

## **Comportamiento del Acero Inoxidable Dúplex Austenoferrítico bajo Condiciones de Trabajo de Alta Temperatura:**

Los Aceros Dúplex presentan en comparación a un monofásico una combinación mejorada de propiedades mecánicas y una mayor resistencia a la corrosión. La importancia de conocer el comportamiento de estos bajo condiciones de trabajo de altas temperaturas se debe que es una etapa crítica de ellos que puede llevar a la formación de fracturas y un acabado de superficie inaceptable.

Si bien, el comportamiento de los Aceros monofásicos es bastante conocido, la presencia otra fase afecta considerablemente el comportamiento de la otra. Esto lo podemos observar, por ejemplo, que en un trabajo a alta temperatura varía la microestructura en la relación a las proporciones de las fases, orientación y la morfología, al mismo tiempo que se desarrolla una recristalización y recuperación de dos fases dúctiles.

El experimento consistió básicamente en usar Acero Dúplex con dos tipos de estructura: de Colada y Forjado. Estas muestras fueron sometidas a un ensayo de compresión (a 1000°C) y a ensayos de torsión (1000°C, 1100°C y 1200 °C). Las muestras obtenidas fueron analizadas mediante cristalografía cuantitativa y microscopia electrónica de transmisión.

Inicialmente el material, de colada muestra a la austenita con una estructura dendrítica rodeada de una matriz de ferrita, existiendo una interfaz del tipo Kurdjumov-Sachs (cuando los planos más densos de una estructura BCC (110) es paralelo a uno FCC (111)). El material forjado muestra a la austenita con una estructura del tipo planar-lineal en una matriz de ferrita, la interfaz entre estas fases es incoherente.

Del gráfico del esfuerzo de compresión v/s deformación ambos materiales alcanzan el estado constante a un esfuerzo muy cercano, al igual que para los ensayos de torsión el peak encontrado para los esfuerzos en ambos materiales fueron similares, solo que ocurrieron para deformaciones diferentes (la deformación del material forjado fue mayor). Lo anterior lo podemos asociar a que no existió recristalización dinámica, estudios posteriores de las muestras reafirmaron esto, ya que los ángulos de límite de grano no eran altos, como se hubiese esperado si hubiese existido recristalización dinámica.

En relación a la ductilidad, se observa que esta se incrementa para el material de colada a medida que la temperatura del ensayo aumenta. Por ejemplo, para el material de colada en el ensayo de torsión a 1000°C se observaban muchas grietas, y la mayor densidad de estas se encontraba en el límite de grano, en el ensayo efectuado a los 1100°C se observó que el número de fracturas disminuía notablemente al punto que el ensayo efectuado a 1200°C la muestra estaba libre de fracturas (esto se lo adjudicamos a una recuperación de la ferrita). Esto se contrapone al material forjado, puesto que en el ensayo de torsión de 1000°C no se apreciaban fracturas. Esto nos lleva básicamente a pensar dos cosas, primero: la ductilidad del material, no sólo depende de la ductilidad de las fases constituyentes, sino que también de su distribución y sobre todo de la naturaleza de la interfaz, segundo: la densidad de las fracturas se ve incrementada en la zona de límites de grano.

La microestructura desarrollada es sumamente heterogénea y complicada. Esto lo vemos en se observamos zonas con granos desorientados, otros formando monocristales, interfaces incoherentes y del tipo K-S y subgranos orientados.

De acuerdo con las observaciones microestructurales, se observa que para el material de forja, el austenita está alineada con la dirección de rodadura, por otro lado, en el material de colada, se observa que existe una relación de orientación tipo K-S, entre ferrita y austenita. Esta relación de orientación quiere decir que los planos densos de ambas fases son aproximadamente paralelos causando una menor ductilidad.

Luego de los ensayos en caliente, se observó que la RX de la austenita causó la destrucción de gran parte de la relación de orientación K-S. También se observó que hay una gran diferencia en la distribución espacial de las fases y en el TIPO de interfase Austenoferrítica lo que eventualmente podría redundar en el comportamiento de deformación.

*La microestructura debida al trabajo en caliente difiere en ferrita y austenita:*

Mientras la ferrita desarrolla una estructura granular bien recuperada, la austenita NO recupera bien e incluso presenta redes complejas de dislocaciones. Además, se observa que existen regiones de austenita indeformadas incluso para grandes deformaciones, lo que se traduce en una heterogeneidad en la distribución.

Observando las curvas de esfuerzo de los materiales forjados y fundidos, se ven grandes diferencias, las cuales se deben a la microestructura inicial y además al modo de deformación. En el modo de deformación plana, se alcanza un esfuerzo sigma c y según observaciones microestructurales, ningún signo de RX dinámica es observado, En el modo de torsión, las curvas de flujo muestran un rápido endurecimiento parabólico seguido

por una región de endurecimiento casi-lineal hasta un tope  $\sigma_t$ , a una deformación de 0,5 a 0,8.

Se relaciono el flujo de esfuerzos con el parámetro de Zener-Hollomon, que relaciona la velocidad de deformación con la temperatura.

También se observa que para mayores temperaturas, la fracción en V de ferrita aumenta en desmedro de la austenita, lo que, según lo sabido, podría causar ablandamiento adicional. Se ocupo también la ley de mezclas, para determinar los esfuerzos teóricos de del dúplex. Existe concordancia entre las curvas obtenidas y las que fueron deducidas por la ley de mezclas.

Se puede observar que para deformaciones mas bajas que 0.1, la forma de la curva de fluencia es muy similar a aquella correspondiente al acero ferrítico. Esto parece indicar que en el dual, la ferrita controla el comportamiento de deformación en las primeras etapas. De todas maneras, el nivel de esfuerzo en el DSS es aproximadamente 20 Mpa mayor (a 1100° C) que el alcanzado en el acero únicamente ferrítico, lo que puede ser entendido bajo la base de diferencias en la composición y en el efecto de endurecimiento debido a la presencia de la fase mas dura de austenita en el dual.

Se ha encontrado que más allá del esfuerzo de fluencia tensional y sobre el esfuerzo máximo, el acero dual forma gradualmente un alineamiento diferente de las fases constituyentes con respecto al eje longitudinal.

Esta configuración es probablemente una distribución paralela para la cual la ley de mezclas correspondiente a deformación constante podría ser aplicada.

Para mayores deformaciones, el flujo de esfuerzos decrece y se obtienen niveles mas bajos que aquellos obtenidos por la ley de mezclas. A 1100° C y 1200° C un estado estático parece haber sido alcanzado para deformaciones mayores a 1, pero a 1000° C el esfuerzo decrece continuamente hasta la fractura. Observaciones microestructurales revelan que a 1000° C el daño a la interfase austenita-ferrita esta presente para deformaciones menores a 1. Esto explicaría el continuo descenso del esfuerzo desde el tope a esta temperatura. También debe haber un factor de alineamiento de la orientación aleatoria inicial en la estructura de colada que podría contribuir al ablandamiento observado.

Se ha observado a 1000° C que las fracturas se forman en la interfase austenita-ferrita, en regiones en la cuales la relación de orientación K-S sigue entre ferrita y austenita. La formación de grietas en a interfase puede ser interpretada como la manera de relajar el constreñimiento. Mientras la temperatura de trabajo en caliente se incrementa, la contribución de la difusión y los bajos niveles de esfuerzo alcanzados podrían ser responsables de la alta ductilidad del dual.

Carlos Llanos P  
Roberto Lozano O.