión superficial del líquido penetrante, los aditivos del propio líquido, la temperatura de los distintos componentes del ensayo y la rugosidad del interior de la discontinuidad.

Este tipo de ensayo se aplica fundamentalmente a los materiales metálicos no ferromagnéticos, tales como el aluminio y sus aleaciones, los aceros inoxidables, cobres, bronces, latones, etc., y a los materiales no metálicos.

6.6.2. Productos utilizados

Penetrantes Las *propiedades* más importantes que deben cumplir los *líquidos penetrantes* son las siguientes: capacidad para penetrar fácilmente en las discontinuidades más finas; mínima tensión superficial; velocidad de evaporación o secado adecuada; facilidad de limpieza; fluidez; conservación del color o la fluorescencia durante el tiempo necesario; químicamente inerte con respecto a la muestra; no inflamabilidad; estabilidad; toxicidad nula; baratura. Lógicamente, es imposible reunir todas estas propiedades en una sola especie química, por lo que se utilizan combinaciones de líquidos con diferentes composiciones.

Los líquidos penetrantes se agrupan en función de la fuente de luz que se precisa para la observación de las indicaciones que proporciona el ensayo. Así, pueden ser coloreados que se observan con luz visible blanca; o fluorescentes, que se observan con luz negra o ultravioleta.

Reveladores Los *reveladores* actúan como papel secante que extrae el líquido de la discontinuidad y reduce el tiempo necesario para que la indicación pueda ser observada. Deben reunir características tales como: gran capacidad de absorción del penetrante; buena definición del contorno de las indicaciones; fácil aplicabilidad y espesor uniforme de la capa resultante; fácil eliminabilidad y no corrosividad.

Existen diversos tipos de reveladores. Los de *polvo seco* suelen ser de yeso o de talco. Los *acuosos* se caracterizan por su facilidad de aplicación, aunque exigen prestar mucha atención al mantenimiento de la suspensión. Los *húmedos no acuosos* son suspensiones de polvo en disolventes. Finalmente, los de *película líquida* son soluciones o suspensiones de resinas en un medio adecuado que se aplican por pulverización.

6.6.3. Técnicas de inspección

El ensayo se puede realizar bien de forma manual, con equipo portátil o en instalaciones fijas; o bien en instalaciones automatizadas. La norma ASTM E 165-95 describe los procedimientos a seguir en este tipo de ensayo.

6.6.4. Indicaciones

Las formas más corrientes de las indicaciones en este tipo de ensayos son las siguientes:

- *Indicaciones lineales continuas, abiertas o cerradas.* Son producto de la existencia de grietas, dando lugar a líneas endentadas, rugosas o con ramificaciones; de cierres de enfriamiento, en las que las líneas son rectas, suaves y estrechas; o de solapes de forjado que dan lugar a líneas sinuosas y suaves.

- *Indicadores lineales intermitentes.* Son consecuencia de que se cierran algunas zonas de las discontinuidades cuando las piezas se someten a procesos de rectificado, forjado o mecanizado.
- *Indicaciones redondeadas.* Se deben a porosidades, consecuencia de oclusiones gaseosas.
- *Indicaciones puntiformes, agrupadas o dispersas.* Proceden de discontinuidades originadas por burbujas ocluidas, o por la naturaleza porosa de la pieza o por microrechupes en aleaciones fundidas.

Como en todos los ensayos no destructivos, en el ensayo con líquidos penetrantes hay que prestar especial atención a la generación de indicaciones falsas que son producto, en este tipo de ensayo, del lavado defectuoso de las piezas, o de la manipulación poco cuidadosa, o de problemas derivados de la geometría o de la construcción de la pieza ensayada.

6.6.5. Ventajas e inconvenientes del ensayo por líquidos penetrantes

Entre las *ventajas* de este método, se pueden citar que permite ensayar toda la superficie de la pieza, que no requiere emplear equipos complejos ni caros, que abarca gran cantidad de materiales y que es un ensayo económico. Entre sus *limitaciones*, que no detecta discontinuidades que se encuentren bajo la superficie, que no se puede aplicar a materiales porosos ni a pieza con recubrimientos protectores o pintadas y, finalmente, que los penetrantes son líquidos derivados del petróleo, lo que dificulta su empleo en algunos materiales plásticos.