
6. CONCLUSIONES

A continuación se enumeran las conclusiones que se han obtenido del presente trabajo:

La conjunción de las bajas temperaturas utilizadas en el conformado en tibio y/o los distintos porcentajes de V en solución obtenidos ha permitido obtener

1. Distribuciones de V(C,N) muy finas en todos los casos analizados. El engrosamiento de los precipitados ha sido mínimo como consecuencia de las bajas temperaturas de conformado. Por lo tanto, el tamaño de los precipitados en el estado de recepción del material se convierte en un factor crítico.
2. Tamaños de grano austenítico pequeños como consecuencia de la baja temperatura de conformado, que ha impedido la migración libre de las juntas, y que en el caso de los aceros microaleados, se ha sumado el efecto de *pinning* de las juntas ejercido por los precipitados de V(C,N).

3. Se ha determinado la cinética de recristalización estática de los tres aceros mediante la técnica de relajación. Los tiempos para la consecución del 50% de fracción recristalizada son más pequeños en el acero C-Mn que en el caso de los microaleados. Este retraso es debido a dos factores: efecto *solute drag* que el V en solución ejerce y fundamentalmente al efecto *pinning* que los precipitados de V tienen en las juntas, siendo este último el principal causante del retraso observado.
4. De nuevo, y debido a la suma del efecto de la baja temperatura y los precipitados, los aceros microaleados comienzan la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ con una estructura mixta de austenita recristalizada y deformada, mientras que el C-Mn llega a completar la recristalización bajo ciertas condiciones.
5. El acero al C-Mn muestra una típica estructura ferrítico/perlítica, con un tamaño de ferrita fino pero con un espaciado laminar de perlita que no ha mostrado variación con las condiciones de deformación. Los dos aceros microaleados han revelado una compleja microestructura fina compuesta de Ferrita+Perlita (pseudoperlita)+ Fases frágiles(MB), teniendo esta última un papel primordial en las propiedades mecánicas de estos aceros.
6. La fase MB (Martensita+Bainita) se ha presentado con dos morfológicas claramente diferenciadas, una de islotes de pequeño tamaño aislados, y otra en forma de bandeo. Por otro lado se ha detectado, mediante medidas de nanodurezas, precipitación durante la transformación en la ferrita, de manera que la resistencia de la misma varía según las condiciones de conformado. Por la misma técnica se ha podido comprobar que la naturaleza del constituyente MB también depende de las condiciones de conformado.

7. Una buena combinación de resistencia y tenacidad, comparando con procesos a mayor temperatura, podría ser el común denominador de los tres aceros, mostrando los microaleados mejores valores de resistencia que el C-Mn, y de tenacidad dependiendo del caso. En el C-Mn las principales aportaciones a la resistencia del material vienen dadas por su fina microestructura, los elementos en solución y la introducción de dislocaciones durante la transformación en los enfriamientos acelerados. En ambos aceros microaleados la combinación entre la compleja microestructura obtenida y su naturaleza junto con la precipitación en ferrita han sido factores determinantes en la obtención de buenos niveles de resistencia. Los distintos mecanismos de fractura observados en los aceros microaleados están íntimamente relacionados con las fases MB, aunque en ningún caso se ha podido determinar con exactitud el origen de la fractura.

8. La microaleación con vanadio aparece como un procedimiento adecuado para mejorar las características mecánicas de productos obtenidos mediante forja en tibio. Permite: controlar el grano de austenita, retrasar la recristalización estática e incrementar la resistencia mecánica a través de un endurecimiento por precipitación.