

Capítulo 5

Efecto de la estructura inicial (laminada o colada) en la ductilidad en caliente

Como se vio en el capítulo 4, las probetas del acero A1 recalentadas a 1100°C tenían comportamientos frágiles que se relacionaron con posibles segregaciones a espacios interdendríticos. Dada la estructura inicial del acero A1, cuyas probetas se mecanizaron directamente de una palanquilla, estas segregaciones se interpretaron como segregaciones reminiscentes de las que pudieran haber tenido lugar durante la solidificación en colada continua. Para el mismo acero, la fragilización de las probetas recalentadas a 1330°C se relacionó con segregaciones intergranulares que se habrían visto favorecidas por la alta temperatura de recalentamiento y alta velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de ensayo.

La mayoría de los trabajos que se encuentran en bibliografía sobre la ductilidad en caliente de diferentes calidades de acero aportan datos obtenidos para probetas con una estructura inicial laminada o forjada, siendo escasos los datos para probetas extraídas directamente de palanquilla o planchón. Además, dadas las diferencias en las condiciones de ensayo y calidades de acero de los distintos trabajos, es difícil poder comparar los resultados y conocer el efecto de la estructura inicial del material en la ductilidad en caliente cuando las probetas se someten a un ciclo de recalentamiento.

Para esclarecer hasta qué punto los mecanismos de daño que reducen la ductilidad en caliente del acero A1 (con *estructura de solidificación o de colada*), están relacionados con la estructura inicial del material, se evaluará la ductilidad en caliente del acero A2. Este acero, con una composición química muy parecida a la del acero A1, tiene una *estructura inicial de laminación*, ya que sus probetas se mecanizaron de varilla corrugada.

Las probetas del acero A2 se sometieron a los mismos ciclos de recalentamiento que se utilizaron para el acero A1 en el capítulo anterior para conocer el origen de los mecanismos de fractura que se observaron en aquél, así como el efecto que la estructura inicial del

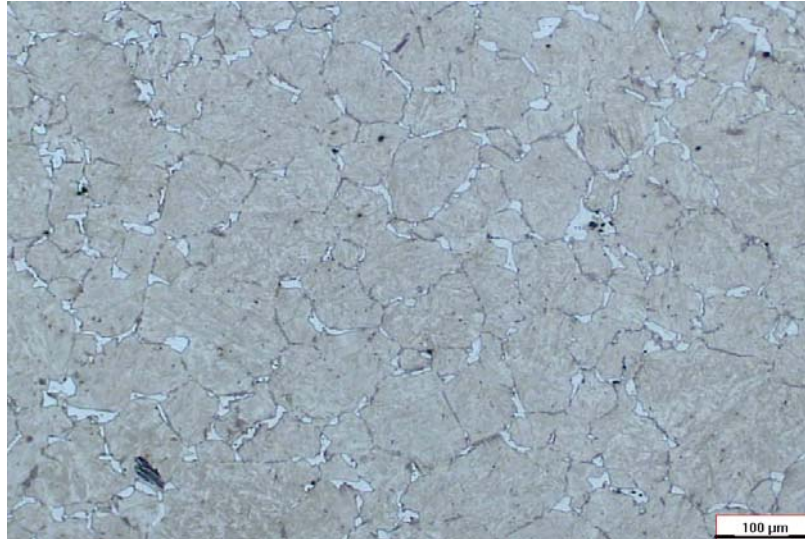
material tiene en la ductilidad en caliente de un acero C-Mn con altos contenidos en elementos residuales. Los resultados se presentarán en función de la temperatura de recalentamiento: en primer lugar se compararán los comportamientos de los aceros A1 y A2 tras recalentamientos a 1100°C y seguidamente tras recalentamientos a 1330°C. Los resultados también podrán ser analizados desde el punto de vista del efecto que tiene el ciclo térmico en la ductilidad en caliente de un acero cuya estructura inicial es laminada, habiendo analizado en el capítulo anterior el mismo efecto cuando el acero tiene una estructura inicial colada.

5.1. Efecto de la estructura inicial del material para recalentamientos a 1100°C

El efecto de la estructura inicial del acero en la ductilidad en caliente tras un recalentamiento a 1100°C se podrá determinar comparando las curvas de ductilidad de los aceros A1 y A2 obtenidas bajo dichas condiciones de ensayo. También será necesario evaluar los mecanismos de fragilización mediante el estudio fractográfico y metalográfico de las probetas de ambos aceros. Dado que las fractografías y metalografías correspondientes a las probetas de acero A1 ensayadas tras recalentamientos a 1100°C ya se mostraron en el capítulo anterior, aquí sólo se mostrarán las del acero A2.

5.1.1. Tamaño de grano del acero A2

Para poder discutir los resultados que se obtengan para el acero A2 con los obtenidos para el acero A1 tras un recalentamiento a 1100°C es importante conocer el tamaño de grano inicial que tienen las probetas del acero A2 cuando éstas siguen el mismo ciclo de recalentamiento. Para ello se decoraron los límites de grano de austenita con ferrita, para obtener una metalografía con los granos austeníticos diferenciados como la que se muestra en la Figura 5.1. Siguiendo el mismo procedimiento que se siguió para el acero A1, se encontró que un recalentamiento a 1100°C del acero A2 induce un tamaño de grano inicial de 55µm. Esto supone una pequeña disminución del tamaño de grano con respecto al obtenido para el acero A1 tras el mismo ciclo térmico, ya que para este último el tamaño de grano medio fue de 67µm.



$$d_{gr} = 55\mu\text{m}$$

Figura 5. 1 Metalografía de una probeta de acero A2 con los límites de grano de austenita decorados con ferrita tras un recalentamiento a 1100°C

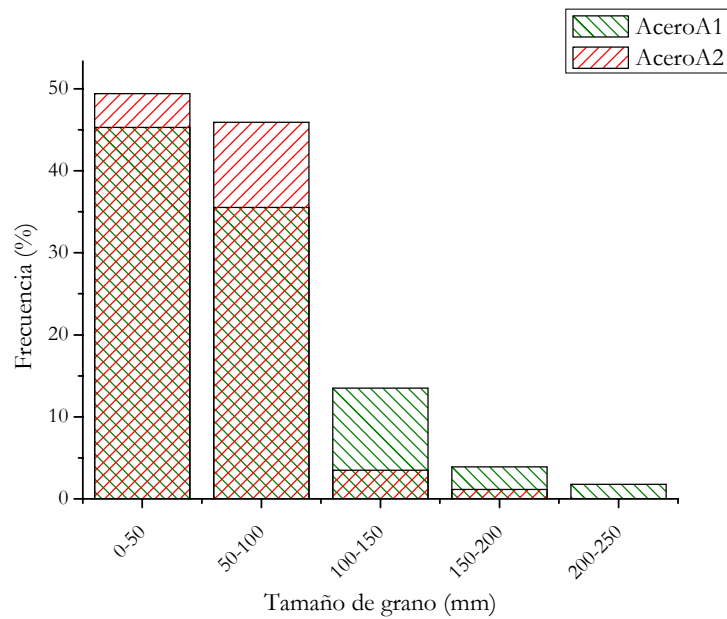


Figura 5. 2 Comparación de las distribuciones de tamaños de grano de los aceros A1 (colado) y A2 (laminado) tras recalentamiento de las probetas a 1100°C

En la Figura 5.2 se comparan las distribuciones de tamaño de grano de cada uno de los aceros para un ciclo de recalentamiento a 1100°C. En ella se puede ver que el acero A2 tiene un tamaño de grano más homogéneo, ya que la mayoría de los granos tienen tamaños menores a las 100μm y son muy pocos los que superan dicho tamaño. En el acero A1, se

encontraron granos grandes, de hasta más de $200\mu\text{m}$, con mayor frecuencia. Esta diferencia en las distribuciones de tamaño de grano son consecuencia de la estructura inicial del material, ya que el trabajo en caliente al que ha sido sometido el acero A2 permite refinar y homogeneizar la microestructura^[116] y esto facilita la obtención de un grano más homogéneo durante el posterior recalentamiento de las probetas.

5.1.2. Curvas de ductilidad en caliente

La curva de ductilidad del acero A2 tras un recalentamiento de las probetas a 1100°C se compara en la Figura 5.3 con la que se obtuvo para el acero A1, para conocer el efecto de la condición inicial del material en la ductilidad evaluada tras recalentamientos a bajas temperaturas. Lo primero que se puede observar es que el acero A2 pierde la ductilidad a menores temperaturas que el acero A1, pero igualmente dentro del intervalo austenítico de temperaturas. Esto tiene como consecuencia el estrechamiento del valle de ductilidad cuando el acero ha sido previamente deformado y ensayado a tracción en caliente tras recalentamientos a bajas temperaturas.

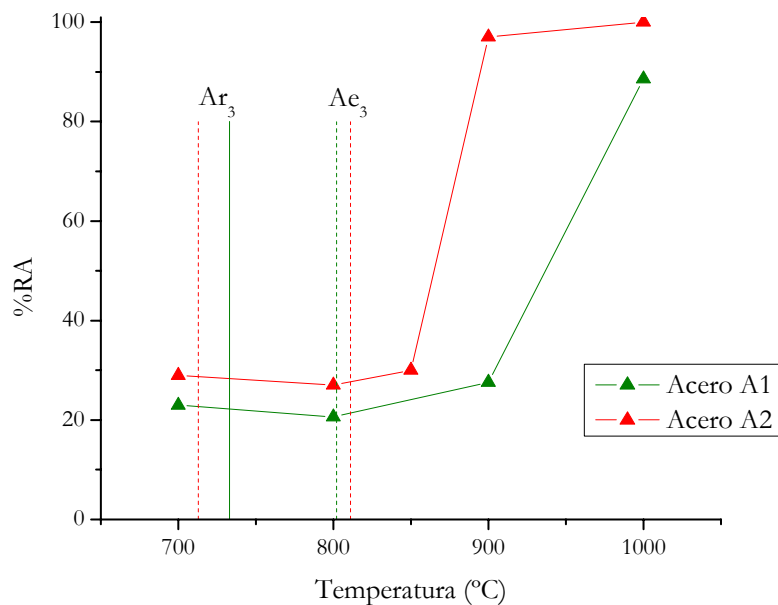


Figura 5. 3 Curvas de ductilidad tras recalentamientos a 1100°C de los aceros A1 (colado) y A2 (laminado)

El desplazamiento de las curvas a menores temperaturas al pasar de una estructura laminada a una colada coincide con una disminución de la temperatura para el inicio de recristalización dinámica. La existencia de este fenómeno se puede apreciar tanto en las metalografías de las probetas una vez ensayadas, en las que se verían granos más pequeños que el inicial del acero, como mediante la curva tracción-deformación del ensayo cuando la tensión se mantiene o disminuye paulatinamente por efecto de la estricción. Incluso puede haber fluctuaciones que indicarían recristalización dinámica de pico múltiple.

Para el acero A1 la desaparición de la recristalización dinámica se muestra mediante metalografías de las probetas ensayadas a 1000°C (Figura 5.4a), en la que se ve la formación de nuevos granos equiaxiales sólo cerca de la superficie de fractura, y a 900°C (Figura 5.4b) que es la temperatura a la que se pierde la ductilidad y en la que los granos que se intuyen son los iniciales, por lo tanto no hay recristalización. Para demostrar la relación entre la desaparición de la recristalización dinámica y la pérdida de la ductilidad en el acero A2 (Figura 5.5), se representan las curvas de tensión-deformación a tracción a 900°C, temperatura a la que el acero es dúctil y para la que efectivamente la curva presenta características de que hubo recristalización dinámica, y a 850°C que es la temperatura a la que la ductilidad cae y a la que el comportamiento a tracción demuestra que el fenómeno de ablandamiento desaparece por la caída brusca de la curva después de alcanzar el máximo.

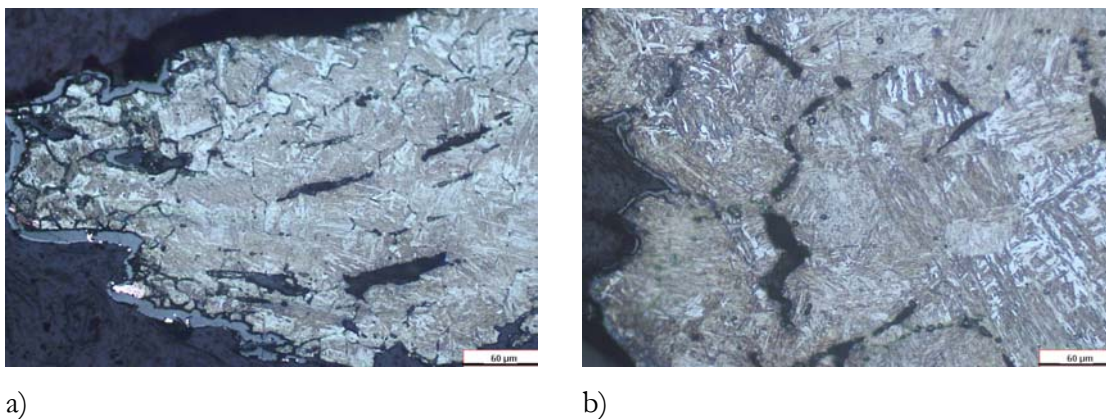


Figura 5. 4 Metalografías de las probetas de acero A1 recalentadas a 1100°C y ensayadas a a) 1000°C y b) 900°C

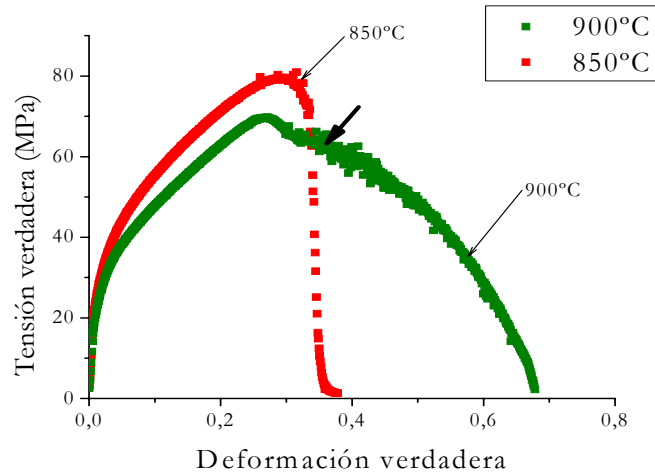


Figura 5. 5 Curvas tensión-deformación a tracción del acero A2 de las temperaturas a las que se produce la transición dúctil-frágil tras recalentamientos de las probetas a 1100°C

El S es un elemento que aumenta la temperatura para el inicio de recristalización dinámica^[54,67,69], aunque en este caso la composición en S de los aceros A1 y A2 es alta para los dos aceros e incluso mayor para el acero A2. Sin embargo, los sulfuros de cada uno de los aceros tienen distintas morfologías y distribuciones en función de la estructura inicial del material. La laminación además de haber alargado los sulfuros probablemente también haya alterado los patrones de segregación y esto puede ser determinante dada la influencia que en el capítulo anterior se atribuyó a la segregación en cuanto a la pérdida de ductilidad en el intervalo austenítico.

A pesar de que existe consenso en considerar al S un elemento perjudicial para la ductilidad en caliente de los aceros, no queda claro a través de qué mecanismo éste elemento fragiliza al acero. Mientras que algunos autores sostienen que el efecto fragilizador del S se debe a que su segregación disminuye la cohesión intergranular^[64,66-67], otros consideran que la fragilización se debe a la reprecipitación de sulfuros finos en los límites de grano de austenita después de los tratamientos de solubilización correspondientes^[53,64,69], que ejercerían el mismo papel que otros precipitados finos, anclándolos y favoreciendo el mecanismo de fragilización por deslizamiento en los límites de grano. En cualquier caso sólo el S que se haya puesto en solución durante el recalentamiento puede fragilizar el acero (si se solidifican *in-situ* las probetas todo el S se pone en solución) mediante su segregación a los límites de grano de la austenita o precipitación de sulfuros finos.

No existen datos en bibliografía que analicen el efecto del S en probetas recalentadas a temperaturas tan bajas como 1100°C, que es la temperatura de recalentamiento a la que se está sometiendo a las probetas de los aceros A1 y A2. Ésta parece a priori demasiado baja como para poner en solución el S que esté presente en el acero en forma de MnS ya que estos tienen una temperatura de fusión de 1530°C^[117]. También es una temperatura baja para eliminar las segregaciones, como se pudo ver en el capítulo anterior para probetas del acero A1. Por lo tanto, parte del comportamiento que indican las curvas de ductilidad para aceros con diferentes estructuras iniciales sería consecuencia de la situación en la que se encontraba el S previamente al ensayo.

Originalmente el S del acero A1 se encontraría segregado a espacios interdendríticos y formando MnS o más probablemente (Fe, Mn)S, dadas las relativas altas velocidades de enfriamiento a las que se someten las palanquillas en colada continua. En el acero A2, sin embargo, el S se encontraría en forma de MnS alargados y las segregaciones que produce la solidificación en colada continua también se mantendrían, aunque habrían sido alineadas durante la laminación^[118].

Al austenizar el acero A1 a 1100°C, los MnS formados durante la solidificación probablemente hayan pasado a estar dentro de los nuevos granos austeníticos y podrían haber llegado a aumentar su tamaño dado el tiempo que permanecen a la temperatura de recalentamiento que favorecería la difusión del Mn. La metalografía de los sulfuros del acero A1 tras haber sido sometido a un recalentamiento a 1100°C (Figura 5.6a) muestra que efectivamente no parece que el recalentamiento a dicha temperatura haya afectado a la morfología y localización de los sulfuros con respecto a la que se supone que tenían previamente al ensayo ya que éstos aparecen alineados, probablemente en espacios interdendríticos originales, a los que podrían seguir debilitando. Para el Acero A2, los MnS siguen apareciendo alargados tras un recalentamiento a 1100°C, según las metalografías de la Figura 5.6b, y lo único que se puede esperar que les haya sucedido durante el recalentamiento es que hayan crecido como consecuencia de la mayor difusión del Mn en la austenita.

Por otro lado habría que plantearse qué puede haber sucedido con el S que originariamente se encontrara segregado. Para el material original del acero A1 el S se esperaba que pudiera estar segregado en regiones interdendríticas y éste parece seguir segregado en las mismas

regiones por lo que se puede ver en la Figura 5.6c que corresponde a una probeta que fue ensayada tras un recalentamiento a 1100°C y en la que el ataque con el reactivo 2 sigue desvelando la estructura de solidificación dendrítica. Para el acero A2 las segregaciones debieran encontrarse alineadas en el material original y así se siguen encontrando para una probeta ensayada tras un recalentamiento a 1100°C y que se representa en la Figura 5.6d. El reactivo 2 para esta probeta revela ciertas bandas oscurecidas relacionadas con la deformación de laminación a la que fue sometida la palanquilla y que indicarían que el alineamiento de las segregaciones de solidificación no ha sido eliminado tras recalentamientos a bajas temperaturas en la región austenítica.

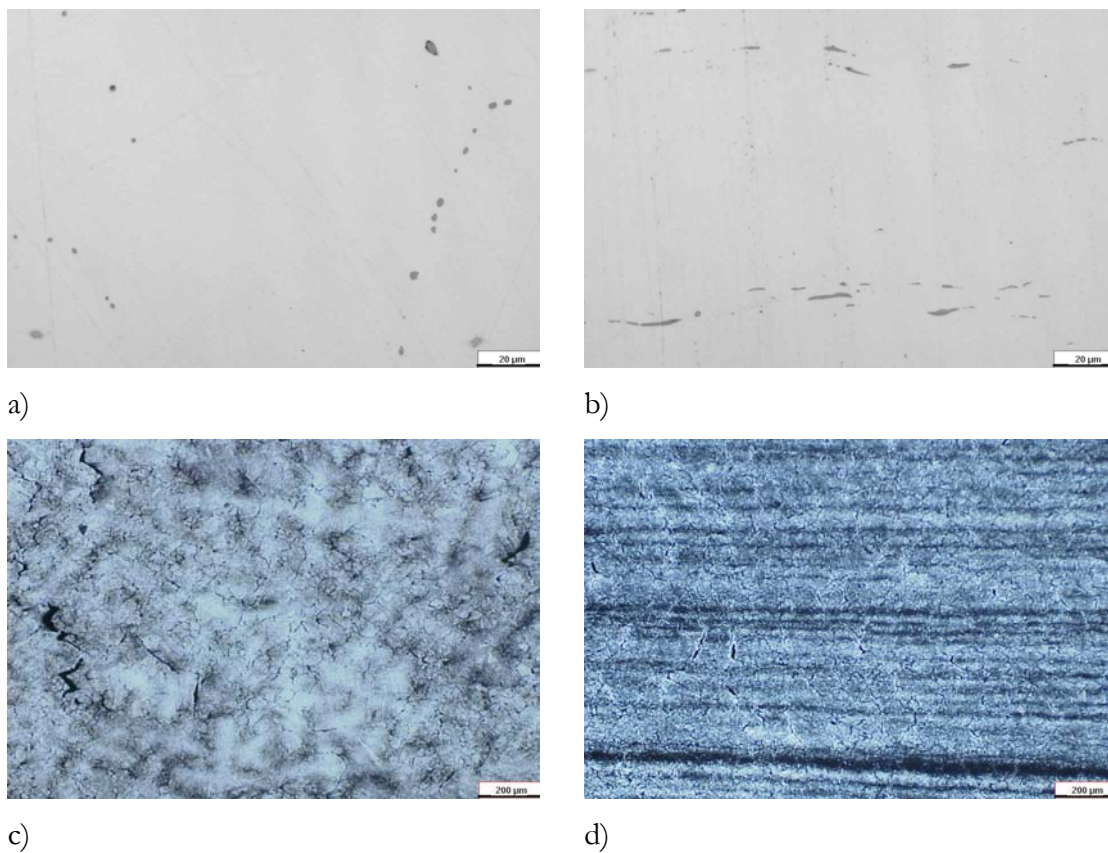


Figura 5. 6 Metalografías de los MnS del a) acero A1 y b) acero A2 y de las segregaciones del c) acero A1 y d) acero A2 tras recalentamientos a 1100°C

El hecho de que para el acero A2 tanto las inclusiones de MnS como las segregaciones se encuentren alineadas en la dirección de tracción, podría estar favoreciendo el desplazamiento de la pérdida de la ductilidad a menores temperaturas como consecuencia de su influencia en la temperatura para el inicio de recristalización dinámica. Faltaría saber si esta orientación empeoraría la ductilidad en el caso de que las probetas fueran ensayadas

con el eje de tracción perpendicular al alineamiento de inclusiones y segregaciones, aunque parece bastante probable que así fuera.

Volviendo a las curvas de ductilidad, hay que mencionar que una vez que la ductilidad se ha perdido para los dos aceros en el intervalo austenítico, el comportamiento de ambos es análogo, ya que tanto para el acero A1 como para el acero A2 los valores de ductilidad se mantienen muy bajos en el resto de temperaturas de ensayo. Además, y como ya sucediera para el acero A1 según se comentó en el capítulo anterior, tampoco se consiguió que las probetas del acero A2 ensayadas a 700°C rompieron en la longitud de ensayo de la probeta.

La curva de ductilidad del acero A2 cae por encima de la del acero A1 para todas las temperaturas del pozo de ductilidad, con una diferencia de aproximadamente 6%RA. Este comportamiento podría ser consecuencia de la pequeña diferencia existente en el tamaño de grano medio y distribución de tamaños de grano entre ambos aceros, de tal manera que la ductilidad mejora al disminuir el tamaño de grano y para distribuciones homogéneas. Estos resultados se corresponden con los encontrados por otros autores^[3] según los cuales el valor mínimo de %RA depende proporcionalmente de $d_{gr}^{-1/2}$.

5.1.3. Mecanismos de fractura

A pesar de que se ha podido ver cómo muchas características de la curva de ductilidad en caliente del acero A1 para probetas recalentadas a 1100°C se mantienen para el acero A2, será necesario analizar las superficies de fractura de las probetas de este último acero, para ver qué mecanismos de daño intervienen y esclarecer la dependencia de éstos con la estructura inicial del material.

5.1.3.1. Fragilidad en la región austenítica

En la región austenítica es donde se producen las principales diferencias entre el comportamiento del acero A1 y el del acero A2, sobretodo en cuanto a la temperatura en la que se pierde la ductilidad. El acero A2 tiene un comportamiento dúctil hasta los 900°C, como lo demuestra la Figura 5.7a, en la que se puede apreciar que la fractura a dicha temperatura se produjo por la formación y coalescencia de cavidades, mientras que a esta misma temperatura el acero A1 presentó un comportamiento frágil cuando fue ensayado en

las mismas condiciones (Figuras 4.6a y 4.6c). A mayores temperaturas de ensayo, a las que la ductilidad fue prácticamente del 100%RA, la fractura se produjo por ruptura dúctil de las probetas (Figura 5.7b).

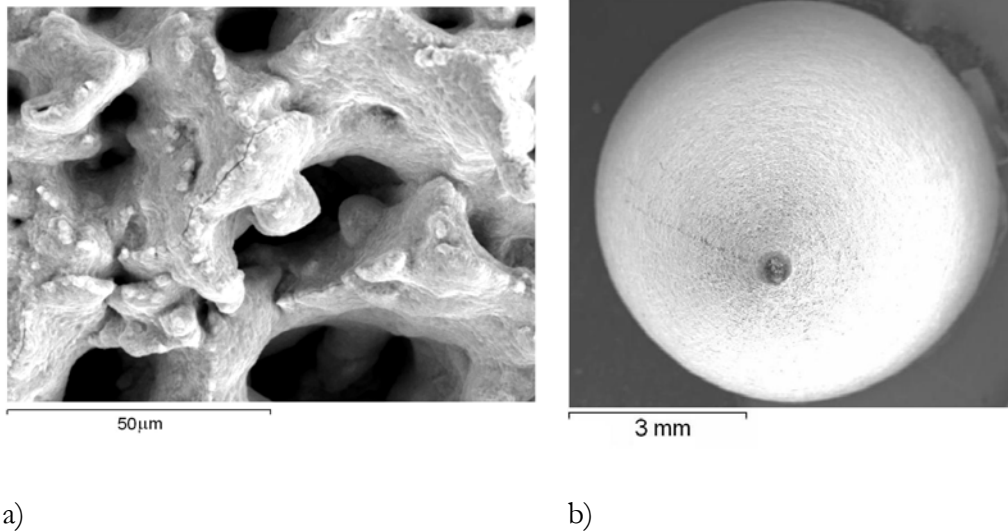


Figura 5. 7 Superficie de fractura de las probetas del acero A2 ensayada tras un recalentamiento a 1100°C a a) 900°C y b) 1000°C

Para el acero A2 la ductilidad en caliente se pierde a temperaturas inferiores a 900°C de tal manera que a 850°C su comportamiento es frágil. Las superficies de fractura de las probetas del acero A2 sometidas a un recalentamiento a 1100°C y ensayadas a 850°C y 800°C (temperaturas de comportamiento frágil en el intervalo austenítico) se pueden ver en la Figura 5.8. Ambas se caracterizan por su aspecto redondeado en el que los granos se pueden intuir. Así pues se advierte un comportamiento frágil parecido al del acero A1 cuando sus probetas fueron recalentadas a 1100°C y ensayadas en el intervalo austenítico. Si se comparan las fractografías de la probeta del acero A2 ensayada a 850°C (Figura 5.8a) con la del acero A1 a la temperatura en la que aquel perdió la ductilidad, 900°C (Figura 4.6c) se puede comprobar que el mecanismo que produce la pérdida de la ductilidad, y que se mantiene para el resto de temperaturas de comportamiento frágil en el intervalo austenítico, es el mismo para los dos aceros. Quizás para las probetas del acero A2 la componente intergranular tiene un carácter más marcado que en el acero A1, pero en cualquier caso domina la fractura que se definió como interdendrítica cuando se observó en el acero A1 por su superficie lisa y aspecto globular.

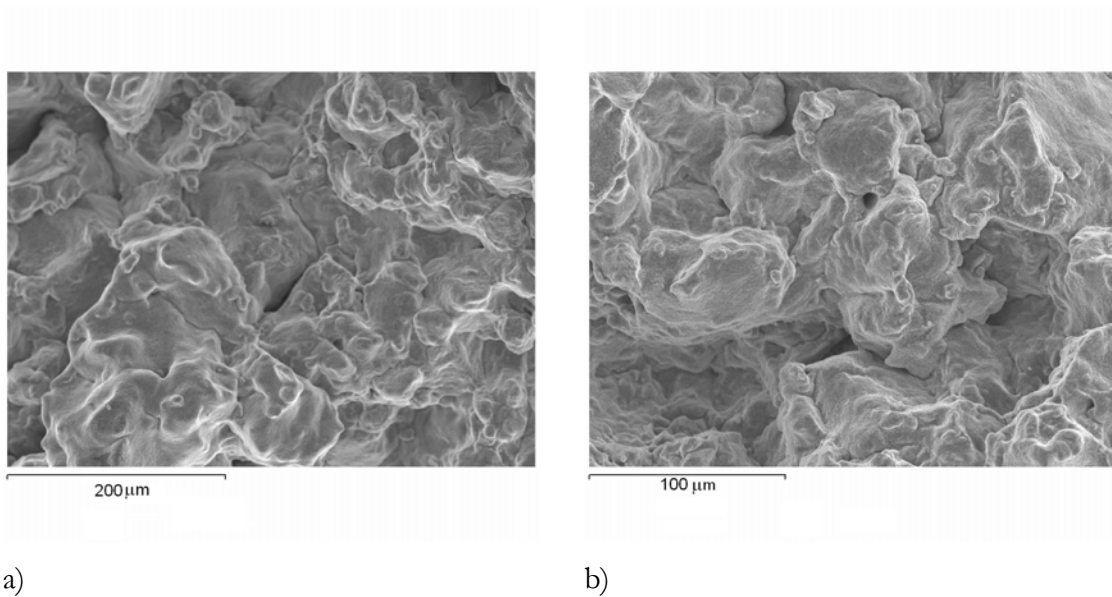


Figura 5. 8 Superficies de fractura de las probetas del acero A2 ensayadas tras un recalentamiento a 1100°C a a) 850°C y b) 800°C

Las metalografías de las probetas ensayadas en el intervalo austenítico muestran un gran agrietamiento interno en el que las grietas siguen un camino intergranular. Esto se puede apreciar en la Figura 5.9 en la que se representa la metalografía de la probeta ensayada a 800°C tras un recalentamiento a 1100°C y atacada con el reactivo 2. Como ya se vio para el acero A1 y se comentó con anterioridad, un recalentamiento a 1100°C durante 3 minutos no es suficiente para borrar las señales de las segregaciones. Éstas estarían implicadas en los mecanismos de fractura observados que siguen apareciendo en las probetas del acero A2, a pesar de que en un principio se esperaba que cambiaran al modificar la estructura inicial del material.

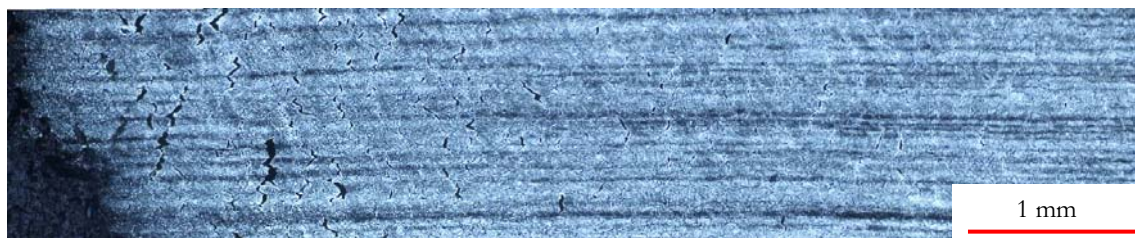


Figura 5. 9 Metalografía de la probeta de acero A2 ensayada a 800 tras un recalentamiento a 1100°C

A pesar de que las segregaciones se han relacionado mucho con el S, no hay que descartar posibles efectos de otros elementos residuales, o incluso interacciones entre ellos que podrían producir enriquecimientos localizados. Por ejemplo, en algunos aceros con altos contenidos en elementos residuales se han encontrado sulfuros de cobre en la superficie, ya

que en presencia de oxígeno a temperaturas de recalentamiento, éste es más estable que los sulfuros de hierro o de manganeso. Éste u otros compuestos de bajo punto de fusión se podrían haber formado, confiriendo a la superficie de fractura ese aspecto liso propio de la solidificación. Para detectar la aparición de fases líquidas durante el ciclo de recalentamiento que puedan estar debilitando los límites de grano e induciendo el tipo de fractura que se observa tras recalentamientos a 1100°C, se llevarán a cabo ensayos CHT (continuous heating tensile test) cuyos resultados se expondrán y discutirán más adelante en este capítulo.

5.1.3.2. Temperaturas en la región bifásica de austenita más ferrita

La temperatura más baja de ensayo es 700°C, a la que se espera que se haya formado ferrita y probablemente todavía quede austenita en la microestructura. La superficie de fractura de la probeta del acero A2 ensayada en estas condiciones se puede ver en la Figura 5.10. Se trata de una fractura frágil pero no tiene carácter intergranular y tampoco tiene ningún tipo de similitud con la superficie de fractura de las probetas ensayadas en el intervalo austenítico tras un recalentamiento a la misma temperatura. Se ha comentado que tras un recalentamiento a 1100°C las probetas ensayadas a 700°C rompían sistemáticamente fuera de la longitud de fractura.

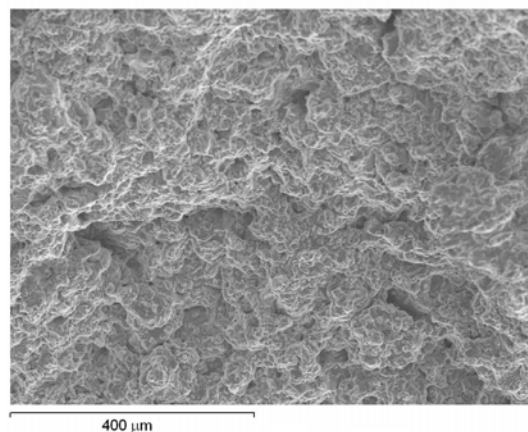


Figura 5. 10 Superficie de fractura de la probeta de acero A2 ensayada a 700°C tras un recalentamiento a 1100°C

La metalografía de la sección longitudinal de la probeta (Figura 5.11a) muestra cómo en la región en la que la probeta rompe existe algo de agrietamiento interior además de una gran cantidad de ferrita. Sin embargo, en una región alejada de la superficie de fractura y correspondiente al centro de la probeta, ya que la probeta no rompió dentro de la longitud de ensayo, la ferrita sí que se encuentra rodeando los límites de grano de austenita (Figura 5.11b). A pesar de que la ferrita cuando se encuentra en los límites de grano actúa como concentrador de las deformaciones y fragiliza el acero promoviendo una fractura intergranular dúctil, en esta ocasión la fractura de la probeta se produce en una región en la que la ferrita está en mayor cantidad, que además es una región en la que la temperatura era menor que en el centro de la probeta como la mayor fracción en volumen de ferrita lo demuestra. Esto es debido a las características del calentamiento por inducción que permite homogeneizar la temperatura sólo en el centro de la bobina pero en el que las temperaturas caen fuera de dicha región. Así pues, el punto de la curva de ductilidad a 700°C corresponde en realidad a una temperatura menor y por lo tanto el valle de ductilidad se extendería a menores temperaturas.

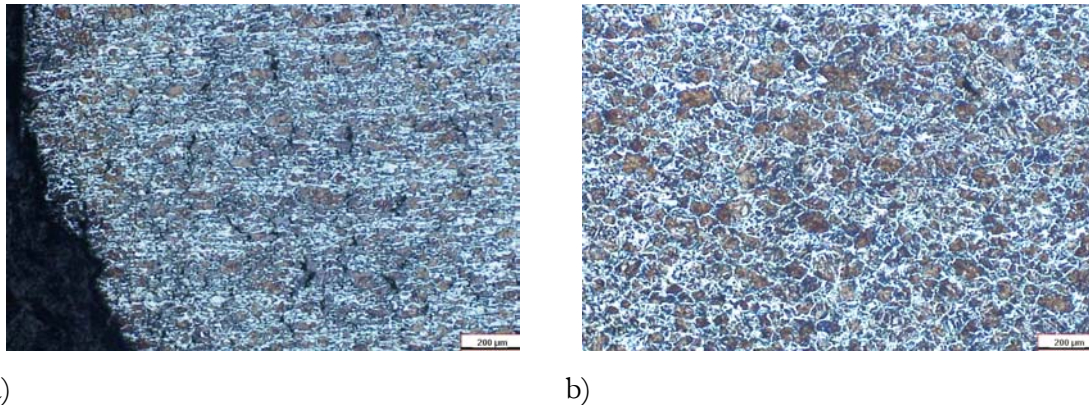


Figura 5. 11 Metalografías de la probeta de acero A2 ensayada a 700°C tras un recalentamiento a 1100°C a) región cercana a la superficie de fractura y b) región lejos de la superficie de fractura

Este problema según el cual las probetas rompen fuera de la longitud de ensayo para temperaturas inferiores a 800°C, ha sido reportado otros autores, principalmente para probetas solidificadas *in-situ*, aunque no se le ha llegado a dar ninguna explicación^[68-119]. Probablemente la explicación esté en el hecho de que la ferrita que aparece rodeando la austenita a estas temperaturas ya no es inducida por deformación y por lo tanto no aparece como una fina capa, sino que lo hace de una forma más gruesa que probablemente no concentre tan fácilmente las deformaciones. En este caso, el problema aparece tras recalentamientos a bajas temperaturas que proporcionan un tamaño de grano pequeño, de

tal modo que la relación entre el espesor de la capa de ferrita formada con respecto al tamaño de grano es mayor y esto podría estar inversamente relacionado con un efecto concentrador de las deformaciones. Además, a las temperaturas a las que esto sucede la diferencia entre la resistencia de la ferrita y la austenita no es muy grande y la configuración en la que se hallan podría hacer que la microestructura sea más resistente incluso que a temperaturas inferiores para las que la ferrita se encuentra en mayor fracción en volumen, y esa sería la zona por donde las probetas romperían.

5.2. Efecto de la estructura inicial del material para recalentamientos a 1330°C

Para poder discutir el efecto que la estructura inicial de un acero de construcción tiene en la ductilidad en caliente cuando éste se recalienta a 1330°C, será necesario comparar el comportamiento de los aceros A1 y A2 para dichas condiciones de ensayo. Los comportamientos de ambos aceros se compararán a partir de sus curvas de ductilidad así como de los mecanismos de fragilización que se evaluarán a partir del correspondiente análisis fractográfico y metalográfico de las probetas. Aquí únicamente se presentarán las fractografías y metalografías del acero A2 ya que las del acero A1 fueron mostradas en el capítulo anterior, aunque habrá que tenerlas presentes para poder discutir los resultados en función de la estructura inicial del acero.

5.2.1. Tamaño de grano del acero A2

Del mismo modo que en ocasiones precedentes, el tamaño de grano del acero A2 tras un recalentamiento a 1330°C se evaluó mediante la decoración con ferrita de los límites de grano de austenita. Con este método se obtuvo un tamaño de grano medio de 324µm a partir de metalografías como la de la Figura 5.12. Este tamaño de grano es muy cercano al obtenido para el acero A1 tras el mismo ciclo térmico que fue de 344 µm. Esto supone una diferencia mínima en cuanto a la influencia de la estructura inicial del material en el tamaño de grano obtenido tras un ciclo térmico de recalentamiento a altas temperaturas.

Las distribuciones de tamaño de grano obtenidas para ambos aceros se comparan en la Figura 5.13. Éstas muestran algunas diferencias entre ambos aceros, principalmente una mayor homogeneidad para el acero A2 con granos de 100 a 300µm en su mayoría, mientras que el acero A1 tiene una gran cantidad de granos en un rango más amplio de tamaños,

desde los menores de $100\mu\text{m}$ hasta los de $500\mu\text{m}$, además de algunos más grandes de hasta más de 1mm que se encuentran esporádicamente.



$$d_{gr} = 324\mu\text{m}$$

Figura 5. 12 Metalografía de la probeta recalentada a 1330°C con los límites decorados con ferrita para poder medir el tamaño de grano

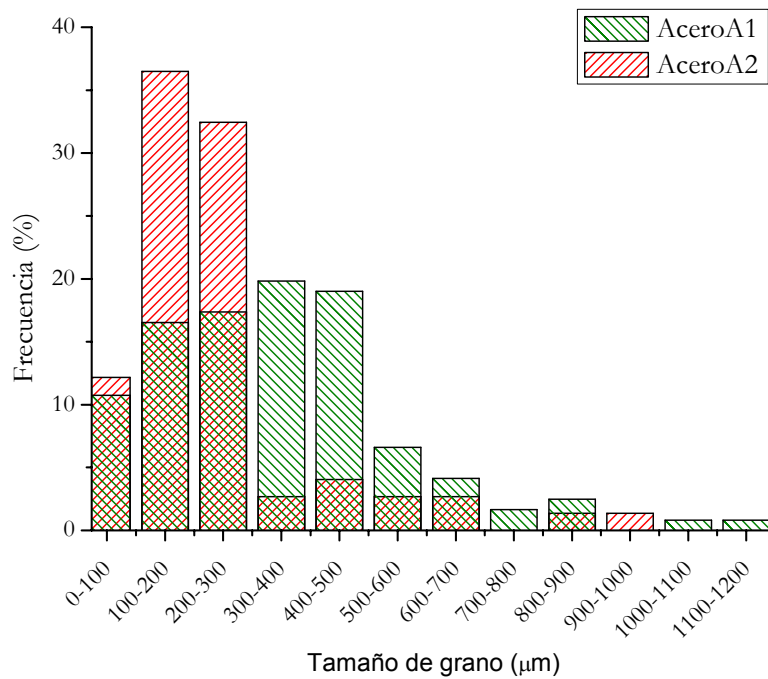


Figura 5. 13 Distribución de los tamaños de grano de los aceros A1 (colado) y A2 (laminado) después de un recalentamiento a 1330°C

5.2.2. Curvas de ductilidad en caliente

En la Figura 5.14 se representan las curvas de ductilidad de los aceros A1 y A2 en condiciones de recalentamiento a 1330°C. Como ya sucediera para recalentamientos a menores temperaturas (Figura 5.3), al comparar las curvas de ductilidad de ambos aceros, se puede ver cómo la estructura inicial del acero permite desplazar la caída de la ductilidad a temperaturas menores cuando la estructura es laminada. Mientras que el acero A1 pierde la ductilidad entre 900°C y 1000°C, la curva del acero A2 indica que este acero pierde la ductilidad entre 850°C y 900°C, a menores temperaturas pero igualmente dentro del intervalo austenítico.

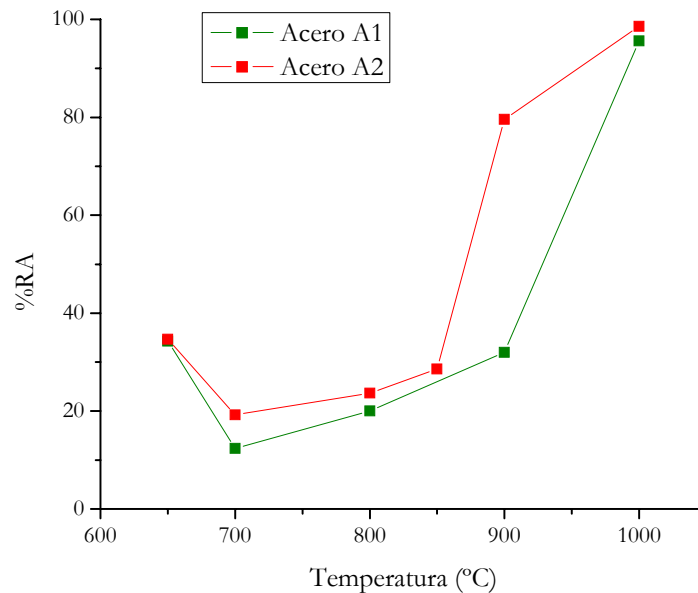


Figura 5. 14 Curvas de ductilidad tras recalentamientos a 1330°C de los aceros A1 (colado) y A2 (laminado)

Mintz y Arrowsmith^[55] ya compararon, en condiciones de recalentamiento a 1330°C, el comportamiento de un acero entre probetas extraídas de un planchón y probetas extraídas del acero después de haber sido laminado. El desplazamiento de la curva a menores temperaturas para una estructura laminada que se observa en la Figura 5.14 no se observó en dicho trabajo, en el que no se detectó ninguna diferencia de comportamiento entre ambas condiciones iniciales del material. Hay que tener en cuenta que los aceros utilizados para dicho estudio eran aceros C-Mn-Nb-Al y en ellos la pérdida de la ductilidad se

relaciona con la precipitación de Nb(C,N) y AlN en los límites de grano de austenita, mientras que las diferencias entre los aceros A1 y A2 parecen atribuirse más bien a las diferencias en los patrones de segregación y precipitación relacionados con el S y otros elementos residuales.

De igual modo que para recalentamientos a menores temperaturas (apartado anterior), el cambio de comportamiento de dúctil a frágil se corresponde con un cambio en el comportamiento a tracción, en particular con una desaparición del fenómeno de recristalización dinámica. En la Figura 5.15 se soporta la hipótesis con metalografías de las probetas del acero A1 ensayadas a 1000°C y a 900°C. A la temperatura más alta de ensayo, para la que la probeta presentó un comportamiento dúctil, se puede ver la formación de nuevos granos cerca de la superficie de fractura (Figura 5.15a) que indican que para dicha temperatura hubo recristalización dinámica, mientras que dicho fenómeno no se observó para las probetas que fueron ensayadas a 900°C (Figura 5.15b) en las que únicamente se observó una gran decohesión intergranular y en la que no se aprecia la formación de nuevos granos cerca de la superficie de fractura, sino granos con tamaños grandes, fruto del recalentamiento a altas temperaturas. Para el acero A2 la hipótesis de que la pérdida de ductilidad se relaciona con la desaparición de la recristalización dinámica se soporta por las curvas de tensión-deformación a tracción de la Figura 5.16, de tal manera que a 900°C el acero todavía muestra cierta recuperación de la tensión durante la deformación, mientras que a 850°C no existe ningún tipo de recuperación después de alcanzar la tensión máxima.

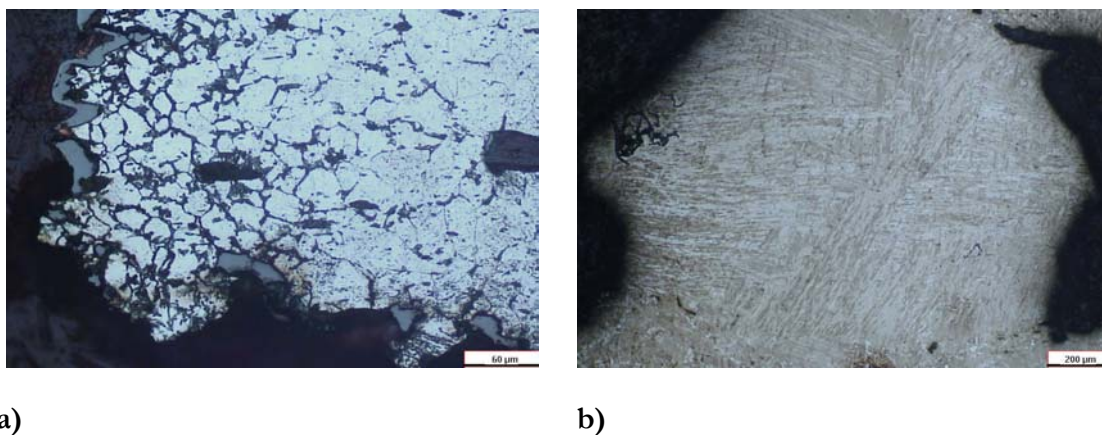


Figura 5. 15 Metalografía de probetas del acero A1 sometidas a recalentamientos a 1330°C y ensayadas a a) 1000°C y b) 900°C

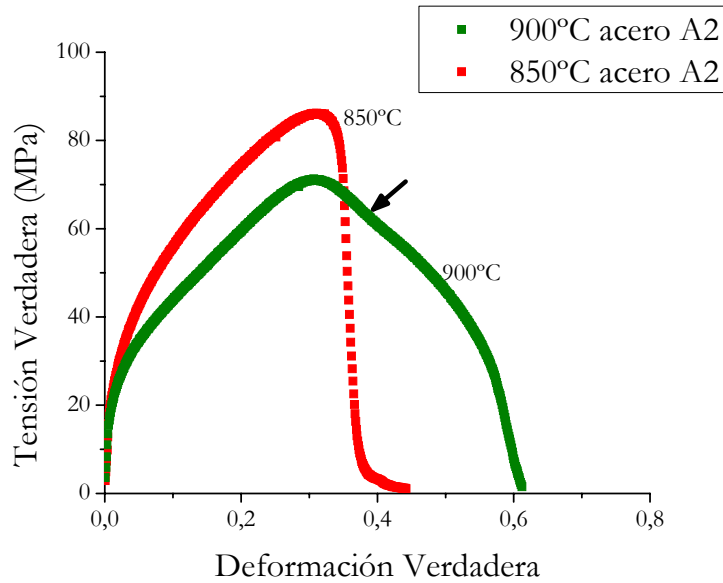
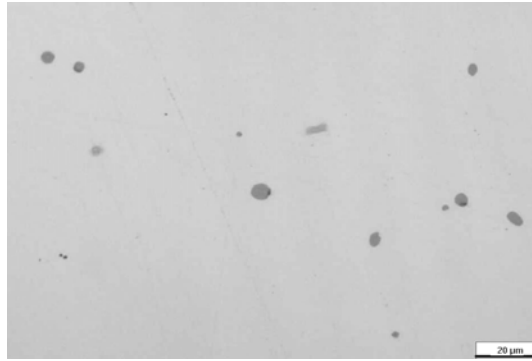


Figura 5. 16 Curvas tensión-deformación a tracción del acero A2 de las temperaturas a las que se produce la transición dúctil-frágil tras recalentamientos de las probetas a 1330°C

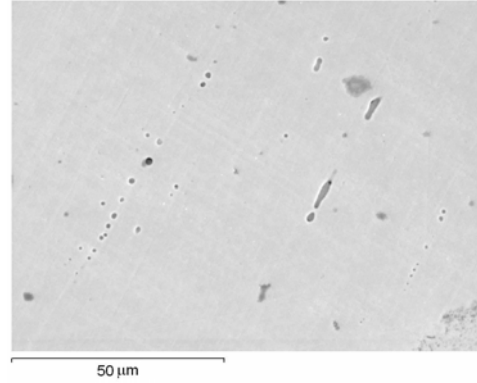
Si para recalentamientos a 1100°C las diferencias de comportamiento se relacionaron con el S, cuando el recalentamiento es a 1330°C dicho elemento también debe de estar jugando un papel fundamental. De nuevo el papel del S debe de ser analizado desde el punto de vista de las segregaciones y de los sulfuros que puede estar formando. Las segregaciones que se observaron en la Figura 5.6 y que se relacionaron con el S, podrían haber desaparecido tras un recalentamiento a 1330°C o por lo menos haberse atenuado con respecto a recalentamientos a menores temperaturas. Además es posible que a 1330°C se ponga en solución parte del S que estuviera formando sulfuros. Los nuevos sulfuros que se formen durante el enfriamiento a las temperaturas de ensayo lo harán probablemente en los límites de grano, que serán también las regiones en las que se produzcan las posibles nuevas segregaciones después de austenizar a altas temperaturas.

El aspecto de los sulfuros tras un recalentamiento de las probetas a 1330°C se puede ver en la Figura 5.17. En general parece que para el acero A1 los sulfuros se encuentran distribuidos al azar en la matriz del material y parece apreciarse un ligero aumento de su tamaño con respecto a los encontrados tras recalentamientos a menores temperaturas. Para el acero A2 los sulfuros siguen manteniendo una cierta orientación, sin embargo ya no todos tienen forma de bastón, a pesar de que los nuevos sulfuros parecen precipitar en forma globular uno tras otro en la dirección en la que estaba probablemente el sulfuro que

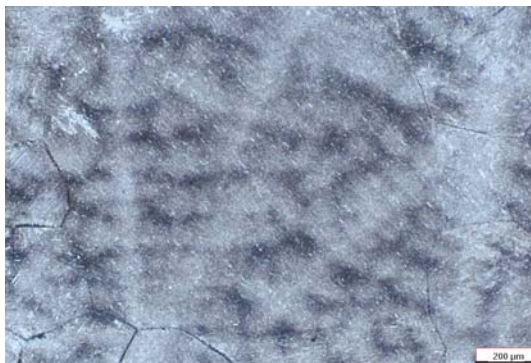
los originó. Para que este efecto se aprecie mejor se tomó una imagen de SEM que se puede ver en la Figura 5.17b.



a)



b)



c)



d)

Figura 5. 17 Metalografías de los MnS del a) acero A1 y b) acero A2 y de las segregaciones del c) acero A1 y d) acero A2 tras recalentamientos a 1330°C

Las segregaciones como regla general se han atenuado para los dos aceros. Para el acero A1 únicamente se encuentran segregadas algunas regiones, aunque no de un modo generalizado, como la que se muestra en la Figura 5.17c. En estas regiones los espacios interdendríticos son pequeños y por lo tanto corresponden a regiones en las que las microsegregaciones de solidificación fueron más fuertes, aunque por lo general las probetas recalentadas a 1330°C no presentan segregación interdendrítica. Para el acero A2 (Figura 5.7d) las segregaciones, que aparecían alineadas después de la laminación, prácticamente han desaparecido, aunque todavía se pueden apreciar algunas franjas obscurecidas que podrían corresponder a las regiones más segregadas. Por lo general parece que el recalentamiento a 1330°C ha ayudado a poner en solución gran parte del S que estaba

segregado y algo del que estuviera formando sulfuros. Esto contribuirá a favorecer tanto segregaciones intergranulares como la formación de sulfuros finos en dichas regiones. Sin embargo la orientación de los sulfuros y segregaciones que se observaba tras recalentamientos a 1100°C no ha desaparecido del todo, favoreciendo de nuevo el desplazamiento de la curva de ductilidad a menores temperaturas para la condición laminada, aunque como parece lógico, este desplazamiento no es tan pronunciado tras recalentamientos a 1330°C.

Una vez que se ha producido la pérdida de la ductilidad en el intervalo austenítico, el comportamiento de ambos aceros es análogo: la ductilidad sigue con valores muy bajos hasta temperaturas en la zona bifásica y las curvas de ductilidad trascurren casi paralelas, incluso ambos aceros mostraron una cierta recuperación de la ductilidad a 650°C. La probeta ensayada a 700°C tras un recalentamiento a 1330°C no presentó ningún problema y rompió en la longitud de ensayo, aunque a 650°C volvió a aparecer el fenómeno por el cual las probetas rompen fuera de la longitud de ensayo a bajas temperaturas.

También se puede observar cómo la curva de ductilidad del acero A2 cae por debajo de la del acero A1 para todas las temperaturas de ensayo (sólo a 650°C tienen valores casi idénticos). Esto ya sucedía cuando los recalentamientos se llevaban a cabo a menores temperaturas, aunque a 1330°C la diferencia entre ambas curvas es menor. Como se sugirió cuando se observó esta tendencia para recalentamientos a 1100°C, la leve mejoría de la ductilidad que presenta el acero A2 en el pozo de ductilidad podría deberse a que el tamaño de grano de este acero es algo menor al del acero A1, y además, su distribución es más homogénea, pero como señalan Mintz *et. al* estas diferencias se hacen menos notables a medida que el tamaño de grano aumenta^[3].

Es difícil poder comparar las curvas de los aceros A1 y A2 con otros resultados obtenidos en bibliografía, en primer lugar porque ambos son aceros industriales que combinan el efecto de varios elementos perjudiciales para la ductilidad en caliente, y además las condiciones de ensayo varían de un trabajo a otro. La mayoría de los datos disponibles versan sobre el efecto de un único elemento en la ductilidad. Por ejemplo Nagasaki *et al.*^[97] estudiaron el efecto del Cu en aceros laminados con 0.2%C y recalentamientos a altas temperaturas, observando pérdidas de la ductilidad progresivas entre 950°C y 850°C, aunque las velocidades de deformación fueron más rápidas que las de este estudio y el

acero no contenía ni Sn ni S. Según los resultados de Houpert *et al.*^[111], una disminución en el contenido de carbono (hasta 0.07%C) hace que la curva se desplace a temperaturas menores, con pérdidas de la ductilidad entre 900°C y 800°C. Por otro lado Song *et al.*^[78] evaluaron el efecto del Sn en un acero laminado con 0.15%C recalentado a altas temperaturas y determinaron que este elemento provoca %RA mínimas muy bajas, pero a 850°C la ductilidad todavía es superior al 40%RA. El efecto combinado de ambos elementos fue estudiado por Matsuoka *et al.*^[75] para probetas extraídas de un lingote, que correspondería a la estructura del acero A1, y recalentadas a temperaturas intermedias (1250°C) para un acero con 0.15%C, 0.4%Cu y 0.05%Sn. En este caso la pérdida de la ductilidad se produjo a 800°C con valores mínimos superiores también al 40%RA.

En cuanto al S, a pesar de que está ampliamente comprobada su influencia en la incidencia en el agrietamiento transversal, ésta no siempre es evidente cuando los aceros se ensayan en condiciones de recalentamiento. Por ejemplo, para aceros microaleados y con altos contenidos en Mn^[68,30] ensayados tras recalentamientos a 1330°C no se aprecia ninguna influencia del contenido en S en la ductilidad en caliente de los aceros. De hecho se ha comprobado que cuando las relaciones Mn/S son elevadas se reduce el efecto negativo y fragilizador del S^[22,113] tras recalentamientos a altas temperaturas. Cuando las relaciones son bajas, de alrededor de 10^[69,114], las curvas de ductilidad en condiciones de recalentamiento muestran el efecto negativo del S en la ductilidad en caliente que provocan menores %RA en el pozo de ductilidad que además se ensancha hasta provocar pérdidas de la ductilidad a temperaturas tan elevadas como 1150°C. Este efecto fragilizador del S se puede apreciar en toda su magnitud cuando no hay Mn en la composición^[64,67]. En cualquier caso, lo más conveniente para evaluar el efecto del S en la ductilidad en caliente es realizar los ensayos en probetas solidificadas *in-situ*^[29,109], ya que ésta es la única manera de poner en solución el S que estuviera previamente formando sulfuros.

Al comparar las curvas en bibliografía con las obtenidas en la Figura 5.14 es destacable que la pérdida de la ductilidad es más brusca y además ésta se produce a temperaturas superiores para los aceros A1 y A2 que para el resto de aceros con diferentes contenidos en elementos residuales. Esto puede deberse al efecto combinado de los altos contenidos en Cu, Sn y S, y al efecto que estos elementos pueden tener en los mecanismos de daño. Este efecto será analizado en los siguientes apartados en base a las fractografías.

Como inciso, habría que comentar que los resultados obtenidos hasta el momento se pueden analizar también desde el punto de vista del efecto que tiene el ciclo de recalentamiento en la ductilidad en caliente del acero A2, a pesar de que en este capítulo se está evaluando el efecto de la estructura inicial del material. Para ello sólo hay que comparar el comportamiento del acero A2 para recalentamientos a 1100°C (Figura 5.3) y a 1330°C (Figura 5.14). Al comparar dichas figuras se llega a la conclusión de que para el acero A2 (con la estructura inicial seleccionada para la mayoría de estudios de ductilidad en caliente), tiene un comportamiento muy similar a pesar de variar la temperatura de austenización. Esto mismo ya se observó para el acero A1 en el capítulo anterior, y como entonces, parece que las diferencias microestructurales asociadas a cada uno de los ciclos térmicos, en particular las diferencias en cuanto a tamaño de grano inicial, no afectan a la ductilidad en caliente del acero. Sin embargo, algunas diferencias observadas entre los aceros A1 y A2 se han explicado en función de las diferencias en el tamaño de grano. Para explicar esta aparente contradicción habría que retomar la idea que se introdujo en el capítulo 3 según la cual existen dos mecanismos fragilizadores actuando a diferente escala, uno interdendrítico que aparece principalmente tras austenizaciones a bajas temperaturas, y otro intergranular que necesita mayores temperaturas de austenización para ser predominante. Los resultados estarían indicando que ambos mecanismos provocan comportamientos similares y por lo tanto la ductilidad parece independiente del tamaño de grano que cada temperatura de recalentamiento induce, sin embargo, cada uno de estos mecanismos de fragilización sería sensible al tamaño de grano.

Los valores mínimos de ductilidad obtenidos tras cada uno de los recalentamientos rondan 20-30%RA, lo que demuestra la gran fragilidad del acero para temperaturas en el valle de ductilidad, sea cual sea el ciclo de recalentamiento al que se someten las probetas. Falta todavía determinar si, como sucediera para el acero A1, se produce un cambio en el mecanismo de fractura al variar la temperatura de recalentamiento.

5.2.3. Mecanismos de fractura

Los mecanismos de fractura que afectan al acero A2 cuando sus probetas se ensayan tras recalentamientos a 1330°C se presentarán a continuación en función del intervalo de temperaturas en el que aparezcan.

5.2.3.1. Fragilidad en la región austenítica

A las temperaturas más altas de ensayo el acero A2 tiene un comportamiento dúctil (con %RA cercanas al 100% a 1000°C) en el que las superficies de fractura muestran una gran deformación plástica como se puede ver en la Figura 5.18 para la probeta ensayada a 900°C. A esta temperatura, que corresponde a la temperatura más alta para la que el acero A2 presenta buena ductilidad, la fractura es transgranular por la formación y coalescencia de huecos.

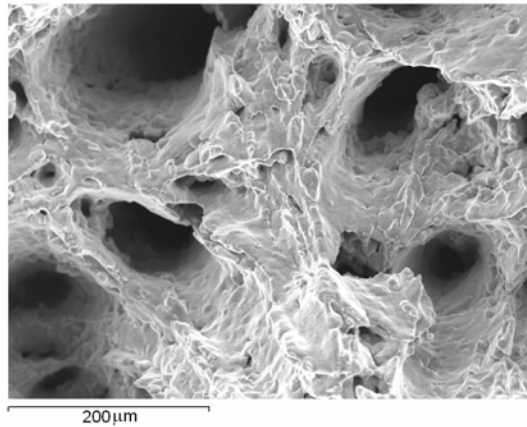


Figura 5. 18 Superficie de fractura de la probeta del acero A2 ensayada a 900°C tras un recalentamiento a 1330°C

El valle de ductilidad del acero A2 se inicia a 850°C, en la región austenítica y se extiende hasta temperaturas en la región bifásica. Las superficies de fractura de las probetas ensayadas tras un recalentamiento a 1330°C y que tuvieron un comportamiento frágil en la región austenítica se pueden ver en la Figura 5.19. A 850°C (Figura 5.19a) la probeta muestra una superficie de fractura intergranular muy similar a la que presentó el acero A1 ensayado a la temperatura a la que perdió la ductilidad tras el mismo ciclo de recalentamiento, 900°C. Además de la componente intergranular cerca de los puntos triples la morfología de la fractura muestra ciertas protuberancias que podrían ser relacionadas con las formas globulares observadas en probetas ensayadas tras recalentamientos a menores temperaturas en el intervalo de comportamiento frágil. Cuando se disminuye la temperatura de ensayo hasta los 800°C, la fractura tiene un carácter marcadamente intergranular como se puede ver en la Figura 5.19b con la superficie de los granos lisa.

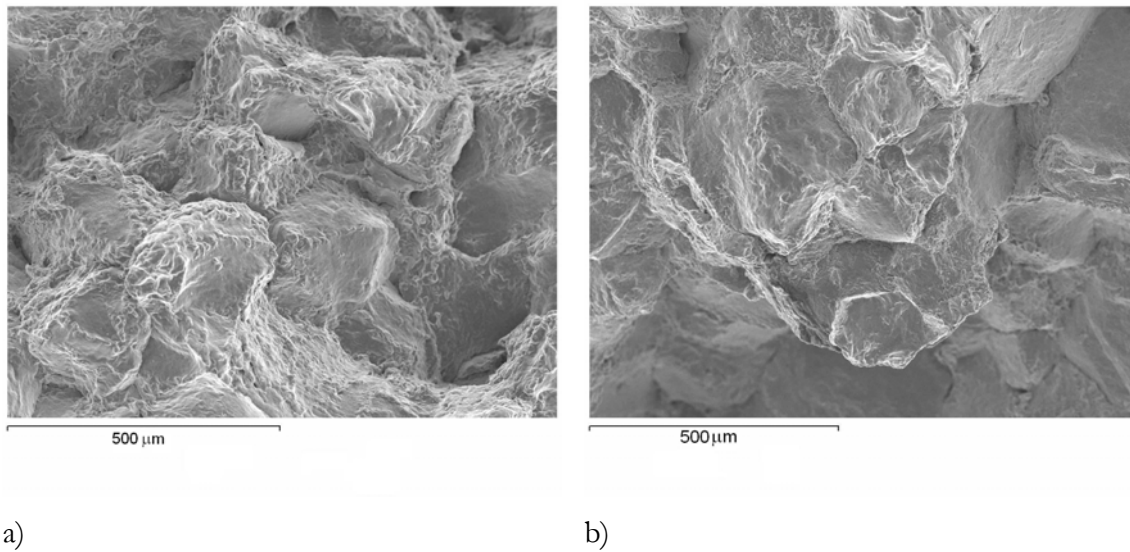


Figura 5. 19 Superficies de fractura de las probetas del acero A2 ensayadas tras un recalentamiento a 1330°C a a) 850°C y b) 800°C

La componente intergranular de la fractura tras recalentamientos a 1330°C se corrobora en la metalografía de la probeta ensayada a 800°C que aparece en la Figura 5.20. En ella se muestra un gran agrietamiento interno en el que las grietas siguen claramente un camino intergranular. Estas grietas son más grandes que las observadas en probetas recalentadas a 1100°C debido al mayor tamaño de grano asociado a recalentamientos a temperaturas más elevadas.



Figura 5. 20 Metalografía de la probeta de acero A2 ensayada a 800 tras un recalentamiento a 1330°C

Por el intervalo de temperaturas al que se están ensayando las probetas y por el tipo de fractura que se ha obtenido, intergranular con la superficie de los granos lisa, existen dos mecanismos que podrían estar actuando para fragilizar el acero. El primero estaría relacionado con posibles segregaciones de especies capaces de segregar en condiciones de no-equilibrio dadas las rápidas velocidades de enfriamiento que se dan después del

recalentamiento, probablemente el S y el Sn. El otro posible mecanismo de fragilización sería el de deslizamiento en los límites de grano que estaría favorecido por la precipitación de finos sulfuros en los límites de grano de austenita, a partir del S que se pueda haber puesto en disolución después del recalentamiento.

5.2.3.2. Fragilidad en la región bifásica de austenita más ferrita

Las probetas ensayadas a 700°C presentaron valores de %RA semejantes a los obtenidos para las probetas ensayadas a 800°C y 850°C. Sin embargo, las fractografías muestran características diferentes asociadas a la aparición de ferrita en la microestructura. Como se puede ver en la Figura 5.21, la fractura de la probeta ensayada a 700°C sigue siendo intergranular, pero en este caso la superficie de los granos aparece rugosa debido a la concentración de las deformaciones en la capa de ferrita que se debe de haber formado alrededor de los granos de austenita. Se trata pues de una fractura intergranular dúctil.

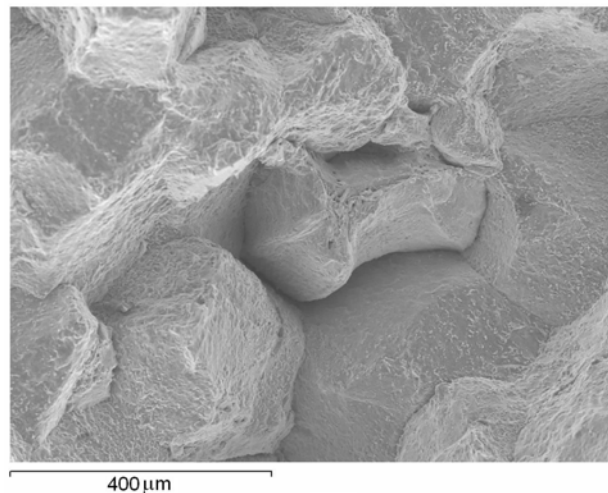


Figura 5. 21 Superficie de fractura de la probeta de acero A2 ensayada a 700°C tras un recalentamiento a 1330°C

La aparición de ferrita rodeando los granos de austenita se confirma en la metalografía de la probeta representada en la Figura 5.22. Se puede apreciar en ella como las grietas transcurren por espacios intergranulares, regiones que aparecen decoradas con ferrita. Se puede pues concluir que la fragilización a esta temperatura se produce por la formación de

una fina capa de ferrita que se forma en los límites de grano de austenita concentrando las deformaciones.



Figura 5. 22 Metalografía de la probeta de acero A2 ensayada a 700°C tras un recalentamiento a 1330°C

A 650°C la probeta ensayada tras un recalentamiento a 1330°C tiene una superficie de fractura intergranular, aunque, combinada con los granos, se ve algo más de deformación que a temperaturas superiores (Figura 5.23), lo que explicaría la sensible mejora de la ductilidad a bajas temperaturas. La metalografía (Figura 5.24) además muestra que existe una mayor fracción de ferrita precipitada que a 700°C y que ésta alcanza un espesor considerable en los límites de grano. Además existe algo de agrietamiento interno que transcurre por zonas ferríticas.

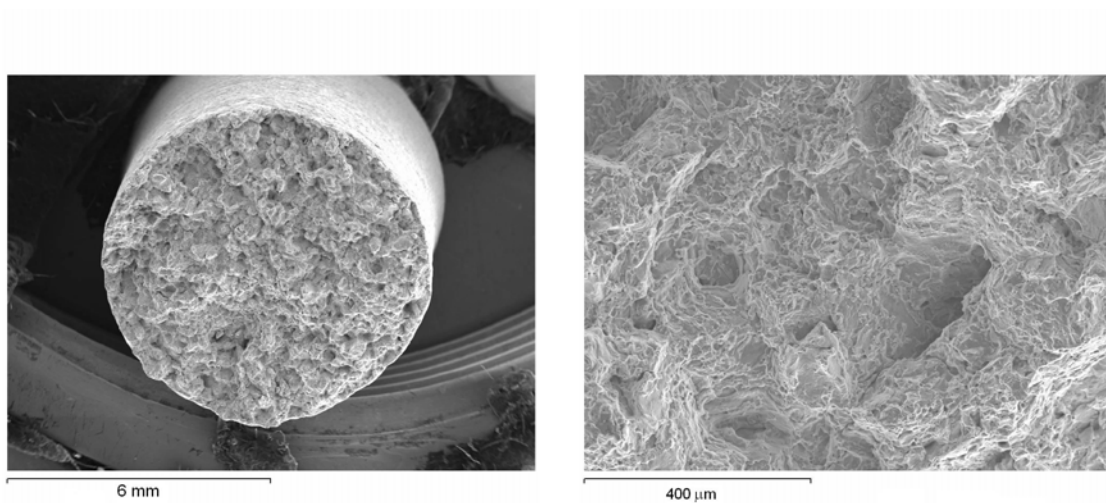


Figura 5. 23 Superficie de fractura de la probeta de acero A2 ensayada a 650°C tras un recalentamiento a 1330°C

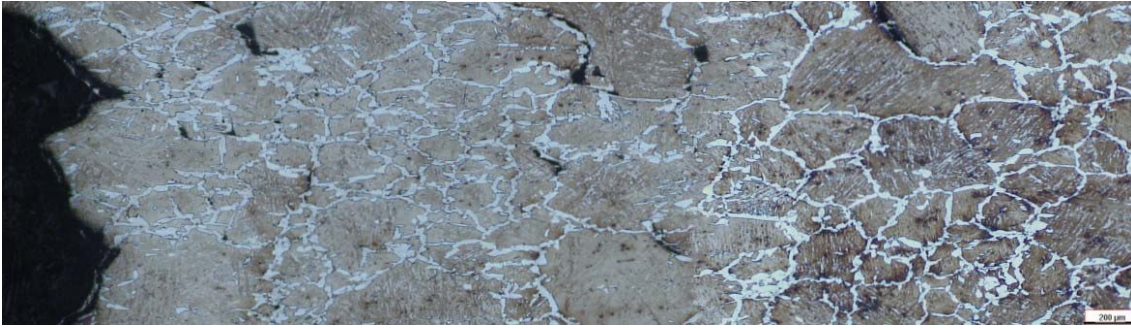


Figura 5. 24 Metalografía de la probeta de acero A2 ensayada a 650°C tras un recalentamiento a 1330°C

5.3. Curvas CHT de los aceros A1 y A2

Dado el comportamiento de los dos aceros cuando las probetas se recalientan a 1100°C, y considerando la posibilidad de que ésta fuera una temperatura que pudiera inducir algún tipo de mecanismo fragilizador que pudiera promover el tipo de fractura que se observa para sus probetas, se decidió llevar a cabo un ensayo CHT (Continuous Heating Tensile Test) para cada uno de los aceros. Este ensayo, que fue desarrollado por Asan^[120] para determinar la temperatura de fusión incipiente (IMP en sus siglas en inglés), también permite detectar transformaciones de fase dinámicas.

Las curvas CHT de los aceros A1 y A2, obtenidas a velocidades de deformación de $3 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ y velocidades de enfriamiento de 2°C/s , se comparan en la Figura 5.25a. En cada una de ellas se pueden apreciar cuatro caídas de la tensión de fluencia denominadas con letras de la *a* a la *d*. La caída señalada como *a* es una caída brusca que se produce a temperaturas muy cercanas a los 1100°C, y dado que a esta temperatura no existe ningún cambio de fase, la caída sólo puede estar relacionada con el fenómeno de ablandamiento por recristalización dinámica, o, con la aparición de algún mecanismo fragilizador. Las caídas *b* y *c*, que pueden ser interpretadas del mismo modo, sufren un desplazamiento a temperaturas mayores para el acero A2. De confirmarse que todas las caídas corresponden a recristalización dinámica éstas podrían estar indicando un comportamiento de picos múltiples. El hecho de que las tensiones de fluencia no coincidan, ni tampoco la localización de las caídas, podrían indicar una influencia de los diferentes tipos de sulfuros y patrones de segregación en la recristalización dinámica de cada acero. La caída *d* corresponde al IMP del acero. Dada la

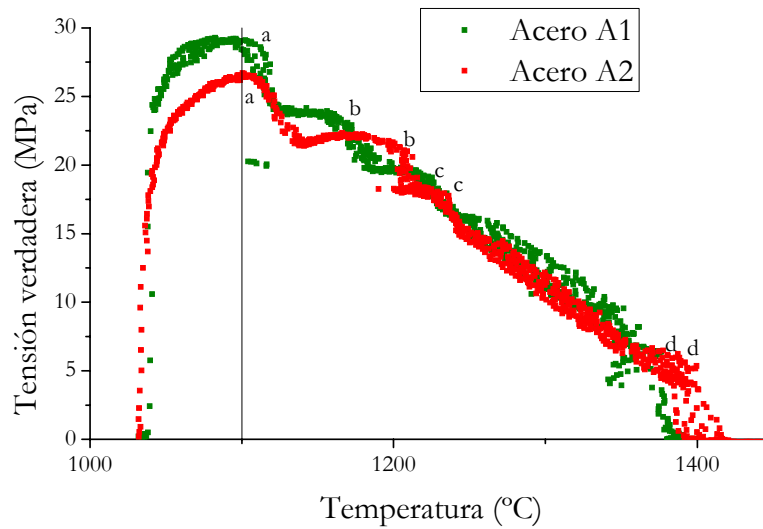
composición del acero este punto en el que la tensión se hace cero corresponde a la formación de líquido alrededor de los límites de grano de austenita.

Es posible conocer qué picos pueden estar relacionados con una posible recristalización dinámica, dada la dependencia que este fenómeno tiene con la velocidad de deformación. Para determinar la naturaleza de las caídas observadas en la Figura 5.25a, se ensayó una probeta del acero A1 a una velocidad de deformación más lenta para ver si éstas se desplazaban o por el contrario eran características de una determinada temperatura. Las dos curvas CHT del acero A1 a diferentes velocidades de deformación se comparan en la Figura 5.25b. Como cabía esperar al disminuir ésta se produce también una disminución generalizada de la tensión de fluencia. Las caídas en la curva a la velocidad de deformación más baja se señalan de la a' a la c' . La caída a' es muy tenue, por lo que no queda claro que esté indicando algún mecanismo.

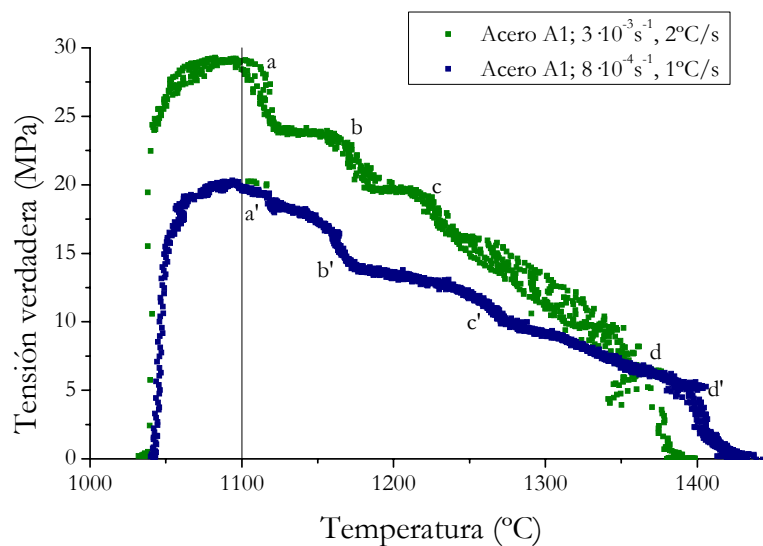
Resulta curioso que la siguiente caída, b' , quede justo debajo de la segunda caída de la curva obtenida a velocidades de deformación más grandes, b . Para ver si se trataba de una caída debida a recristalización dinámica que de manera coincidente aparecía a la misma temperatura que b o si se trataba de algún fenómeno particular que pudiera estar teniendo lugar alrededor de 1170°C, se ensayó una probeta del acero A1 a la velocidad de deformación más rápida y se templó justo después de que se produjera dicha caída. La metalografía de la probeta atacada con el reactivo 2 se puede ver en la Figura 5.26. Únicamente aparecen algunos granos más pequeños y no queda claro si haya podido haber recristalización. Lo que sí parece es que queda cierta reminiscencia de las segregaciones interdendríticas de la solidificación como se podría interpretar por el contorno redondeado de algunos de los granos. Algunos de estos límites han quedado fuertemente atacados pudiendo indicar una fuerte segregación en estas regiones, quizás inducidas por la deformación.

Llama la atención el desplazamiento a temperaturas mayores de la última caída, correspondiente al IMP, cuando se disminuye la velocidad de deformación. Esta caída debiera depender únicamente de la temperatura y no de la velocidad de deformación y su desplazamiento a más altas temperaturas sólo puede ser explicado como consecuencia de posibles segregaciones de elementos de aleación^[120] o residuales.

Así pues las curvas CHT ayudan a concluir que a 1100°C no se induce ningún tipo de mecanismo fragilizador y que por lo tanto se puede considerar que el tipo de fractura observado para las probetas ensayadas tras recalentamientos a dichas temperaturas es más bien fruto de posibles segregaciones, que parecen ser muy fuertes teniendo en cuenta que ni siquiera después de que haya habido recrystalización y se hayan alcanzado temperaturas de 1170°C se han borrado completamente.



a)



b)

Figura 5. 25 Curvas CHT a) efecto de la estructura inicial del material y b) efecto de la velocidad de deformación para una probeta del acero A1

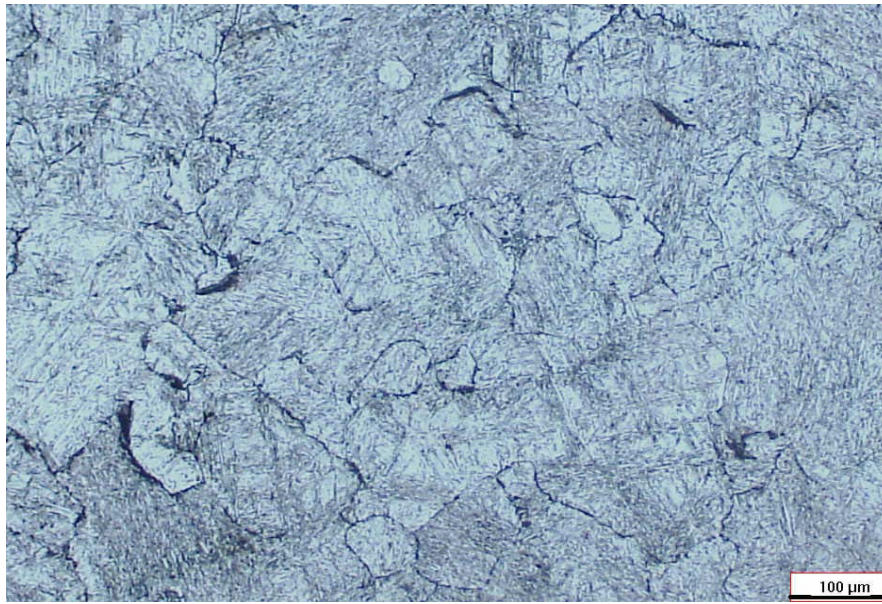


Figura 5. 26 Metalografía de la probeta ensayada mediante CHT y templada después de la caída *b* o *a'*

Capítulo 6

Solidificación *in-situ* de las probetas

Como se ha podido ver en los capítulos precedentes, las curvas de ductilidad obtenidas tras someter a las probetas a ciclos de recalentamiento muestran diferencias en función de la condición inicial de material, por lo que no es posible establecer un comportamiento dúctil-frágil en función de la composición para aceros con altos contenidos en elementos residuales. Además, a pesar de que para los dos aceros las curvas son muy similares después de ciclos de recalentamiento a diferentes temperaturas, las fractografías de las probetas muestran diferentes aspectos dependiendo de la temperatura a la que se lleva a cabo el recalentamiento. Estas diferencias se relacionaron principalmente con el S y sus patrones de segregación y/o precipitación de sulfuros.

Para discutir la conveniencia de evaluar la ductilidad en caliente de aceros con altos contenidos en residuales e impurezas en condiciones de recalentamiento, y si es así determinar qué condición inicial del material y temperatura de recalentamiento son los más adecuados, se llevaron a cabo una serie de ensayos en los que las probetas fueron solidificadas *in-situ*. Este tipo de ensayo es el más adecuado para predecir la susceptibilidad al agrietamiento transversal de un acero, ya que permite simular mejor las condiciones termo-mecánicas a las que se ve sometida la superficie del producto semi-elaborado durante el desdoblado en colada continua. Esta práctica se considera imprescindible para determinar la influencia del S y del Ti en la ductilidad en caliente, porque los MnS y TiN que puedan estar presentes tienen puntos de fusión elevados y es necesario fundir el acero para poner en solución a dichos elementos.

Al fundir y solidificar *in-situ* las probetas de los aceros A1 y A2, se pretenderá además de poner el S en solución, regenerar la microestructura, simular los patrones de solidificación y segregación en la superficie del producto, así como obtener tamaños de grano parecidos a los que se dan en colada continua, aunque la estructura columnar que se encuentra en los productos semi-elaborados es difícilmente reproducible, principalmente por cuestiones dimensionales.

El procedimiento para llevar a cabo la solidificación *in-situ* de probetas de los aceros A1 y A2 se detalla en el capítulo 3. Durante los ensayos de tracción se mantendrán las velocidades de deformación y de enfriamiento que se siguieron cuando éstos se realizaron en condiciones de recalentamiento. Los resultados se analizarán en relación con los presentados en los capítulos precedentes.

6.1. Curvas de ductilidad en condiciones de solidificación *in-situ*

Las curvas de ductilidad obtenidas mediante ensayos llevados a cabo tras la solidificación *in-situ* de probetas de los aceros A1 y A2 se pueden ver en la Figura 6.1. Lo primero destacable tras la observación de las curvas son los bajos valores de %RA generales para ambos aceros con mínimos alrededor del 5%RA. La recuperación de la ductilidad a altas temperaturas se produce con valores de reducción de área también relativamente bajos, por debajo del 40%RA para los dos aceros.

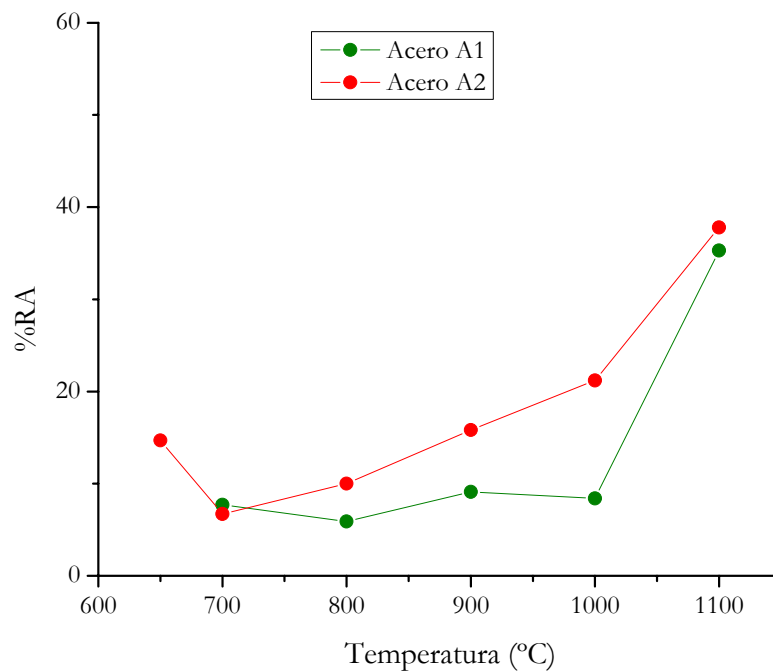


Figura 6. 1 Curvas de ductilidad para condiciones de solidificación *in-situ* de los aceros A1 y A2

La pérdida de la ductilidad parece iniciarse a partir de la temperatura más alta de ensayo que fue 1100°C y los valores se mantienen muy bajos para el resto de temperaturas. Para el

acero A2 esta pérdida parece producirse de una manera más progresiva que para el acero A1 que la pierde claramente entre 1100°C y 1000°C. A bajas temperaturas, únicamente para el acero A2 (que pudo ser ensayado hasta 650°C) puede verse una leve recuperación de la ductilidad. El comportamiento no difiere mucho de un acero a otro, aunque al solidificar *in-situ* las probetas lo que cabría esperar sería un comportamiento casi idéntico ya que este método de ensayo permite regenerar la microestructura y la nueva microestructura dependería de la composición química, muy similar para los dos aceros, y de los ciclos térmicos, también iguales para ambos.

Son pocos los datos encontrados en bibliografía sobre la ductilidad en caliente evaluada en condiciones de solidificación *in-situ* para aceros con altos contenidos en elementos residuales. Essadiqi *et al.*^[81] utilizaron el sistema Gleeble para estudiar la interacción entre Cu, Sn y Ni para diferentes contenidos en carbono. Para un acero con un contenido medio en carbono, la adición de 0.4%Cu y 0.04%Sn tuvo como consecuencia un ensanchamiento y ahondamiento del pozo de ductilidad con respecto al de un acero C-Mn, cuyas pérdidas se relacionaron directamente con las temperaturas de transformación. Las pérdidas de ductilidad para el acero con residuales se produjeron entre 900°C y 800°C y la adición de Ni mejoró la ductilidad. Los valores mínimos que se obtuvieron rondaban el 20%RA a temperaturas entre 750°C y 800°C. Los máximos, a partir de 900°C rondaban 70-80%RA que son valores mayores a los que se han obtenido en el presente trabajo. Existe una similitud entre las curvas encontradas por Essadiqi y las que se obtienen en el presente trabajo que radica en la escasa recuperación de la ductilidad a bajas temperaturas. Este comportamiento se atribuye a la presencia combinada de Cu y Sn en la composición y también lo observaron Matsuoka *et al.*^[75] para aceros con contenidos muy parecidos de Cu y Sn y ensayados en condiciones de recalentamiento en probetas con estructura de colada. El comportamiento se atribuye a la facilidad que tiene el Sn para segregarse a los límites de grano austeníticos y entre la ferrita proeutectoide y la austenita.

El efecto del Cu como único elemento residual en condiciones de solidificación *in-situ* se ha evaluado para aceros o bien calmados al aluminio o microaleados con Ti-Nb con 0.5%Cu^[77]. En este caso no se detectó ninguna influencia del Cu en la ductilidad del acero C-Mn-Al y su presencia incluso mejoró la ductilidad de un acero C-Mn-Ti-Nb y se sugiere que el Cu podría aumentar la actividad de los átomos de C y N en la austenita y esto favorecería la formación de (Ti,Nb)CN más grandes y por lo tanto menos perjudiciales en

términos de ductilidad en caliente. Sólo cuando los ensayos se llevan a cabo en atmósfera de aire, el Cu parece reducir la ductilidad de aceros calmados al aluminio y microaleados^[76]. Aunque el mecanismo lógico de fragilización que cabría esperar que estuviera actuando es el de “hot shortness”, no hubo evidencia de éste y sí que se encontraron algunos sulfuros u oxisulfuros de Cu en los límites de grano a los que se les atribuyó la fragilización del acero en la región austenítica que se produjo a 850°C para un acero C-Mn-Al.

El efecto aislado del Sn en condiciones de solidificación *in-situ* también fue evaluado para aceros con 0.05%C y 0.6%Mn^[7]. Un contenido del 0.1%Sn produjo una reducción de la ductilidad del 20%RA, con respecto al acero sin Sn, para todo el intervalo de temperaturas de ensayo, alcanzando valores mínimos algo inferiores al 30%RA a 900°C.

Hay que tener en cuenta dos factores fundamentales al comparar las curvas obtenidas en bibliografía para ensayos de solidificación *in-situ* con las obtenidas en la Figura 6.1. El primero de ellos radica en las diferencias en la composición química de los diferentes aceros y el segundo en los sistemas de ensayo utilizados y las diferentes características de la fusión en un horno por inducción con respecto al simulador termo-mecánico Gleeble. En cuanto a la composición química habría que destacar las diferencias en los contenidos de S, mayores para los aceros A1 y A2 que para los aceros del resto de trabajos. Por ejemplo, los aceros estudiados por Essadiqi *et al.*^[81] tienen contenidos de 0.003-0.005%S, mientras que los aceros A1 y A2 tienen contenidos de 0.021%S y 0.03%S respectivamente. Este elemento podría estar relacionado con la aparición de la caída de la ductilidad a mayores temperaturas. Si así fuera, al efecto combinado del Cu y del Sn habría que añadir el del S que, como se concluyó en capítulos precedentes, tendría una influencia determinante en la ductilidad en caliente de este tipo de aceros. La influencia del S sería más apreciable en condiciones de solidificación *in-situ* de lo que lo fue en condiciones de recalentamiento, ya que éste es el único método de ensayo que permite disolver las inclusiones y poner el S en solución.

En cuanto al sistema experimental hay que tener en cuenta que los ciclos térmicos que comprendieron la solidificación *in-situ* de las probetas de los aceros A1 y A2 se llevaron a cabo mediante calentamiento por inducción mientras que para el resto de trabajos se utilizó el sistema de simulación termo-mecánico Gleeble. Ambos tienen asociado un problema que consiste en la aparición de rechupes en el interior de las probetas como consecuencia

de las contracciones que supone el paso de líquido a sólido y por el cambio de fases de ferrita δ a austenita durante la solidificación de las mismas. Los rechupes actúan como concentradores de tensiones y además falsean los valores de reducción de área ya que en realidad son secciones no resistentes dentro de las probetas. Dado que este fenómeno aparece en todas las probetas ensayadas en un mismo sistema, los resultados obtenidos son en realidad comparativamente válidos, pero suponen un impedimento para la correcta comparación de resultados obtenidos en diferentes sistemas. Además, cuando los ensayos se llevan a cabo en el sistema Gleeble, es común aplicar deformaciones de compresión a las probetas durante la solidificación para cerrar las cavidades interiores correspondientes a los rechupes de solidificación. Esta práctica tiene como consecuencia valores de %RA mayores cuando las probetas se ensayan en este sistema ya que toda la sección de la probeta es resistente. Esto explicaría las diferencias de los valores de %RA obtenidos mediante el sistema Gleeble y los obtenidos mediante el sistema de calentamiento por inducción, siendo éstas más notables en el intervalo de altas temperaturas para las que el comportamiento es dúctil, pero también apreciables en el valle de ductilidad.

Recalentamiento vs. solidificación *in-situ*

Además de comentar los resultados obtenidos en condiciones de solidificación *in-situ*, es interesante comparar estas curvas con las obtenidas en condiciones de recalentamiento para los aceros A1 y A2. En los capítulos precedentes se pudo ver que las pérdidas de la ductilidad se produjeron entre 900°C y 850°C para el acero A2 y entre 1000°C y 900°C para el acero A1. Estos valores contrastan con los obtenidos en condiciones de solidificación *in-situ* para las que las curvas parecen indicar pérdidas de la ductilidad a mayores temperaturas para los dos aceros. Las diferencias en cuanto a los valores máximos y mínimos de %RA pueden asociarse, como ya se hizo anteriormente, a la falta de sección resistente que supone la formación de rechupes en el interior de las probetas solidificadas *in-situ*.

La comparación entre el comportamiento de un acero con altos contenidos en elementos residuales cuando éste se ensaya en condiciones de recalentamiento o de solidificación *in-situ* no se ha llevado a cabo. Únicamente Mintz *et al.*^[76] compararon ambas condiciones de ensayo para evaluar el efecto del contenido en Cu y Ni en la ductilidad en caliente de un acero C-Mn-Al-Nb. Cuando las probetas se ensayaban en atmósfera inerte no había

grandes diferencias entre un tipo de ensayo y otro, sin embargo, cuando se ensayaban en aire, la ductilidad empeoraba para probetas solidificadas *in-situ* y altos contenidos en Cu.

Sin embargo sí que hay diversas publicaciones sobre el efecto que cada tipo de ensayo tiene en la ductilidad en caliente de aceros C-Mn^[32,77,121] y C-Mn-Al^[32,121-122] con altos y bajos contenidos en S, así como otros aceros microaleados^[30,32,121-122]. Por lo general la ductilidad es más baja cuando las probetas se solidifican *in-situ* y las curvas de probetas recalentadas y probetas solidificadas *in-situ* se van aproximando a medida que la temperatura de recalentamiento aumenta, llegando a ser casi iguales para recalentamientos a temperaturas superiores a 1400°C^[77,121]. Las diferencias suelen ser explicadas en función del tamaño de grano, mayor para mayores temperaturas de recalentamiento.

A pesar de que por las diferencias observadas para estos aceros no parece que valga la pena solidificar *in-situ* las probetas, ya que la práctica es complicada y las diferencias con los resultados obtenidos tras recalentamientos a altas temperaturas son mínimas, este tipo de ensayo se hace imprescindible para estudiar el efecto del S y del Ti en los aceros. En particular los aceros que contienen MnS necesitan ser fundidos para poner el S en solución y evaluar toda su influencia en la ductilidad en caliente, dado el alto punto de fusión de dichas inclusiones^[29,109]. Cuando esto se hace se observa un desplazamiento de la caída de la ductilidad a mayores temperaturas a medida que aumenta el contenido en S. Esta reducción se relaciona con la fracción en volumen de sulfuros en los límites interdendríticos (que posteriormente formarán los límites de grano de austenita) que debilita dichas regiones.

Habiendo analizado las características de los resultados obtenidos mediante el ensayo de solidificación *in-situ* en un sistema de calentamiento por inducción para un acero con altos contenidos en elementos residuales, se puede concluir que para una correcta interpretación de los resultados es necesario un exhaustivo análisis fractográfico de las probetas ensayadas bajo dichas condiciones. El conjunto de las curvas de ductilidad y fractografías y metalografías permitirá determinar cualitativamente la susceptibilidad de los aceros A1 y A2 a presentar agrietamiento superficial durante el desdoblado en colada continua.

6.2. Superficies de fractura y metalografías

A continuación se compararán las fractografías y metalografías de los aceros A1 y A2 ensayados en condiciones de solidificación *in-situ* y éstas se relacionarán con las curvas de ductilidad para justificar sus comportamientos a cada temperatura de ensayo en función de los mecanismos de fractura que se observen. Los resultados se analizarán en función de las fases presentes, en primer lugar para las probetas ensayadas en la región austenítica y posteriormente para las ensayadas en la región en la que coexisten austenita más ferrita.

6.2.1. Región austenítica

La región austenítica es la región en la que los aceros A1 y A2 pierden la ductilidad, de modo que a altas temperaturas en esta región el comportamiento es dúctil y a medida que se disminuye la temperatura el comportamiento pasa a ser frágil. Un ejemplo del comportamiento dúctil para este tipo de ensayos de solidificación *in-situ* se halla en las superficies de fractura de las probetas ensayadas a 1100°C que se muestran en la Figura 6.2 para los aceros A1 y A2. En las Figuras 6.2a y 6.2b, correspondientes a fractografías a pocos aumentos de las probetas, se pueden diferenciar dos regiones: una corona exterior y la zona central. La parte exterior concentra la deformación y muestra una fractura dúctil por formación y coalescencia de microcavidades. En cambio, la zona central (Figuras 6.2c y 6.2d), muestra una estructura de solidificación que no sufre ningún tipo de deformación. Se trataría de un rechupe que en realidad corresponde a área no resistente de la probeta. A pesar de que las probetas hayan tenido reducciones de área de 35-38%RA, calculadas a partir del diámetro final, se podría considerar que en realidad éstas son mayores porque el área ocupada por los rechupes no debiera ser considerada en el cálculo de la ductilidad. Esto significa, que a pesar de que los valores de %RA obtenidos son relativamente bajos, se puede considerar que los aceros A1 y A2 tienen un comportamiento dúctil a 1100°C.

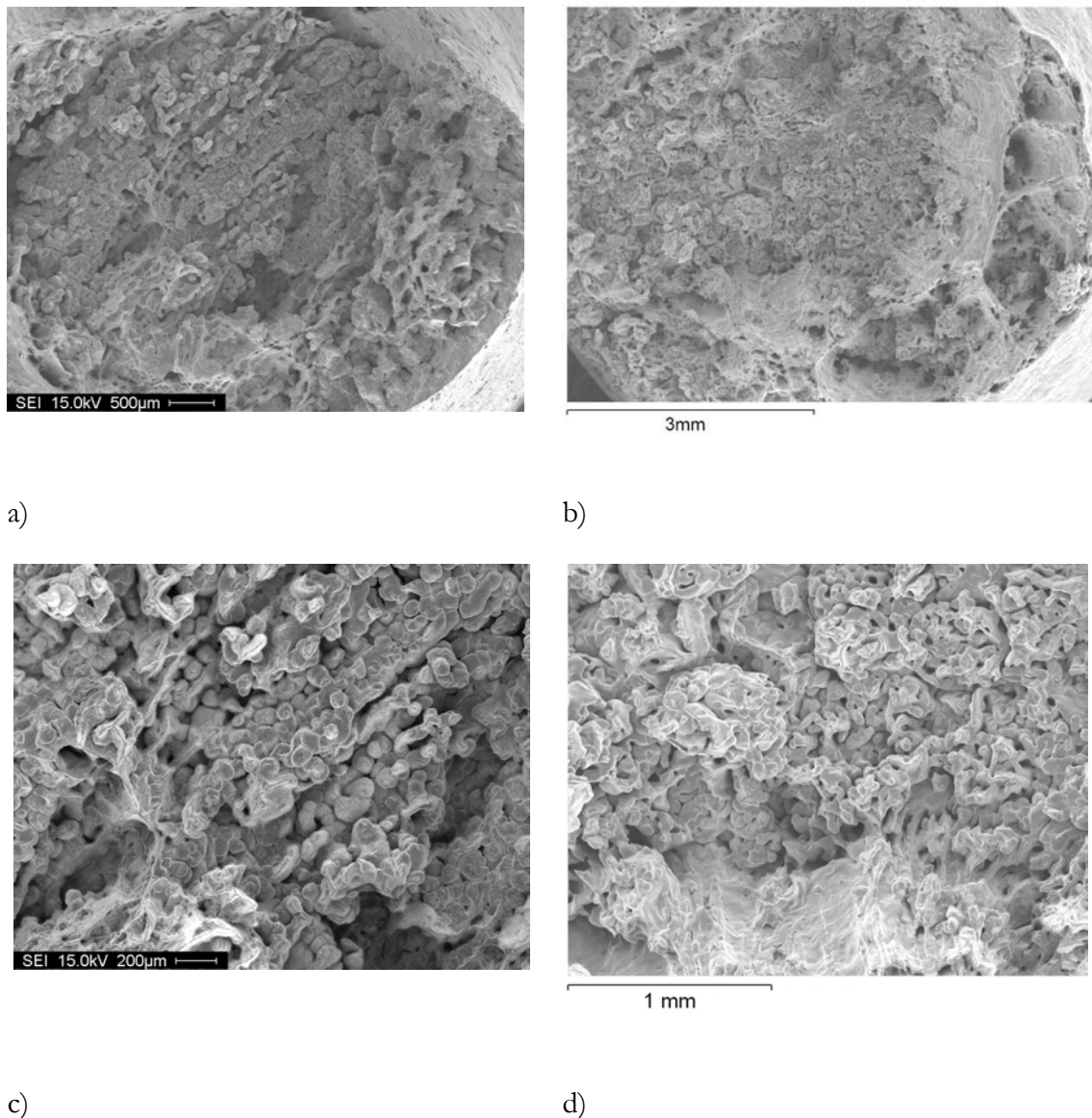
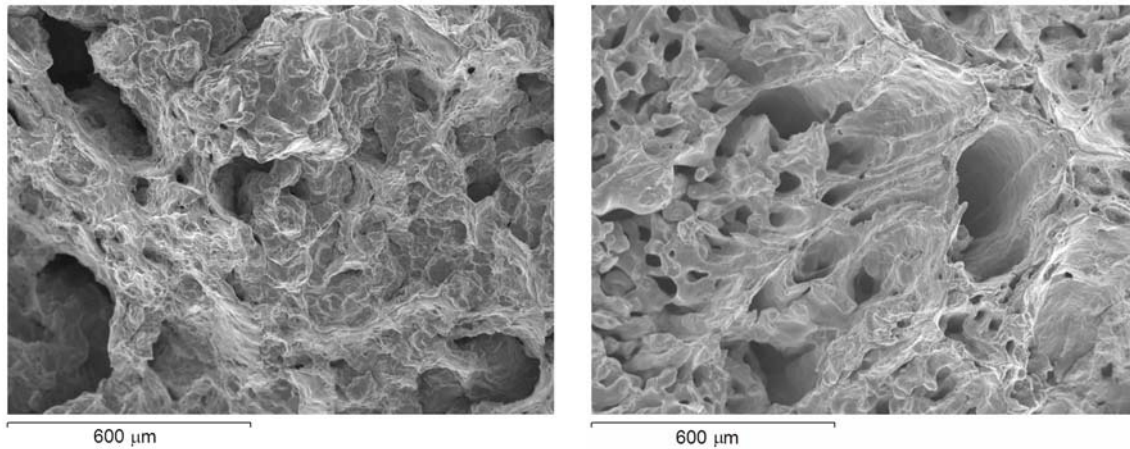


Figura 6. 2 Fractografías de las probetas solidificadas *in-situ* y ensayadas a 1100°C de a) y c) acero A1 y b) y d) acero A2

Cuando se disminuye la temperatura hasta los 1000°C, al margen de la zona relacionada con rechupes de solidificación, el acero A1 muestra algunos signos de ductilidad (Figura 6.3a) aunque de un modo bastante aislado y combinados con un tipo de fractura que no queda muy definida pero tiene un cierto parecido con la superficie de fractura de las probetas del mismo acero que mostraron un comportamiento frágil cuando fueron sometidas a un recalentamiento a 1100°C. Para la probeta del acero A2 (Figura 6.3b), se puede ver una combinación de áreas con rechupes y zonas deformadas, pero en cualquier caso el comportamiento se podría considerar dúctil a dicha temperatura. Así pues, la diferencia que se observó en las curvas de ductilidad entre los valores de %RA de cada uno

de los aceros para probetas ensayadas a 1000°C se puede relacionar con una mayor o menor deformación plástica en la superficie de fractura.



a)

b)

Figura 6. 3 Fractografías de las probetas solidificadas *in-situ* y ensayadas a 1000°C de a) acero A1 y b) acero A2

El cambio significativo en el comportamiento de ambos aceros se produce a partir de los 900°C y se mantiene para temperaturas inferiores en el intervalo austenítico. En dicha región el comportamiento de los dos aceros es muy frágil y esto se corrobora con las fractografías de sus probetas. Éstas muestran áreas de *fractura por decohesión interdendrítica* (marcadas como A) en las Figuras 6.4a y 6.4b para los aceros A1 y A2 respectivamente, combinadas con regiones en las que existía cohesión previa a la fractura (marcadas como B) y cuya fractura se definiría como *fractura interdendrítica* por su aspecto redondeado.

Antes de pasar a analizar cada uno de estos citados mecanismos de fractura que aparecen en las probetas con comportamientos frágiles en la región austenítica, se analizará la situación de los sulfuros después de la solidificación *in-situ* de las probetas. Una de las ventajas de esta práctica es que se pone en solución todo el S y por lo tanto se puede evaluar su verdadero efecto. En la Figura 6.5 se representan las metalografías de las probetas de los aceros A1 y A2 cuyas fractografías se mostraron en la Fig. 6.4. En ellas se puede apreciar la nueva precipitación de sulfuros de manganeso en las regiones interdendríticas. Para el acero A1 (Figuras 6.5a y 6.5b) la zona de la fractura corresponde a una zona cercana a la superficie de fractura y como para la metalografía del acero A2 (Figura 6.5c y 6.5d), correspondiente a una zona con microrrechupes, se ve que los sulfuros

se han formado en el frente de solidificación y cuando esta finaliza indican zonas interdendríticas. Estas regiones se convierten en zonas fragilizadas por la segregación de diversas especies, en particular del S, y precipitación de nuevos sulfuros que pueden hacerlo en una forma muy fina dependiendo de la velocidad de enfriamiento.

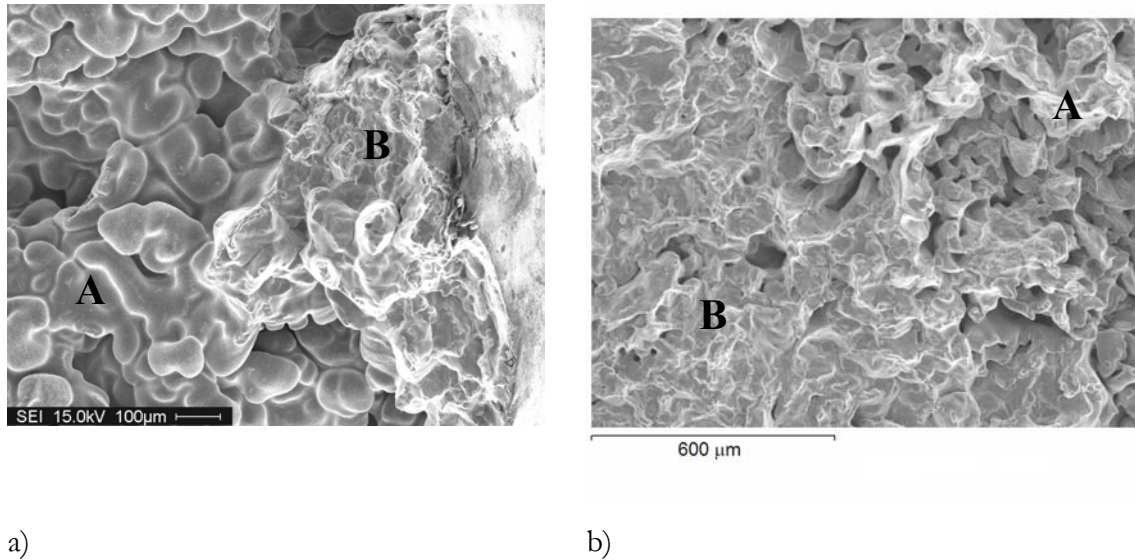


Figura 6. 4 Superficies de fractura de las probetas solidificadas *in-situ* y ensayadas a 900°C a) del acero A1 y b) del acero A2

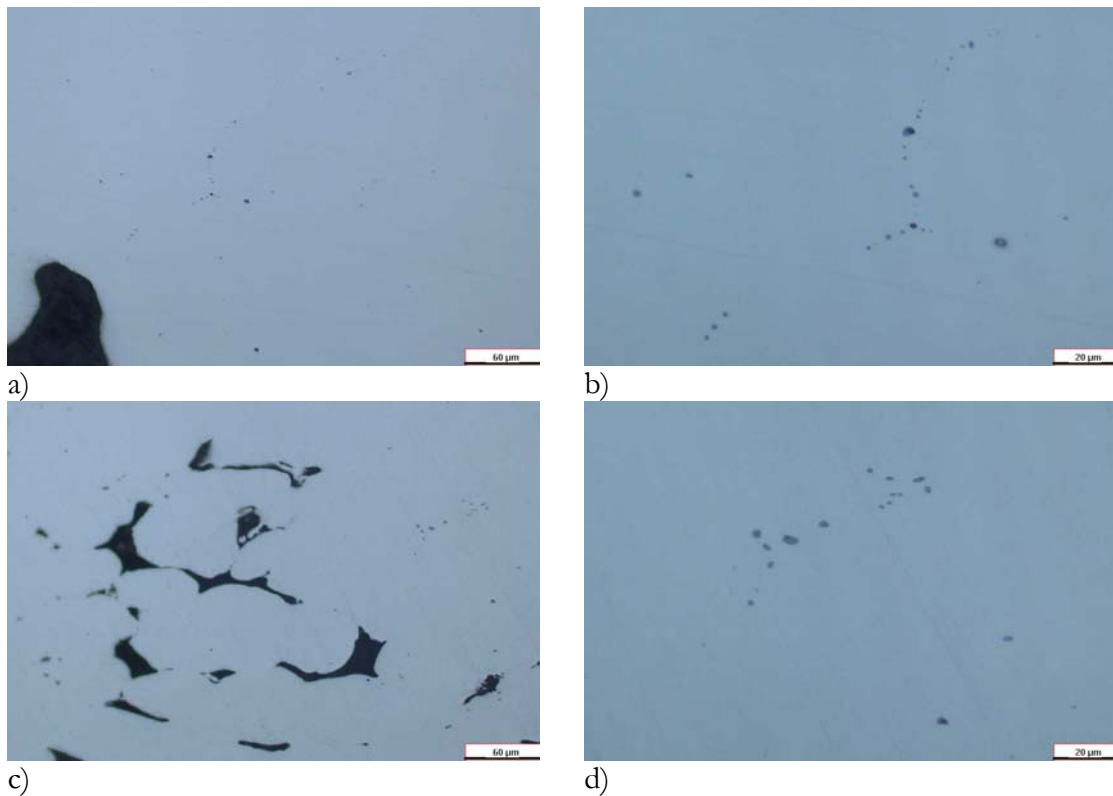


Figura 6. 5 Metalografías de los rechupes e inclusiones de a) y b) el acero A1 y c) y d) acero A2

- Decohesión interdendrítica

Las regiones indicadas con una A en las superficies de fractura de ambos aceros en la Figura 6.4 corresponden a zonas de decohesión interdendrítica. Este tipo de fracturas ya se ha observado por otros autores para probetas solidificadas *in-situ*. Algunos de ellos^[30,54,68] han relacionado este tipo de fractura con microrrechupes que se hayan formado durante la solidificación de las probetas. Otros^[123] lo interpretan como la decohesión de áreas fragilizadas por la segregación de impurezas o elementos de aleación hacia las regiones interdendríticas y por lo tanto es considerada como un tipo de fractura frágil. Estas segregaciones se ven favorecidas por un coeficiente de distribución (k) menor que uno para solutos como el C, P, S y otros elementos de aleación. Las zonas segregadas se convierten así en zonas de fácil propagación de grietas.

En la Figura 6.6 se puede ver una metalografía de una sección longitudinal del acero A1 ensayado a 800°C después de solidificar la probeta *in-situ* que corresponde a una probeta que presentó una fuerte decohesión interdendrítica. Esta probeta fue atacada con el reactivo 2 para detectar posibles segregaciones. Después de ver esta figura se corrobora que en la zona donde se ha producido la fractura hay una fuerte segregación interdendrítica, responsable de la falta de cohesión que se ve en la Figura 6.8a para el acero A1. En la metalografía además, se puede ver un rechupe que al parecer no fue camino preferente de avance de grieta, ésta parece haber seguido más bien zonas muy segregadas y con poca cohesión interdendrítica. Al alejarse de la superficie de fractura las segregaciones dejan de ser claramente interdendríticas y a una determinada distancia, en regiones cuya temperatura es menor que en el centro de la probeta y que probablemente no llegaron a fundir, éstas se convierten en segregaciones intergranulares.

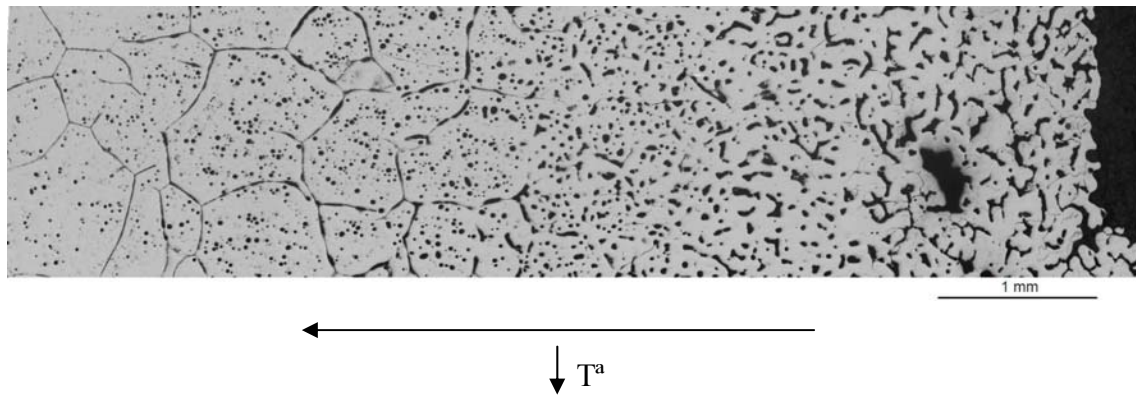


Figura 6. 6 Metalografía de la probeta de acero A1 solidificada *in-situ* y ensayada a 800°C

A la vista de las metalografías y fractografías y teniendo en cuenta la composición del acero, todo hace pensar que la decohesión interdendrítica no está únicamente relacionada con la existencia de rechupes de solidificación, sino que este tipo de fractura también se ve favorecido por las fuertes segregaciones que se producen durante la solidificación de las probetas. El hecho de que a bajas temperaturas se vea este tipo de fractura podría ser una consecuencia de la existencia del fenómeno de “hot shortness” a altas temperaturas. Éste es en realidad una falta de ductilidad provocada por la presencia de una fase líquida en el acero^[72]. A pesar de que la fase líquida no está presente a las temperaturas en las que el comportamiento de los aceros es frágil, ésta existiría a altas temperaturas contribuyendo a fragilizar las regiones interdendríticas que se convertirían en el camino fácil de propagación de la fractura a las temperaturas de ensayo.

No es extraño pensar que este fenómeno pueda estar teniendo lugar ya que dos de los elementos presentes en la composición de los aceros A1 y A2 favorecen el “hot shortness”. Estos elementos son el S y el Cu, que segregados a los espacios interdendríticos pueden formar compuestos de bajo punto de fusión que estarían presentes en forma de líquido hasta temperaturas relativamente bajas. El S tiene tendencia a producir “hot shortness” porque es relativamente insoluble en el Fe, menos de un 0.03%S en masa a 1200°C en ausencia de Mn. El Cu también forma una fase líquida cuando excede su solubilidad en la austenita, aunque ésta es más alta que la del S, alrededor del 9% y varía poco en el intervalo de 1050°C-1250°C^[72]. Por si mismo el Cu no es un elemento que cause muchos problemas en cuanto a “hot shortness” másico, sin embargo en condiciones de oxidación durante el recalentamiento, se produce un enriquecimiento en Cu que puede llegar a exceder su solubilidad y producir lo que se conoce como “hot shortness” superficial.

Hay que decir además que la estructura inicial del material condiciona la estructura dendrítica que se observa en las zonas que han sufrido decohesión interdendrítica. Para el acero A1 ya se ha visto en la Figura 6.6 que la estructura interdendrítica que se obtiene después de la solidificación es desordenada, mientras que para el acero A2 los rechupes se encuentran localizados en ciertas zonas y además estos se forman orientados en la dirección longitudinal de la probeta, penetrando considerablemente por debajo de la superficie de fractura como se puede ver en la Figura 6.7 para la probeta del acero A2 ensayada a 900°C después de ser solidificada *in-situ* y cuya fractografía en la región de decohesión interdendrítica se muestra en la Figura 6.8b. Esta formación de los rechupes recuerda la orientación que otorga al material el hecho de que éste haya sido previamente laminado.

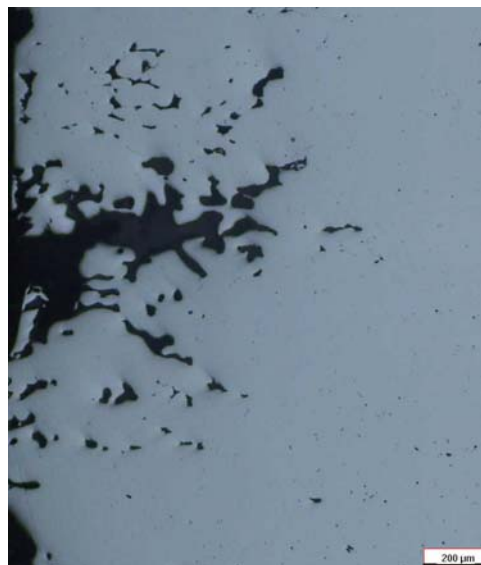
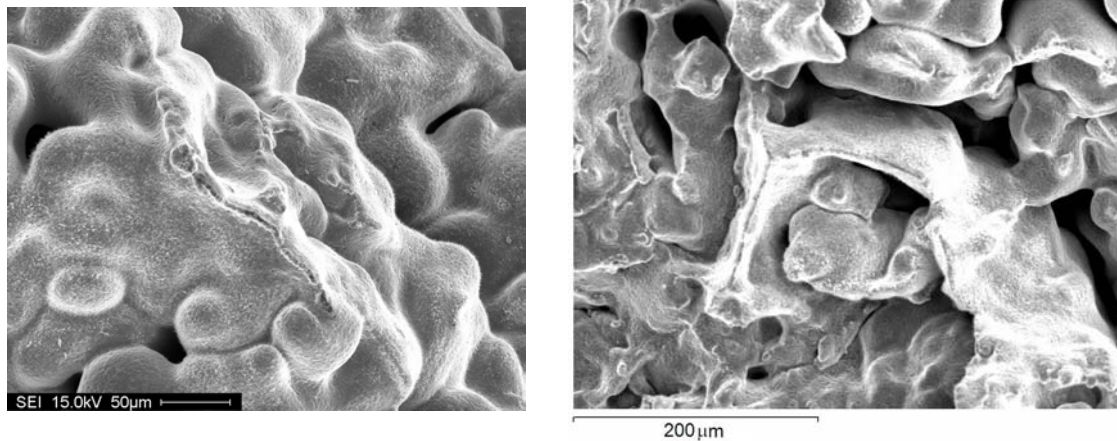


Figura 6. 7 Rechupes para la probeta del acero A2 solidificada *in-situ* y ensayada a una temperatura a la que el acero presentó un comportamiento frágil en el intervalo austenítico

El hecho que tanto para el acero A1 como para el acero A2 la estructura de solidificación después de haber solidificado las probetas *in-situ* sigue remitiendo a la estructura inicial de cada uno de los aceros, no sería más que otra señal de la influencia de las segregaciones de determinados elementos. Durante la solidificación de las probetas, las primeras regiones que fundirán serán las que se encontrarán segregadas y que probablemente tengan un punto de fusión más bajo^[124]. Estas regiones serán interdendríticas formadas durante la solidificación de la palanquilla en colada continua para el acero A1 y para el acero A2 serán las bandas en las que las segregaciones se alinearon durante la laminación. Por las características del ensayo la fusión de las probetas no es completa y además las

segregaciones complican el proceso de fusión porque amplía el intervalo de temperaturas a las que puede existir fase líquida. Se puede considerar que el líquido que se haya podido formar a partir de la fusión de las probetas estará más enriquecido en elementos residuales que el líquido a partir del cual se obtuvieron los aceros A1 y A2. Las partes que no hayan fundido dentro de las probetas servirán como lugares para el inicio de crecimiento del frente de solidificación y por lo tanto determinarán la nueva estructura solidificada, que por ejemplo, para el acero A2 seguirá estando orientada en la dirección longitudinal de la probeta. En la Figura 6.8a se ve como la componente interdendrítica de la fractura para el acero A1 no penetra tanto en el material ya que las segregaciones inicialmente no se encontraban tan direccionadas.



a)

b)

Figura 6. 8 Regiones con decohesión interdendríticas de las probetas solidificadas *in-situ* y ensayadas a 900°C a) del acero A1 y b) del acero A2

- Fractura interdendrítica

Las regiones que se marcaron con una B en la Figura 6.4, corresponden a regiones en las que existió cohesión interdendrítica después de la solidificación de las probetas. El tipo de fractura en estas regiones (Figuras 6.9a para el acero A1 y 6.9b para el acero A2) es frágil y además guarda cierto parecido con las superficies de fractura que se observaron en los capítulos anteriores para probetas de los aceros A1 y A2 ensayadas tras recalentamientos a 1100°C. Entonces se definió la fractura como interdendrítica, y mediante la solidificación *in-situ* de las probetas se puede corroborar el carácter interdendrítico de la misma: en ella se

pueden intuir algunos granos que están cubiertos por formas globulares que remiten directamente a las dendritas observadas en las regiones que presentaron decohesión interdendrítica. Esto permite relacionar la fractura interdendrítica observada tras recalentamientos a 1100°C con regiones altamente segregadas.

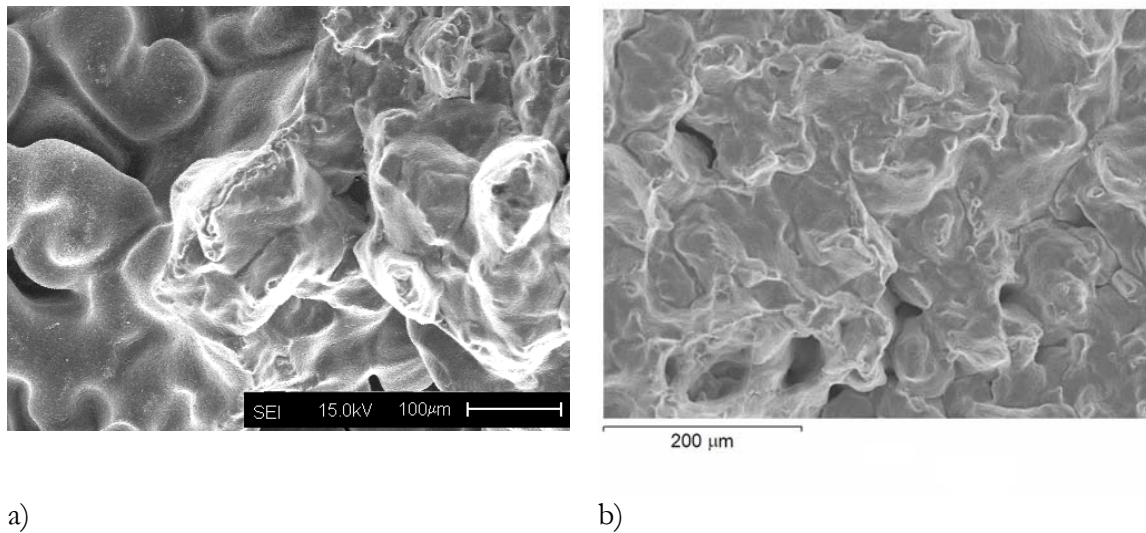


Figura 6. 9 Regiones con fractura frágil interdendrítica de las probetas solidificadas *in-situ* y ensayadas a 900°C a) del acero A1 y b) del acero A2

6.2.2. Región bifásica de austenita más ferrita

Las superficies de fractura de las probetas solidificadas *in-situ* de los aceros A1 y A2 y ensayadas a 700°C, temperatura inferior a A_{e3} , a la que podría haber empezado a precipitar ferrita, se pueden ver en la Figura 6.10. Ambas mostraron una cierta componente intergranular, además de zonas con decohesión interdendrítica propias del tipo de ensayo. La fractura intergranular se produjo por decohesión ya que la superficie de los granos aparece lisa. Es curioso que para el acero A2 la componente intergranular se sitúe en el centro de las probetas que es la región en la que sería más fácil encontrar rechupes. Este comportamiento, sin embargo, se repitió cuando una probeta del mismo acero se ensayó a 650°C, probeta a la que corresponde la Figura 6.11. En ésta se ve como la superficie de fractura presenta una parte con fractura intergranular en el centro de la probeta y a su alrededor se encuentra una zona en la que la fractura es por decohesión interdendrítica. A esta temperatura, las superficies de los granos muestran una cierta rugosidad, indicativa de que dichas regiones han experimentado deformación plástica, aunque se sigue observando

decohesión en algunas de las facetas. La deformación en la superficie de los granos se puede explicar por la existencia de una capa de ferrita en los límites de grano de austenita que actúa concentrando las deformaciones.

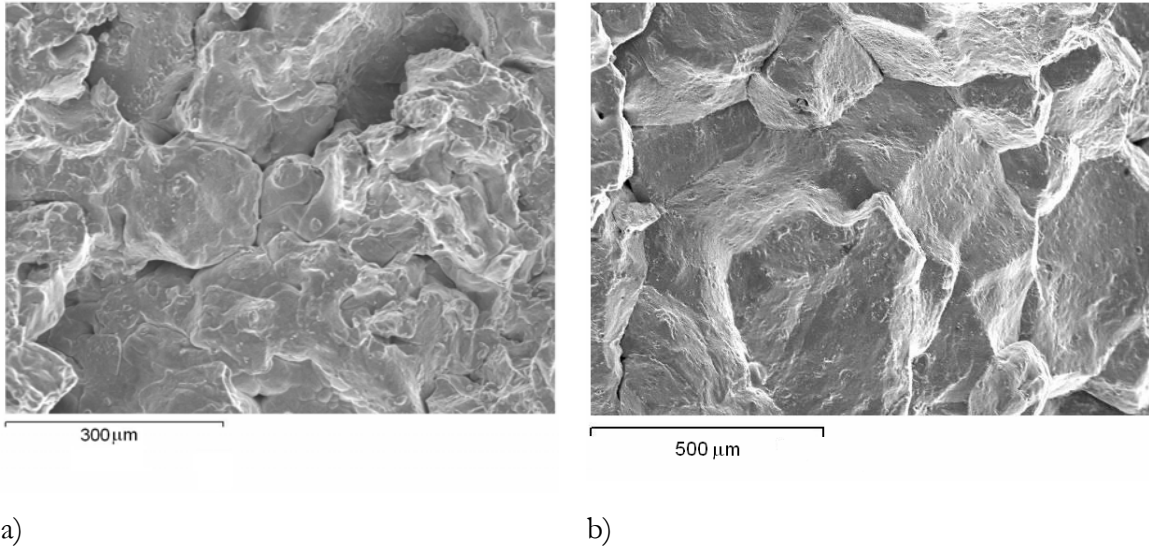


Figura 6. 10 Superficies de fractura de las probetas solidificadas *in-situ* y ensayadas a 700°C a) del acero A1 y b) del acero A2

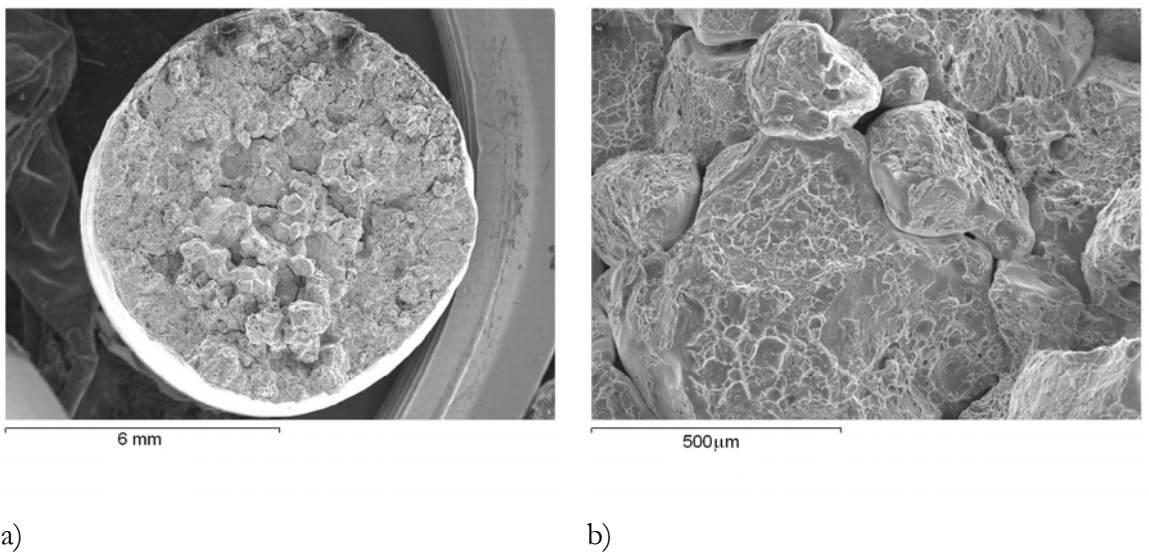


Figura 6. 11 Superficie de fractura de la probeta del acero A2 solidificadas *in-situ* y ensayadas a 650°C

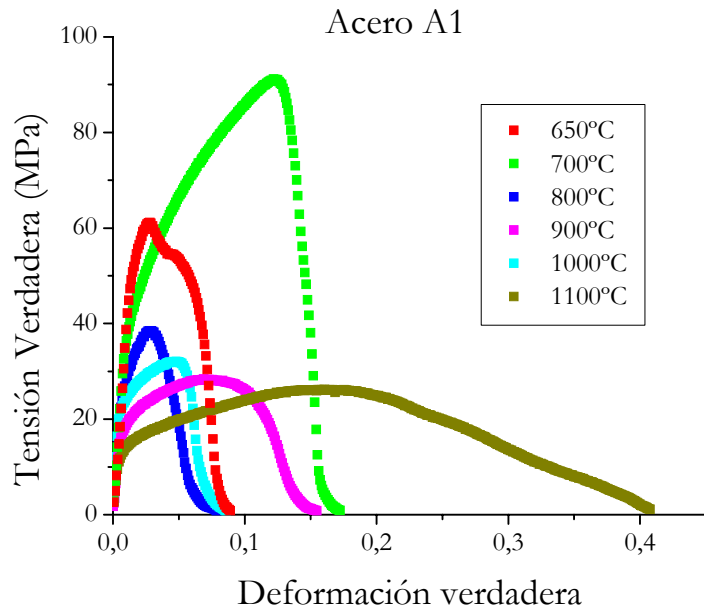
6.3. Curvas de fluencia

Las curvas de tensión-deformación a tracción registradas a cada temperatura de ensayo para cada uno de los aceros se han representado en la Figura 6.12 para intentar entender mejor

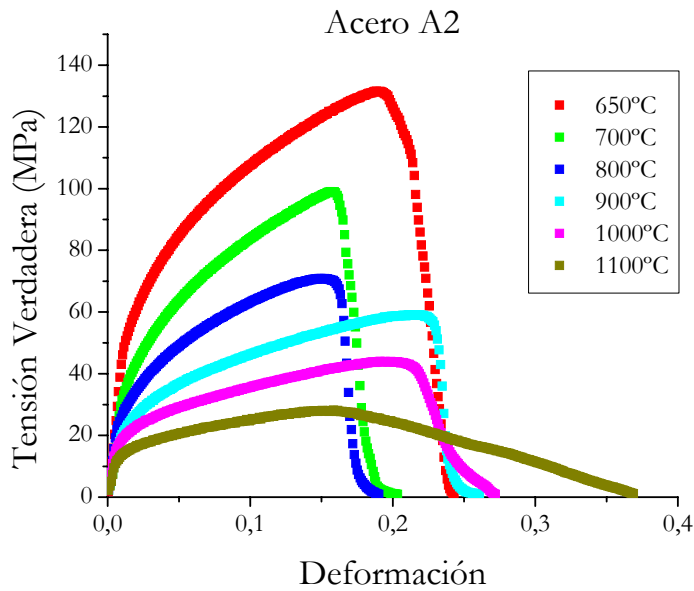
el comportamiento los aceros A1 y A2 cuando sus probetas se solidifican *in-situ*. Al comparar la Figura 6.12a para el acero A1 y la Figura 6.12b para el acero A2 se puede observar un comportamiento más regular para este último acero, es decir, hay un aumento progresivo de la tensión de fluencia a medida que disminuye la temperatura de ensayo. Además, al graficar la tensión máxima en función de la temperatura (Figura 6.13) se ve un aumento prácticamente lineal de la tensión de fluencia de 800°C a 1000°C que confirma que estas son temperaturas en el intervalo austenítico, y la aparición de la ferrita se detecta a partir de los 700°C y para menores temperaturas, donde se produce una variación de la pendiente de la curva. Para el acero A1 los valores de tensión máximos son sistemáticamente más bajos que para el acero A2 a la misma temperatura y además la tensión máxima no tiene una dependencia tan clara con la temperatura de ensayo. Un punto en común entre las curvas tensión-deformación a tracción de los dos aceros está en las curvas que presentan recristalización dinámica. Este fenómeno de ablandamiento sólo se detecta para las probetas ensayadas a 1100°C y desaparece a 1000°C para los dos aceros.

Estas diferencias en el comportamiento de ambos aceros sin duda tienen su origen en la condición inicial (laminada o colada) de cada uno de ellos y en las características que cada estructura introduce en la fusión de las probetas. El acero A2, con una estructura laminada, presentó fractografías en las que se reflejaba un comportamiento más homogéneo al variar la temperatura de ensayo en el sentido de que la zona de decohesión interdendrítica se mantenía similar para todas las temperaturas. Sin embargo, la fracción de decohesión interdendrítica fue bastante variable en el caso de las probetas del acero A1, llegando a presentar algunas probetas este tipo de fractura en casi la totalidad de la superficie. El hecho de que para el acero A2 se esté introduciendo el mismo error en todas las probetas, si se entiende como error la variación del área resistente que supone la decohesión interdendrítica con respecto a la sección inicial de las probetas, permite obtener curvas de fluencia regulares. Además no hay que olvidar que los rechupes y segregaciones siguen estando orientados en la dirección de tracción de las probetas, lo que probablemente esté minimizando el efecto de éstos. Cuando el área ocupada por fractura por decohesión interdendrítica no se mantiene constante, como sucede para el acero A1, las curvas presentan más irregularidades que se pueden asociar a las heterogeneidades de la probeta por su condición inicial de colada. A pesar de que el acero A1 presenta un comportamiento más heterogéneo, los resultados obtenidos son interesantes porque dan buena cuenta de lo perjudiciales que pueden llegar a ser las segregaciones que se dan en este tipo de

aceros, especialmente cuando los que las producen son elementos con tendencia al “hot shortness”.



a)



b)

Figura 6. 12 Curvas de tensión-deformación a tracción para probetas solidificadas *in-situ* a) del acero A1 y b) del acero A2

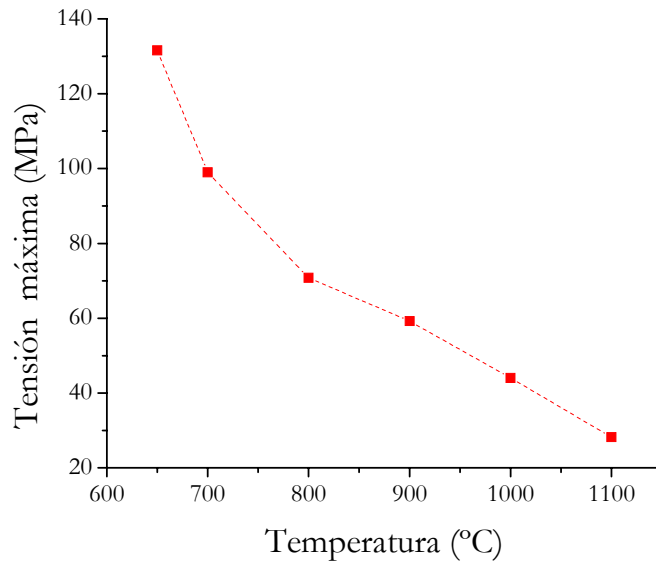


Figura 6. 13 Representación de la tensión máxima de fluencia en función de la temperatura para el acero A2

6.4. Efecto de la deformación en la región semi-sólida

Para evitar el efecto concentrador de tensiones que tienen los rechupes internos de probetas y eliminar la incertidumbre que provocan en los resultados obtenidos mediante los ensayos llevados a cabo en probetas solidificadas *in-situ* mediante el sistema de calentamiento por inducción, se intentó eliminarlos mediante la aplicación de una pequeña deformación de compresión a las probetas. Este procedimiento se llevaba a cabo durante el enfriamiento posterior a la fusión del acero, pero en la región en la que coexisten fase sólida (o ferrita- δ o γ) y líquido para intentar cerrar los rechupes centrales sin alterar a microestructura. Esta práctica simularía en principio la que se lleva a cabo en el sistema Gleeble para evitar los rechupes internos.

Antes de llevar a cabo los ensayos en estas condiciones, una probeta del acero A1 se deformó un 3% a compresión en la región semi-sólida a una velocidad de deformación de $3 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ para ver como esta deformación, aplicada para cerrar los rechupes, afectaba a su microestructura. En la Figura 6.14 se puede ver una estereografía de esta probeta en la que se marca con un círculo la localización de los rechupes tras la deformación. Se comprueba que los rechupes no han sido eliminados como se pretendía pero se ha producido un

movimiento de los mismos hacia el exterior de la probeta de tal manera que algunos llegan a la superficie formando un aro alrededor de la probeta y otros quedaron atrapados en el interior, pero en cualquier caso aparecen alejados del centro. Para demostrar que la deformación de compresión que se aplicó para cerrar los rechupes efectivamente se realizó en la región semi-sólida, en la Figura 6.15 se representan la tensión de fluencia y la deformación frente al tiempo. En ella se ve cómo durante la aplicación de la deformación la tensión fue muy baja, lo que confirma que la compresión se realizó en el rango de temperaturas deseado.

La estereografía también muestra que existe un abarrilamiento de la probeta que supone un aumento de la sección resistente en la longitud de ensayo. Este abarrilamiento no se produce en otros sistemas de fusión *in-situ* en los que el líquido se contiene en un tubo de sílica^[32]. La existencia de zonas de grano columnar a ambos lados del centro de la probeta indican un crecimiento direccional que se produce longitudinalmente a la probeta, partiendo del material que no llegó a fundir. En las zonas cercanas al centro de la probeta también existe crecimiento direccional desde la superficie hacia el interior.

El hecho de que la mayor parte del crecimiento dendrítico se produzca paralelo al eje de tracción supone un hecho importante de cara a la validez del ensayo para simular la estructura de colada continua. Durante la solidificación de los semi-elaborados en el proceso industrial, las dendritas crecen desde el exterior hacia el interior del producto, esto es un crecimiento perpendicular a las tensiones que se dan en la superficie durante el desdoblado. Se ha demostrado que esta orientación de las dendritas en la que la mayor parte de los límites de grano es perpendicular al eje de tracción es la más perjudicial ya que facilita el avance de las grietas intergranulares^[82]. En el sistema de ensayos utilizado para la solidificación de las probetas de acero A1 y A2 este crecimiento es mayoritariamente paralelo al eje de tracción y esto supondría que no se puede evaluar el efecto que estos granos columnares tienen en la ductilidad en caliente de los aceros.

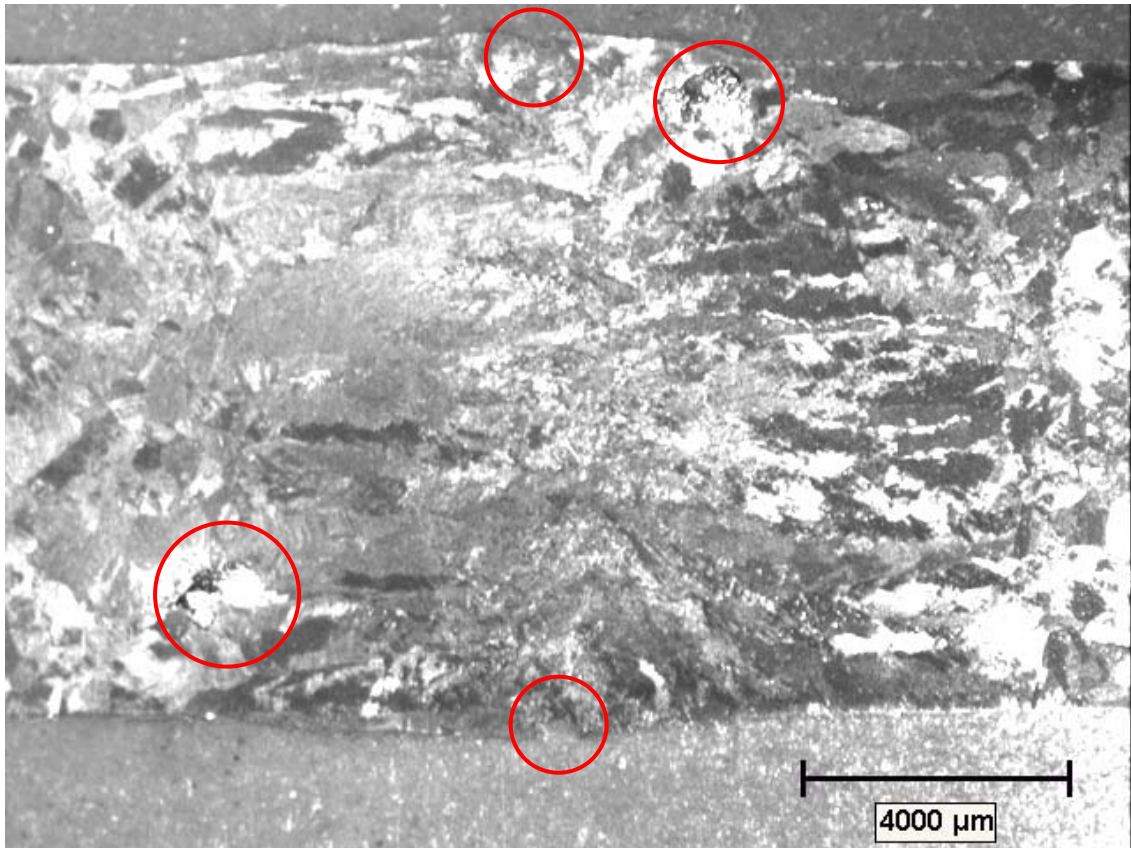


Figura 6. 14 Estereografía de la probeta deformada a compresión en la región semi-sólida para cerrar los rechupes de solidificación. Los círculos indican la localización de los nuevos rechupes.

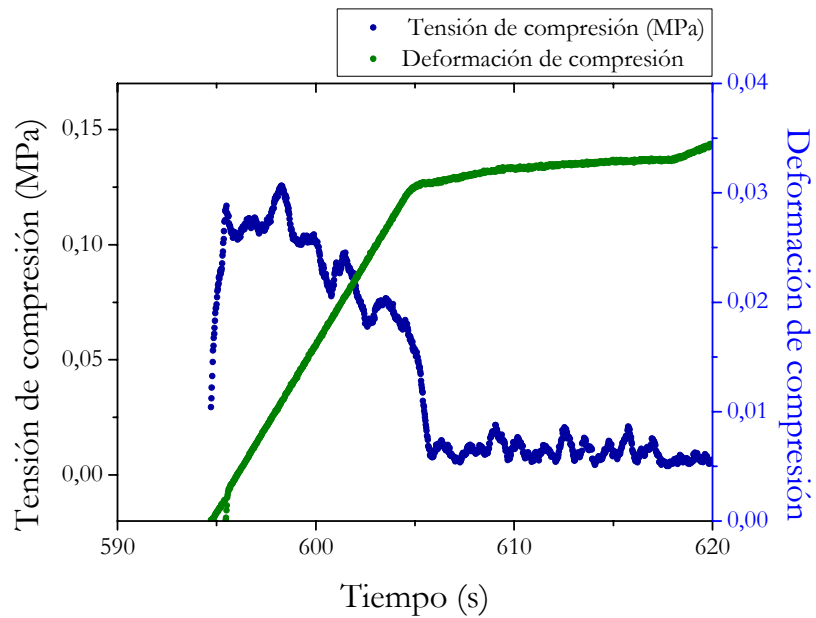


Figura 6. 15 Gráfico ilustrativo de que la tensión de fluencia no aumentó mientras se aplico la deformación de compresión para cerrar los rechupes

Esta misma probeta también fue atacada con el reactivo A2 para poder determinar los patrones de segregación que se obtienen después de haber aplicado una deformación de compresión en la región semi-sólida. Las metalografías se han montado en la Figura 6.16 sobre una imagen de la estereografía difuminada para facilitar la interpretación de las metalografías en función de la región de la probeta de las que fueron extraídas. Lo primero que se puede ver es que en la parte central la segregación interdendrítica es fuerte. La metalografía indicada con un 1 corresponde a una ampliación de dicha región y muestra que los granos formados en ella son columnares (los límites de grano se han marcado en rojo para que se puedan distinguir). Al alejarnos del centro en la dirección longitudinal de la probeta y como se ve en la metalografía señalada con un 2, las segregaciones no son tan fuertes pero los granos siguen siendo columnares y más grandes que en el centro, corresponden a la parte de la estereografía donde se veía claramente la direccionalidad del crecimiento. Todavía más lejos del centro la segregación se convierte en intergranular y los granos equiaxiales se pueden distinguir claramente como en la metalografía 3.

Habiendo caracterizado los efectos que una deformación de compresión puede introducir a nivel microestructural, se procedió a ensayar algunas probetas de ambos aceros a diferentes temperaturas y siguiendo el procedimiento según el cual se minimiza el efecto de los rechupes. En primer lugar se ensayaron dos probetas, una de cada acero, a 1000°C, que es la temperatura a la que en principio se detectan más diferencias entre el comportamiento de los dos aceros para probetas solidificadas *in-situ*. En la Figura 6.17 se pueden ver las estereografías de las dos probetas especificadas y resulta curioso comprobar que para ambas la fractura se produjo fuera del centro de la probeta, en la zona equiaxial asociada con segregaciones intergranulares. Este comportamiento, además, se repitió para la mayoría de las probetas ensayadas siguiendo este método. Las superficies de fractura de las probetas se incluyen en la misma figura y muestran para ambas probetas un comportamiento frágil intergranular probablemente asociado a las segregaciones presentes en las regiones en las que se produjeron las fracturas. La fractura intergranular es mucho más clara para la probeta del acero A1 que también tuvo una %RA menor. Así pues, las diferencias que se observaron en la Figura 6.1 entre la ductilidad el acero A1 y la del acero A2 en condiciones de solidificación *in-situ* se mantienen cuando las probetas se someten a una deformación de compresión a temperaturas en la región semi-sólida para cerrar los rechupes.

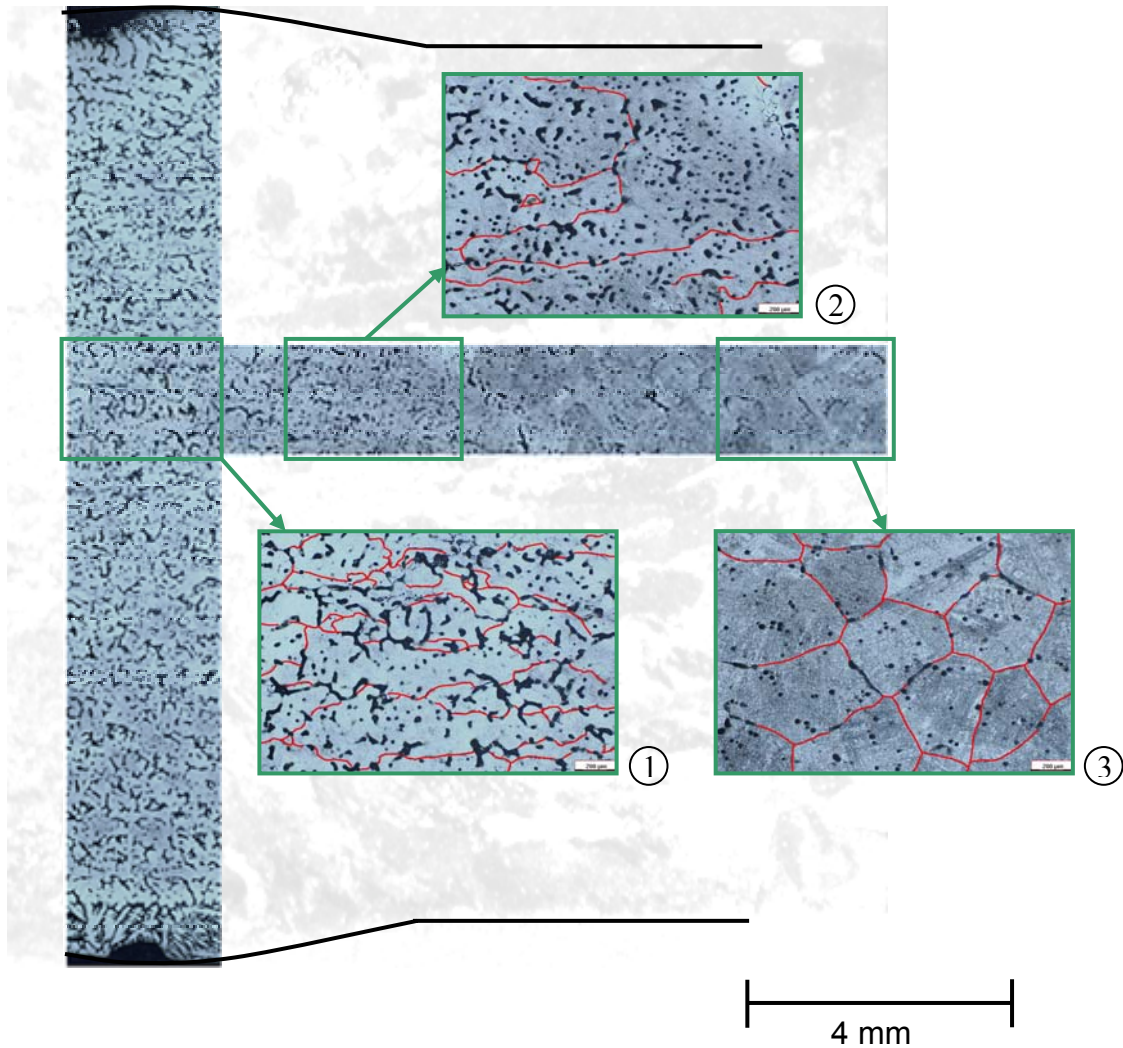


Figura 6. 16 Metalografías de la probeta mostrada en la Fig. 15 en la que se pueden ver los cambios en las segregaciones en función de la localización dentro de la probeta

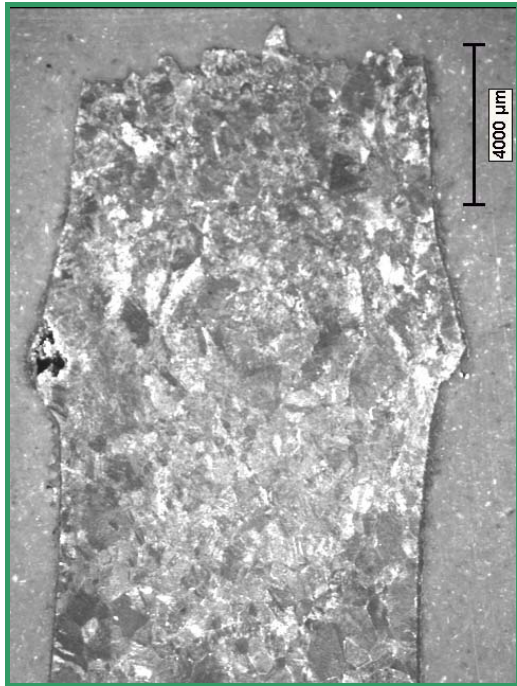
La metalografía de la probeta atacada con el reactivo 2 de la probeta del acero A1, que se presenta en la Figura 6.18 demuestra que efectivamente la fractura se produce por una zona de la probeta en la que existen segregaciones intergranulares. En el centro de la probeta sigue existiendo segregación interdendrítica pero ésta no parece tan fuerte como la que se observó en la Figura 6.6 para la probeta ensayada a 800°C sin deformación de compresión para cerrar los rechupes. Sin embargo en la misma Figura 6.18 se ve que para el acero A2 las segregaciones intergranulares no son tan notorias, e incluso las interdendríticas en el centro de la probeta son menos marcadas que para el acero A1. Además llama la atención para el acero A2 que las segregaciones más importantes se producen de una forma alineada, en regiones en las que probablemente en el material original existían sulfuros alargados, indicando que el material mantiene la memoria de la condición inicial incluso después de la

fusión y dadas las características del ensayo utilizado para llevar a cabo los ensayos. Así pues se puede seguir considerando que las diferencias entre el acero A1 y A2 observadas en la Fig. 1 son debidas al alineamiento de las inclusiones y segregaciones. Esto también se podría relacionar con el desplazamiento hacia menores temperaturas de las pérdidas de ductilidad que se produce cuando el material ha sido previamente laminado.

Existen varios motivos por los que las probetas podrían no romper en el centro de la probeta cuando las probetas se deforman en la región semi-sólida:

- Por el abarrilamiento de las probetas que comportan un aumento de la sección resistente y por lo tanto de las fuerzas necesarias para romper la probeta por dichas zonas. Este factor que puede ayudar a que la fractura no se produzca en el centro de las probetas no parece determinante, ya que las probetas tampoco rompen justo cuando se acaba el abarrilamiento, sino que todavía lo hacen más allá, en una zona que se caracteriza por el cambio que sufren las segregaciones que dejan de ser interdendríticas para convertirse en intergranulares.
- Por el efecto que la deformación pueda haber tenido en el patrón de las segregaciones, disminuyendo probablemente la influencia de las segregaciones interdendríticas que provocan la decohesión o fractura que se vio en el segundo apartado del capítulo y favoreciendo las segregaciones intergranulares en regiones que no llegaron a fundir pero que estuvieron sometidas a recalentamientos a muy altas temperaturas.
- Efecto de los gradientes de temperatura que se dan en la probeta como consecuencia del calentamiento por inducción de tal manera que durante el ensayo las zonas por las que transcurrió la fractura estaban en realidad a $T < 1000^{\circ}\text{C}$, pudiendo corresponder a la temperatura de fragilización del acero. Esto significaría que las probetas romperían por una zona que estaría a una temperatura inferior a la del centro por la aparición de un mecanismo fragilizador que actuaría a menores tensiones que la de fluencia a la misma temperatura. La diferencia entre ambas temperatura sería mínima para que el efecto de la temperatura en la tensión de fluencia fuera insignificante, sino la zona a mayor temperatura deformaría antes de que apareciera el mecanismo de fragilización en la zona a menores temperaturas.

ACERO A1: 22.4%RA



ACERO A2: 38.3%RA

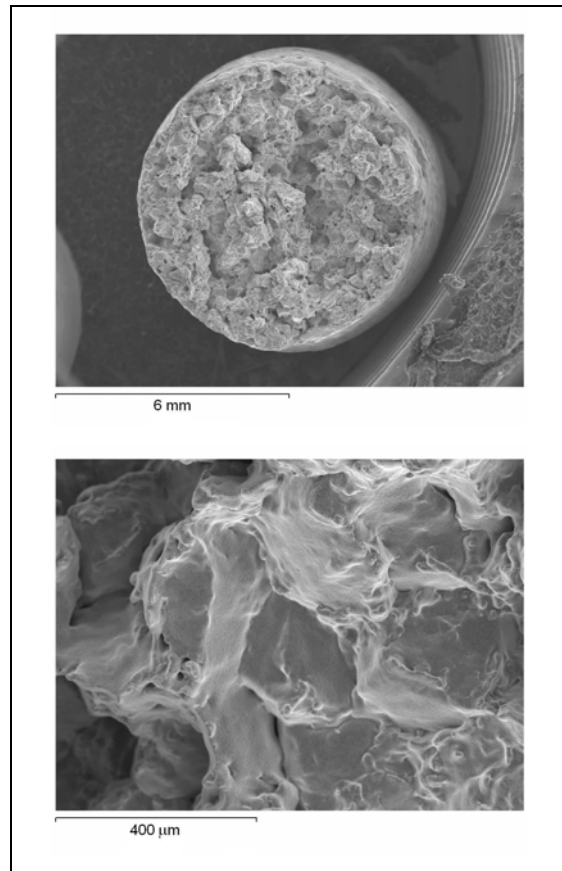
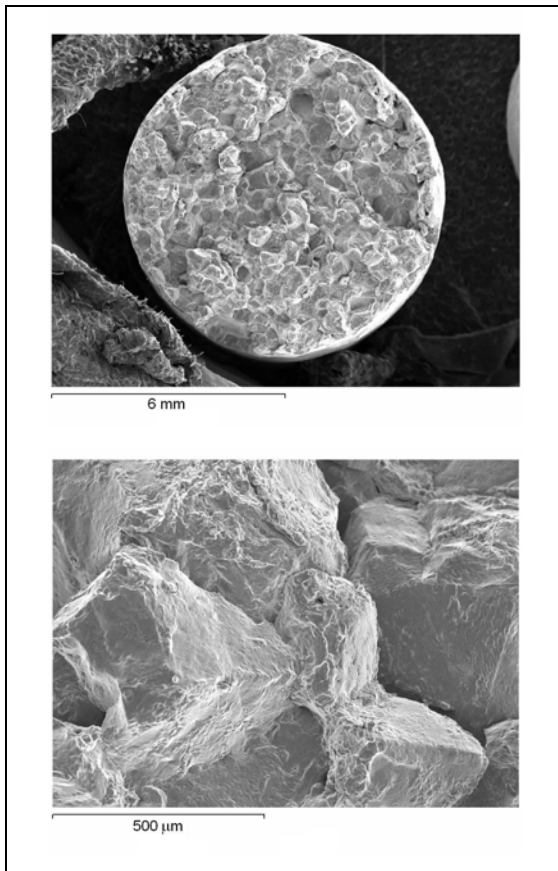
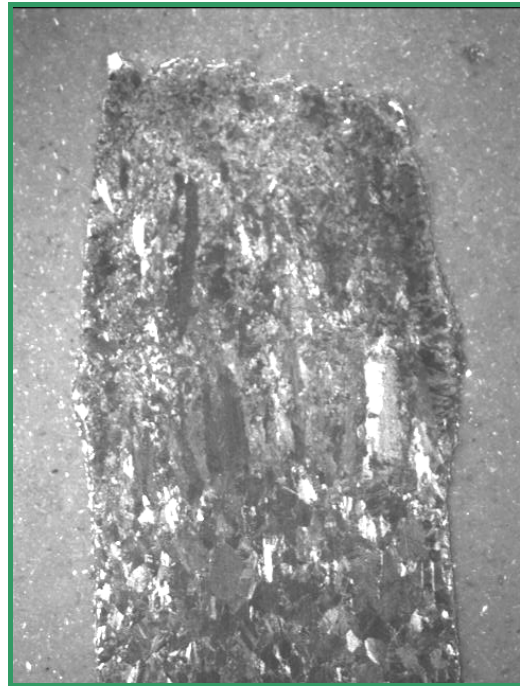
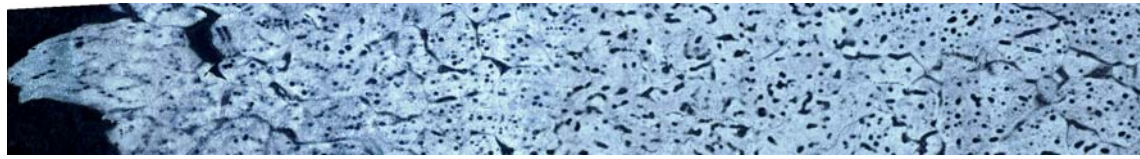


Figura 6. 17 Estereografías y fractografías de las probetas de los aceros A1 y A2 ensayadas a 1000°C después de haber sido sometidas a una deformación de compresión en la región semi-sólida

Acero A1



*Segregación
intergranular*

*Segregación
interdendrítica*

*Segregación
intergranular*

Acero A2

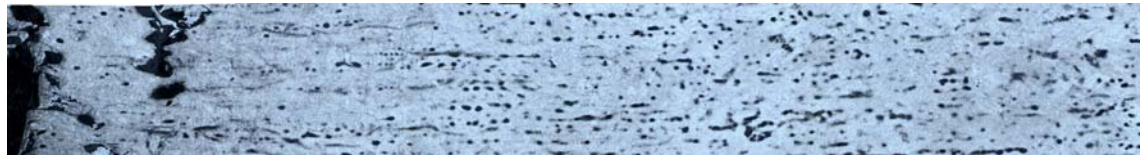


Figura 6. 18 Metalografías de las probetas mostradas en la Fig. 6.17

Para acabar de analizar la situación en la Figura 6.19 se han comparado las curvas tracción-deformación para cada uno de los aceros de las probetas que fueron ensayadas a 1000°C después de haber intentado cerrar los rechupes internos mediante compresión en la región semi-sólida con las de las probetas que fueron ensayadas a la misma temperatura después de haber sido únicamente solidificadas *in-situ* y cuyas fractografías se pueden ver en la Figura 6.3.

Para el acero A1 la comparación se puede ver en la Figura 6.19a y lo más destacable es un aumento tanto de la tensión máxima de fluencia como de la elongación para la probeta ensayada con una deformación de compresión previa en la región semi-sólida. Como ya se comentó en el apartado anterior el acero A1 presentó muchos problemas durante su solidificación *in-situ* debido a su condición inicial de colada que propiciaba mayores segregaciones y fracturas con decohesión interdendrítica generalizada. Los rechupes estaban muy relacionados con las segregaciones y decohesión interdendrítica, por lo que al cerrar los rechupes (o minimizar su efecto al desplazarlos a regiones que no concentran las tensiones) se eliminó la decohesión interdendrítica que fragiliza el material y que actúa como sección no resistente. Es decir, al haber más sección resistente las fuerzas aumentan y por lo tanto también las tensiones (que para su cálculo consideran la sección de las probetas como constante).

Para el acero A2 (Figura 6.19b) el comportamiento es parecido, aunque como para este acero no existía tanta decohesión interdendrítica en la probeta solidificada *in-situ*, la diferencia entre las curvas es menor y probablemente también tenga su explicación en el cambio de la sección resistente que supone cerrar los rechupes. También hay que tener en cuenta que la probeta rompió por una zona alejada del centro y en la que la temperatura probablemente fuera algo inferior, lo que también favorecería un aumento de la tensión máxima. Parece además que la probeta que fue sometida a una deformación de compresión previa al ensayo, muestre signos de recristalización dinámica, aunque la probeta rompió antes de que el mecanismo llegue a actuar.

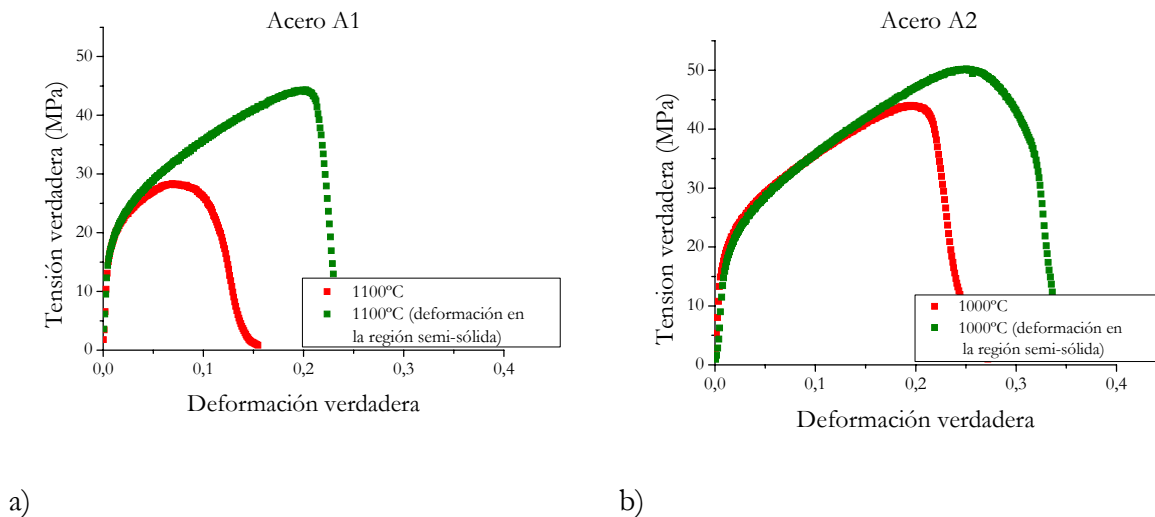


Figura 6. 19 Comparación de las curvas de fluencia entre ensayos de solidificación *in-situ* y ensayos de solidificación *in-situ* con deformación de compresión a temperaturas en el intervalo semi-sólido para a) acero A1 y b) acero A2

Aunque no con el mismo objetivo, Zarandi *et al.*^[125-127] también aplicaron deformaciones de compresión a sus probetas previamente al ensayo y observaron, cuando éstas se llevaban a cabo en la región semi-sólida, un comportamiento contrario al que aquí se ha observado. Para ellos, cualquier tipo de deformación, ya fuera esta de tracción o de compresión, supuso una pérdida de las propiedades mecánicas para probetas ensayadas en la región de comportamiento frágil de los aceros además de una disminución de la ductilidad con respecto a probetas que no fueron previamente deformadas. Ellos apuntaron que el efecto perjudicial de deformar en la región semi-sólida era consecuencia del cambio en los patrones de segregación que supondría un aumento del S y otros elementos en los límites de grano y a la formación de grietas durante la aplicación de las deformaciones. Esto no estaría en contradicción con lo que observamos en la Figura 6.17, ya que las probetas

rompen en las zonas donde se ha producido segregación intergranular y no hay que descartar que ésta se haya potenciado por la deformación en la región semi-sólida, en detrimento de las segregaciones interdendríticas que habrían disminuido y de ahí el mejor comportamiento de las probetas previamente deformadas.

Además de las probetas que se acaban de analizar, que fueron ensayadas a 1000°C otras se ensayaron a diferentes temperaturas. A mayores temperaturas se consiguió romper las probetas en una zona cercana al centro de la probeta, dentro de la longitud de ensayo, como se puede ver en la estereografía de la Figura 6.20 correspondiente a la probeta del acero A1 ensayada a 1100°C. En ella se puede ver como existe bastante deformación en el centro de la probeta, y además la microestructura se ha afinado, lo que indica que ha habido recristalización dinámica en la longitud de ensayo. Las fractografías de esta probeta, que se presentan en la misma figura, muestran una combinación de fractura intergranular y fractura dúctil por la existencia de algunos huecos que demuestran que ha habido algo de deformación.

Además otros ensayos fueron llevados a cabo a 900°C y a 800°C para los aceros A1 y A2 respectivamente, lo que correspondería a temperaturas de comportamiento frágil en el intervalo austenítico, según la Fig. 1. Estas probetas como las que se ensayaron a 1000°C, no rompieron en el centro de la probeta. Las fractografías de estas probetas se pueden ver en la Figura 6.21. Para ambas e independientemente de la condición inicial del acero la fractura es intergranular con la superficie lisa que indica decohesión.

El comportamiento de las probetas que han sido deformadas en la región semi-sólida, ayuda a entender el papel que juegan las segregaciones en la fragilización de los aceros. Mientras que las probetas solidificadas *in-situ* rompían por zonas fuertemente segregadas a los espacios interdendríticos, cuando las probetas se deforman para eliminar o desplazar los rechupes, la fragilización se produce por regiones intergranulares. La solidificación en la región semi-sólida muy probablemente esté afectando los patrones de solidificación, minimizando la fragilización por segregación interdendrítica y favoreciendo la fragilización intergranular, que a la vista de las metalografías y fractografías también es debida a las segregaciones y se produce por decohesión.

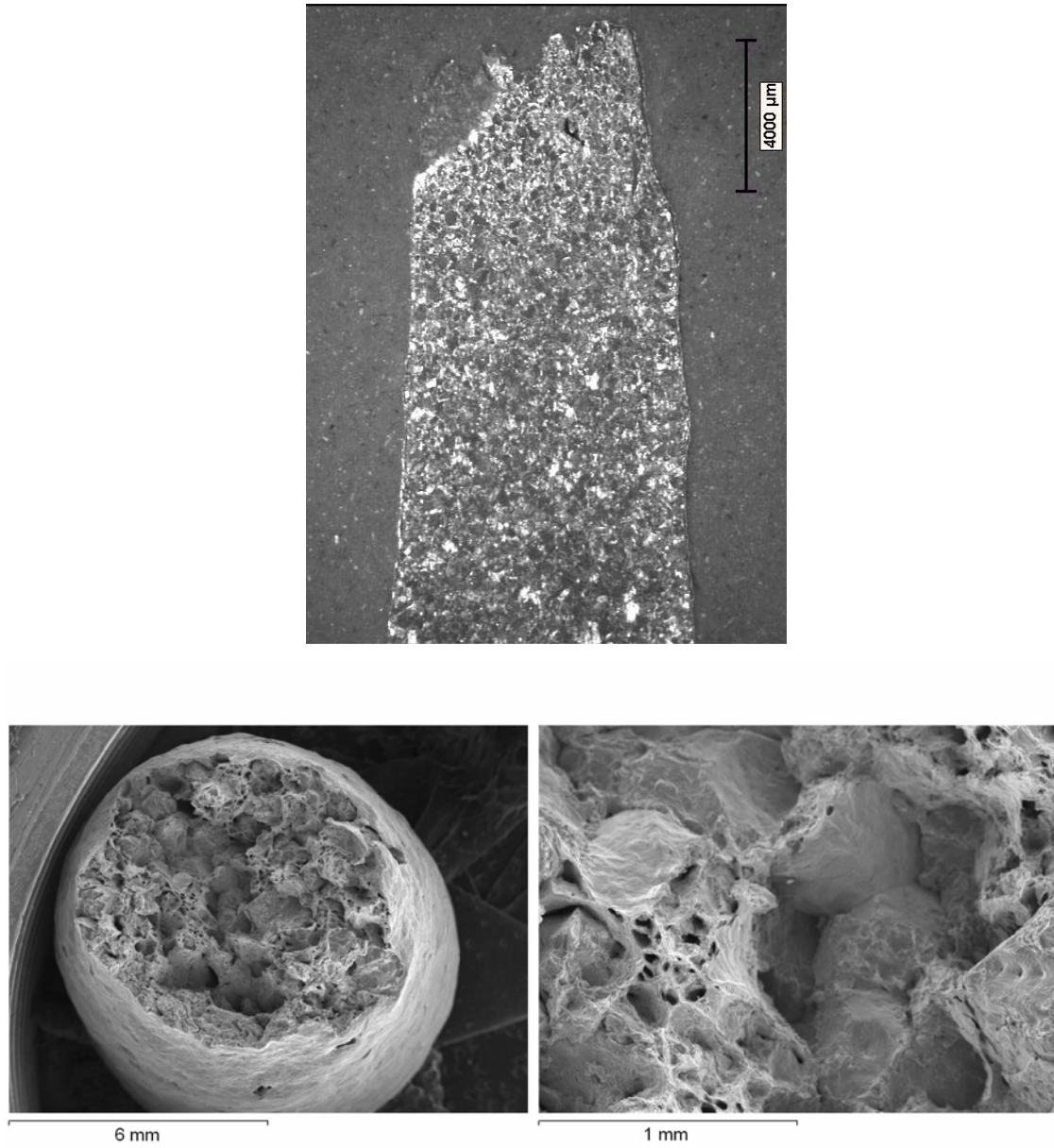
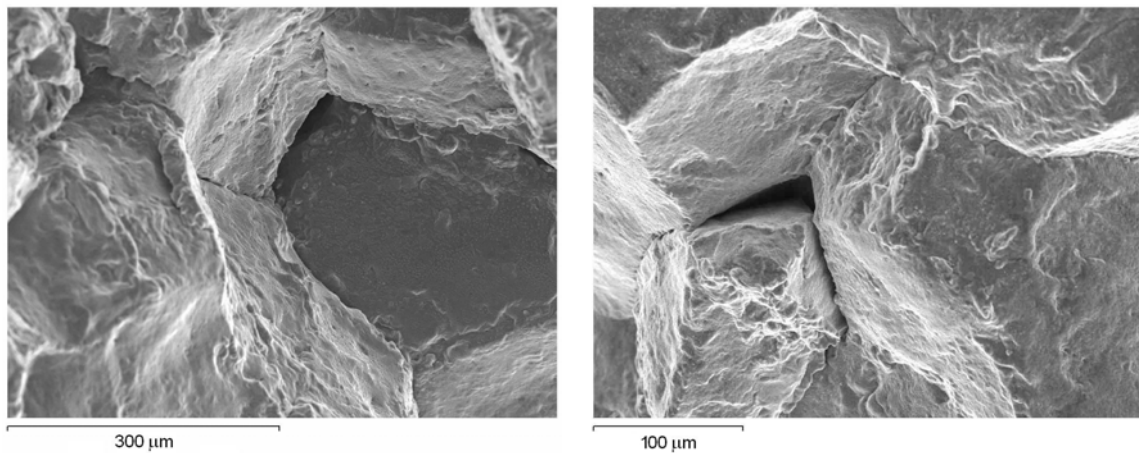


Figura 6. 20 Estereografía y fractografías de la probeta del acero A1 ensayada a 1100°C después de haber sido comprimida en la región semi-sólida



a)

b)

Figura 6. 21 Superficies de fractura de probetas ensayadas después de una compresión en la región semi-sólida a) a 900°C del acero A1 y b) 800°C del acero A2

Capítulo 7

Efecto de los elementos residuales

Los aceros A1 y A2 han mostrado comportamientos frágiles con pérdidas de ductilidad en el intervalo austenítico tanto para condiciones de recalentamiento como de solidificación *in-situ*. Además, los valores de reducción de área en el pozo de ductilidad también fueron muy bajos y prácticamente no hubo recuperación a bajas temperaturas. Este comportamiento se relacionó con la presencia de impurezas y elementos residuales en la composición de ambos aceros.

En este capítulo se comparará el comportamiento de los aceros A1 y A2 con el de un acero, al que se denominará acero C, que fue fabricado en condiciones de laboratorio sin residuales o impurezas. Esto permitirá cuantificar la influencia de dichos elementos en la ductilidad en caliente de un acero C-Mn y determinar en qué condiciones la fragilización del acero se puede atribuir a la presencia de los mismos o a otros mecanismos que puedan actuar independientemente del contenido en impurezas o residuales. El acero C tiene una composición nominal en C, Mn y Si muy cercana a la de los aceros A1 y A2 pero no contiene impurezas como S, ni residuales como Cu o Sn. Únicamente el %P fue mayor para el acero C que para los aceros A1 y A2, con un 0.025%P para el primero y 0.011-0.013%P para los otros dos. El alto %P del acero C proviene de la fundición utilizada para alear el acero ARMCO a partir del cual se produjo el acero C. El proceso de fabricación de este acero se detalla en el capítulo “Materiales y técnicas experimentales”.

Para el acero C, una primera serie de ensayos se llevó a cabo en condiciones de solidificación *in-situ* y otra en condiciones de recalentamiento a bajas temperaturas. Los resultados se discutirán en base a las curvas de ductilidad, fractografías y metalografías de las probetas.

7.1. Solidificación *in-situ*

La primera serie de ensayos que se llevó a cabo para el acero C fue en probetas solidificadas *in-situ*, ya que en principio este es el tipo de ensayo para el que se introducen las condiciones más severas y para el que los aceros A1 y A2 presentaron peor comportamiento. La solidificación *in-situ* de las probetas del acero C permitirá reproducir la microestructura de solidificación y conseguir un tamaño de grano grande.

La influencia de los elementos residuales se podrá determinar al comparar las curvas de ductilidad del acero C con la de los aceros A1 y A2, y las fractografías de las probetas del acero C permitirán conocer los mecanismos de fragilización que aparecen cuando el acero está limpio.

7.1.1. Curvas de ductilidad en caliente

La curva de ductilidad del acero C para probetas solidificadas *in-situ* se presenta en la Figura 7.1 y en la misma se incluyen las curvas obtenidas en las mismas condiciones para los aceros A1 y A2. La curva para el acero C presenta un valle de ductilidad muy estrecho que se inicia alrededor de 750°C. Esto supone una diferencia significativa con respecto a las curvas obtenidas para los aceros industriales que en condiciones de solidificación *in-situ* presentaron pérdidas de la ductilidad alrededor de 1000°C. Esta diferencia de 250°C en la amplitud del pozo de ductilidad revela que los elementos residuales e impurezas tienen el efecto de aumentar el intervalo de temperaturas de comportamiento frágil y por lo tanto la susceptibilidad de un acero a presentar agrietamiento transversal durante su colada continua. El mínimo de %RA para el acero C tiene un valor de 13% y se encuentra a 700°C, temperatura por debajo de Ae_3 calculada para este acero en 827°C^[103], e incluso de Ar_3 que fue calculada considerando una velocidad de enfriamiento de 10°C/s y cuyo valor fue de 733°C.

La ductilidad máxima alcanzada por las probetas solidificadas *in-situ* del acero C fue de 52%RA a 1000°C. A esta temperatura el comportamiento se presupone dúctil (a falta de corroborarlo mediante el análisis fractográfico de la probeta). De ser así, este valor se puede considerar como el umbral de %RA para este tipo de ensayos de solidificación *in-situ* que,

dada la composición del acero C, está indicando la fuerte influencia que tiene el rehepe central en la medida de los valores de %RA. A pesar de la existencia de dicho defecto, y siendo éste una constante para todas las probetas ensayadas siguiendo el mismo procedimiento, los resultados obtenidos son cualitativamente representativos del comportamiento del material. En cualquier caso, y dadas las características de la curva de ductilidad, el comportamiento del acero C es típico de aceros cuyas pérdidas de la ductilidad se relacionan directamente con la transformación de fases de austenita a ferrita. Esta fase puede aparecer inducida por deformación a temperaturas tan elevadas como A_{e_3} (temperatura de transformación de austenita a ferrita en condiciones de equilibrio) y hasta A_{r_3} (temperatura de transformación en condiciones de enfriamiento continuo). Para determinar de qué modo la transformación de fases está afectando a la ductilidad del acero, será necesario evaluar las fractografías y metalografías de las probetas ensayadas.

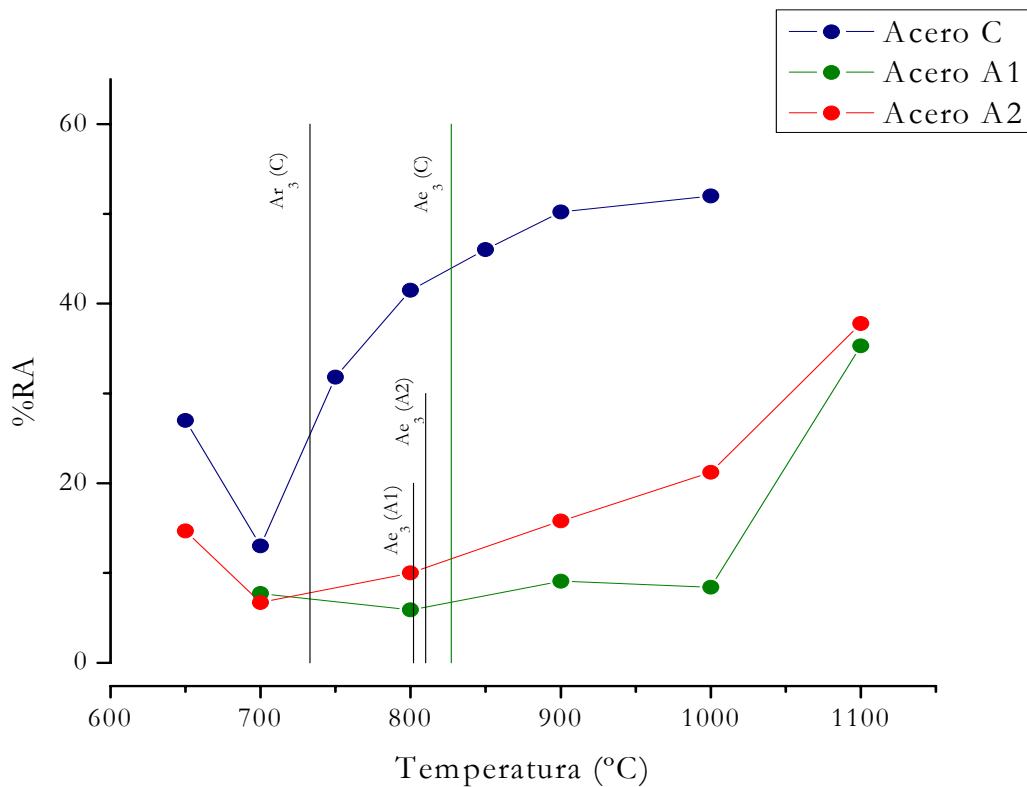


Figura 7. 1 Curvas de ductilidad de los aceros A1, A2 y C en condiciones de solidificación *in-situ* de las probetas

Por lo general los resultados de ductilidad en caliente de aceros C-Mn se obtienen para probetas recalentadas a altas temperaturas (no se llegan a fundir). Dada la composición de los aceros y que no existe ningún elemento microaleante o residual que pueda fragilizar el acero por precipitación de segundas fases o por segregaciones, un recalentamiento a altas temperaturas debe proporcionar datos similares sobre la ductilidad de un acero a los obtenidos cuando las probetas se solidifican *in-situ*. El tamaño de grano es la única variable que en este acero (dada su limpieza inclusionaria) depende del ciclo térmico y que puede influir en los resultados. En condiciones de recalentamiento el tamaño de grano no depende del %C, sin embargo cuando las probetas son solidificadas *in-situ* el tamaño de grano presenta un máximo para valores cercanos al peritético, así pues será para estas composiciones para las que las diferencias sean mayores entre los resultados obtenidos para probetas recalentadas y probetas solidificadas *in-situ*^[41,44]. Dado que el acero C tiene una composición de 0.23%C, por encima del peritético, no se espera que existan grandes diferencias entre los resultados obtenidos tras recalentamientos a altas temperaturas y los obtenidos tras solidificación *in-situ* de las probetas. Por ese motivo se puede comparar el comportamiento que dicho acero presenta en la Figura 7.1 con el de otros aceros C-Mn ensayados tras ciclos de recalentamiento a altas temperaturas.

Crowther y Mintz^[28,41] evaluaron el efecto del C en la ductilidad en caliente de este tipo de aceros C-Mn en probetas recalentadas a 1330°C, sus resultados se pueden ver en la Figura 7.2. Las curvas de ductilidad de los aceros con los %C más cercanos a los del acero C presentaron curvas muy parecidas, con mínimos alrededor de 700°C y buenas ductilidades para temperaturas mayores de 800°C. En la región de buena ductilidad a altas temperaturas los valores de %RA rondaban el 90%RA, siendo en cualquier caso superiores a los obtenidos para el acero C, aunque esta diferencia se puede explicar por la naturaleza de los ensayos con solidificación *in-situ* de las probetas y la existencia del rechupe central. A bajas temperaturas también se recupera la ductilidad desde los 650°C. Para aceros con contenidos inferiores a 0.28%C y grano grueso (altas temperaturas de recalentamiento) la pérdida de la ductilidad está relacionada con la aparición de ferrita en la forma de una capa fina en los límites de grano de austenita, que conduce a una fractura intergranular dúctil por la concentración de las deformaciones en dicha capa. La formación de la capa de ferrita se puede iniciar a temperaturas entre A_{e_3} y A_{r_3} inducida por deformación y una vez que se forma experimenta pocas variaciones de espesor a medida que disminuye la temperatura porque debido a las bajas velocidades de deformación existe continuamente recuperación

dinámica que mantiene a la ferrita más blanda que la austenita. La ductilidad se recupera cuando la ferrita aumenta su fracción en volumen, dado que ésta en si misma tiene buena ductilidad. Para ello es necesario que la ferrita se haya formado antes de que se iniciara la deformación y que esté presente en un 30-40%, lo que supone disminuir la temperatura hasta 20-30°C por debajo de A_{r3} .

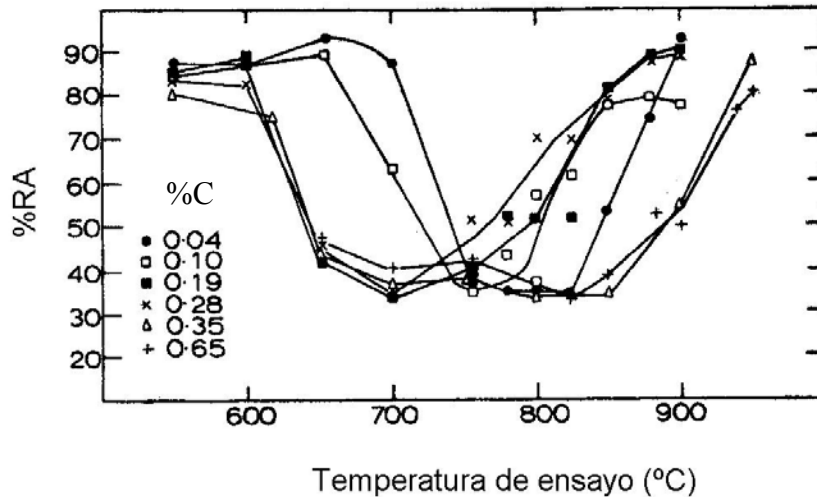


Figura 7. 2 Efecto del contenido en C en la ductilidad en caliente de una serie de aceros C-1.5Mn ensayados en condiciones de recalentamiento a 1330°C^[41]

Essadiqi *et al.*^[81] también evaluaron, y en condiciones de solidificación *in-situ*, la ductilidad en caliente de aceros C-Mn con una composición en C muy parecida a la del acero C, y además evaluaron la influencia de elementos residuales como el Cu, Sn y Ni en este tipo de aceros. Las curvas de ductilidad que se muestran en la Figura 7.3 tienen una forma muy parecida a la obtenida en la Figura 7.1 para el acero C aunque desplazada para temperaturas mayores. Esta diferencia en cuanto a la temperatura a la que la ductilidad es mínima puede deberse a las variaciones en %C y %Mn, y probablemente indiquen que el mínimo real esté entre 700°C y 750°C, quizás alrededor de 733°C que es la A_{r3} calculada para el acero C y a la que la ferrita empieza a formarse en condiciones de enfriamiento a una velocidad de 10°C/s. Los valores máximos y mínimos de ductilidad no coinciden ya que el sistema de ensayo evitaba la existencia del rechupe central que hace que para el acero C el umbral de ductilidad se encuentre cercano al 52%RA. En cuanto al efecto de los elementos residuales Essadiqi *et al.* encuentran que altos contenidos Cu y Sn reducen los valores mínimos de ductilidad y ensanchan el pozo de ductilidad para un acero C-Mn con 0.2%C. Pero la

diferencia entre las curvas de los diferentes aceros, con diferentes niveles de elementos residuales, no era tan notable como las obtenidas en la Fig. 1 al comparar los aceros A1 y A2 con el acero C. Efectivamente en la Figura 7.1 se observa una diferencia, sobretudo en lo que se refiere a la anchura del pozo de ductilidad, que no se observa entre los aceros ensayados por Essadiqi *et al.* ni tan sólo para aceros con contenidos en Cu y Sn superiores a los de los aceros A1 y A2, lo que hace considerar, como ya se apuntó en capítulos anteriores, que el S esté jugando un papel importante en la fragilización de los aceros comerciales.

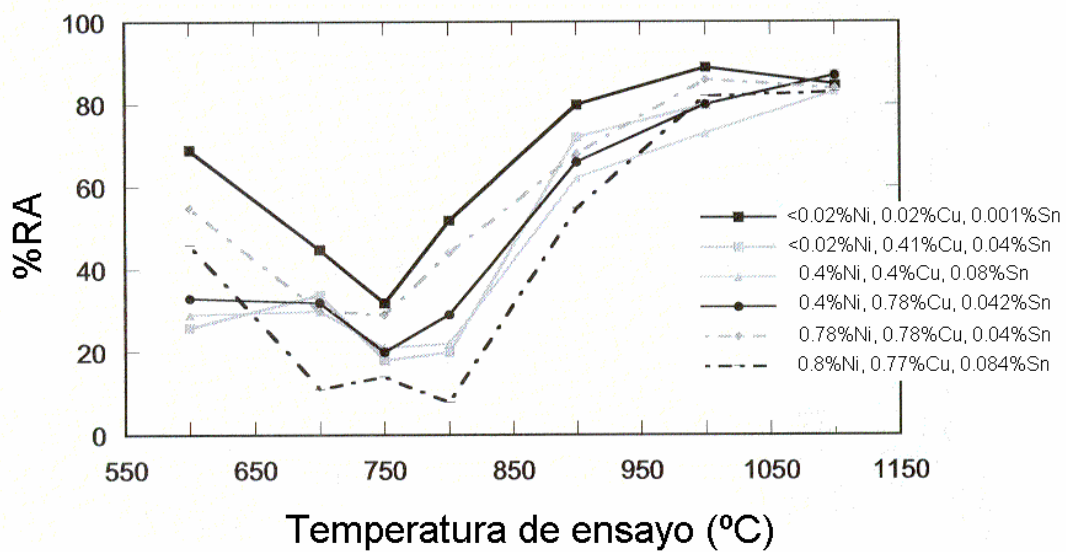


Figura 7.3 Curvas de ductilidad para aceros con 0.2%C y diferentes contenidos en elementos residuales. Probetas ensayadas en el sistema Gleeble.

7.1.2. Superficies de fractura

Las superficies de fractura de las probetas del acero C solidificadas *in-situ* se presentarán a continuación en función del comportamiento que tenga la probeta, y no en función de las fases presentes como en capítulos anteriores, ya que para el acero C el pozo de ductilidad está relacionado con la transformación de fases de austenita a ferrita y no hay pérdida de la ductilidad en la región austenítica, como para los aceros A1 y A2.

7.1.2.1. Comportamiento dúctil

Las fractografías del acero C muestran un comportamiento dúctil para este acero desde los 1000°C (con %RA de 52%) hasta los 800°C. En la Figura 7.4 se muestran las superficies de fractura del acero cuando fue ensayado a estas dos temperaturas. A la temperatura mayor, 1000°C, se pueden ver algunas cavidades y aunque la fractura no acabó en la punta característica de una fractura por ruptura dúctil, éste fue el mecanismo que actuó, aunque quede distorsionado por el rechupe interior. A 800°C la fractura se produjo por formación y coalescencia de cavidades y el acero presentó mucha deformación plástica alrededor de los huecos como se aprecia en la Figura 7.4b.

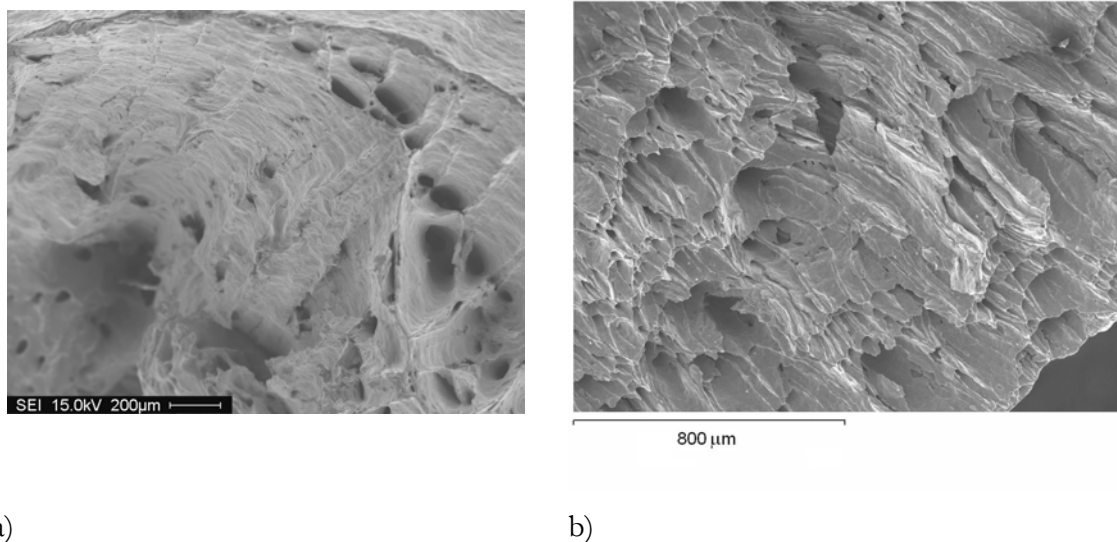
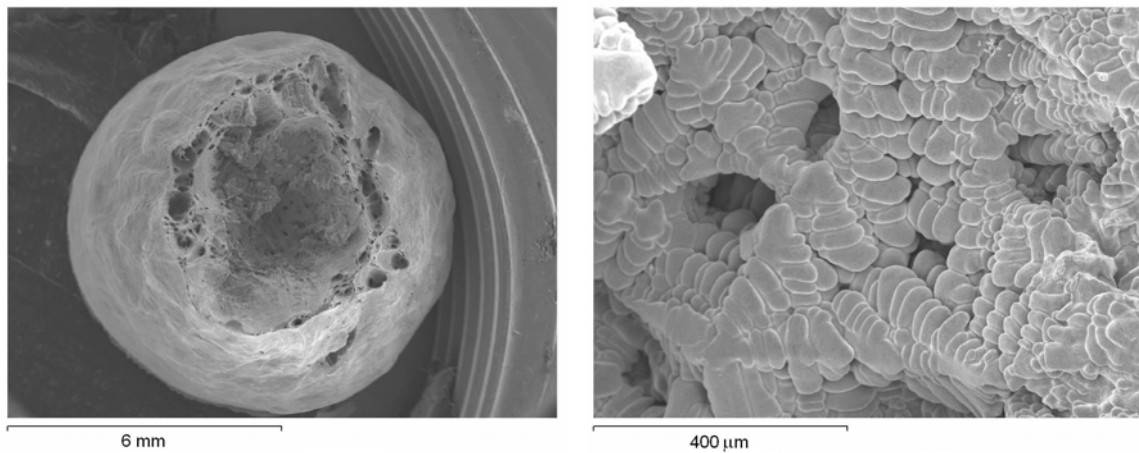


Figura 7. 4 Superficies de fractura del acero C ensayado a a) 1000°C y b) 800°C

El efecto del rechupe de solidificación en las probetas del acero C se puede ver claramente en la Figura 7.5 correspondiente a la superficie de fractura de una probeta ensayada a 850°C. Esta temperatura que está dentro del intervalo de temperaturas de comportamiento dúctil presenta una zona en el exterior de la probeta en la que el mecanismo de fractura fue la formación y coalescencia de grandes huecos. El centro de la probeta que no se ha deformado, corresponde al rechupe central que se forma debido a la direccionalidad de la solidificación desde el exterior de la probeta hacia el interior (y longitudinalmente desde la parte no solidificada de la probeta hacia el centro de la misma). En la Figura 7.5b se muestra una imagen de la estructura dendrítica que caracteriza los rechupes de las probetas.

Se trata de una estructura de solidificación en la que no hay evidencia de unión previa con la otra mitad de la probeta.



a)

b)

Figura 7. 5 Superficie de fractura del acero C ensayado a 850°C a) vista general y b) detalle de las dendritas del rehepe

7.1.2.2. Comportamiento frágil

A partir de 750°C y para las siguientes temperaturas de ensayo se produce una fragilización del acero C como lo demuestran las fractografías de la Figura 7.6 en las que se observa que todas las probetas ensayadas entre 750°C y 650°C presentaron una fractura intergranular. A pesar de que en la curva de ductilidad del acero C el paso de 800°C a 750°C implica una pérdida de la ductilidad de 9.7%RA, esto en la realidad corresponde a un cambio importante en el comportamiento del acero como lo demuestra la fractografía de la Figura 7.6a, si se compara con la Figura 7.5. Además, el comportamiento a tracción del acero también sufre un cambio como se puede ver en las curvas de la Figura 7.7. A 800°C todavía hay signos de recuperación que se pueden asociar con el fenómeno de recristalización dinámica, sin embargo este fenómeno desaparece a 750°C. La fragilización del acero está pues relacionada con la desaparición de la recristalización dinámica y será necesario realizar el análisis fractográfico para conocer si la desaparición de recristalización dinámica se asocia a la aparición de ferrita en la microestructura o existe algún otro mecanismo que induce la fractura intergranular observada para las probetas ensayadas a 750°C y temperaturas inferiores.

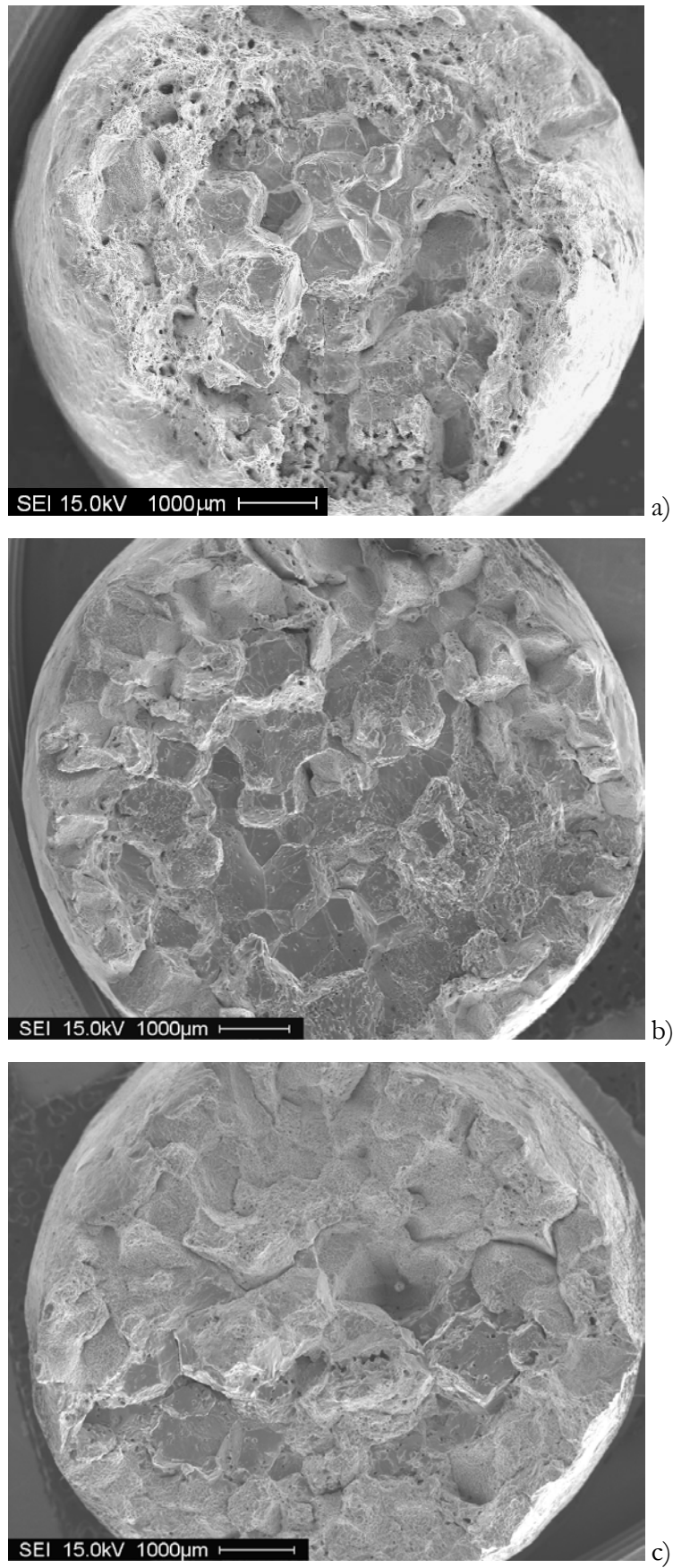


Figura 7. 6 Superficies de fractura de las probetas del acero C solidificadas *in-situ* y ensayadas a a)750°C, b)700°C y c) 650°C

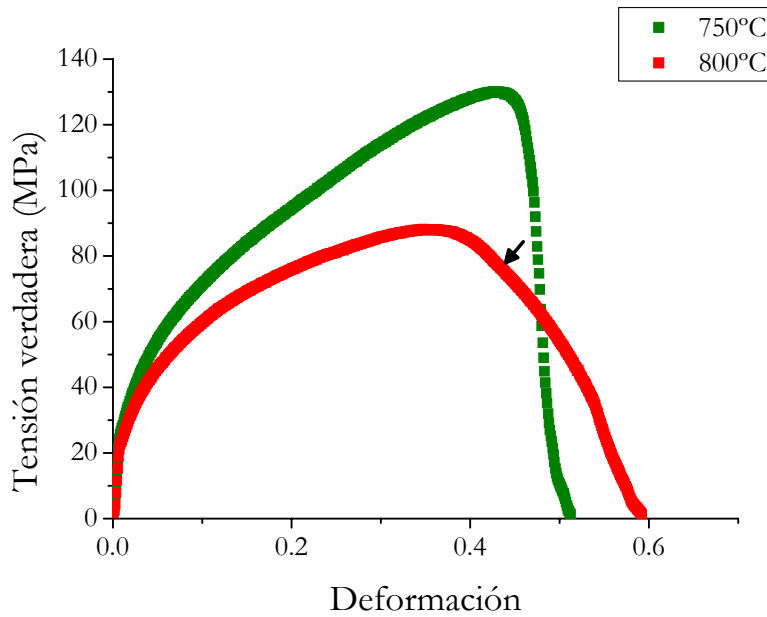


Figura 7.7 Curvas tracción-deformación para el acero C a las temperaturas en las que se produce el cambio dúctil-frágil

En las superficies de fractura de las probetas ensayadas a 750°C, 700°C y 650°C existen diferentes mecanismos que se combinan y cuya mayor o menor presencia depende de la temperatura de ensayo. En la Figura 7.8 se muestra un detalle de la superficie de fractura de la probeta del acero C ensayada a 650°C en la que se han indicado los diferentes tipos de fractura que conviven a dicha temperatura:

- Zona A: corresponde a una zona donde la fractura se produce por formación y coalescencia de huecos y se trata por lo tanto de un tipo de fractura dúctil. Esta componente de la fractura se encuentra principalmente en las probetas que han sido ensayadas a 750°C y 650°C, y es prácticamente inexistente en las probetas ensayadas a 700°C que corresponde a la temperatura para la que la ductilidad es mínima.
- Zona B: se trata de una zona en la que las facetas de los granos es lisa con la existencia de algunos surcos y agujeros probablemente relacionados con espacios interdendríticos de solidificación. Este tipo de faceta de grano es apreciable principalmente en las probetas ensayadas a 750°C y 700°C aunque todavía se puede encontrar alguna en la probeta ensayada a 650°C. Para aclarar el carácter dendrítico

de algunos aspectos de este tipo de fractura (agujeros y surcos en las facetas de los granos) se presenta la Figura 7.9 que sería un caso extremo de componente interdendrítica para este tipo de fractura. Se trata de una fractografía tomada de una probeta ensayada a 750°C en una región en la que la fractura era intergranular. El hecho de que las dendritas queden tan definidas dentro del grano probablemente se deba a que este grano se formó en una zona de rechupes, y aunque en otras zonas no es tan evidente la estructura dendrítica, ésta sigue estando presente en la superficie de los granos. Por otra parte, el hecho de que la superficie de los granos sea tan lisa hace pensar en que la fractura se haya producido por decohesión intergranular relacionada con la solidificación de la probeta. Probablemente durante la solidificación *in-situ* de la probeta el último líquido en solidificar esté enriquecido en aleantes y P. En principio el P no es un elemento perjudicial para la ductilidad^[7,72], pero sí tiene tendencia a segregarse a los espacios interdendríticos que se convierten en espacios intergranulares cuando finaliza la solidificación^[128]. Estas zonas podrían haber decohesionado por deslizamiento en los límites de grano que es un mecanismo que se observa para contenidos en carbono superiores a 0.3% y se ve favorecido por bajas velocidades de deformación y tamaño de grano grueso^[34,41]. A pesar de que el acero C tiene un contenido <0.3%C, existe algo de P que aumenta la energía de activación de recristalización dinámica^[129].

- Zona C: es una región de fractura intergranular en la superficie de los granos que aparece rugosa. Este aspecto rugoso, que se detalla en la Figura 7.10, se debe a la existencia de ferrita que supuestamente se ha formado inducida por deformación alrededor de los granos de austenita y que concentra las deformaciones. Este tipo de fractura aumenta su presencia a medida que se disminuye la temperatura, y empieza a ser notorio a 700°C, dominando la práctica totalidad de la superficie de fractura cuando la probeta se ensaya a 650°C.

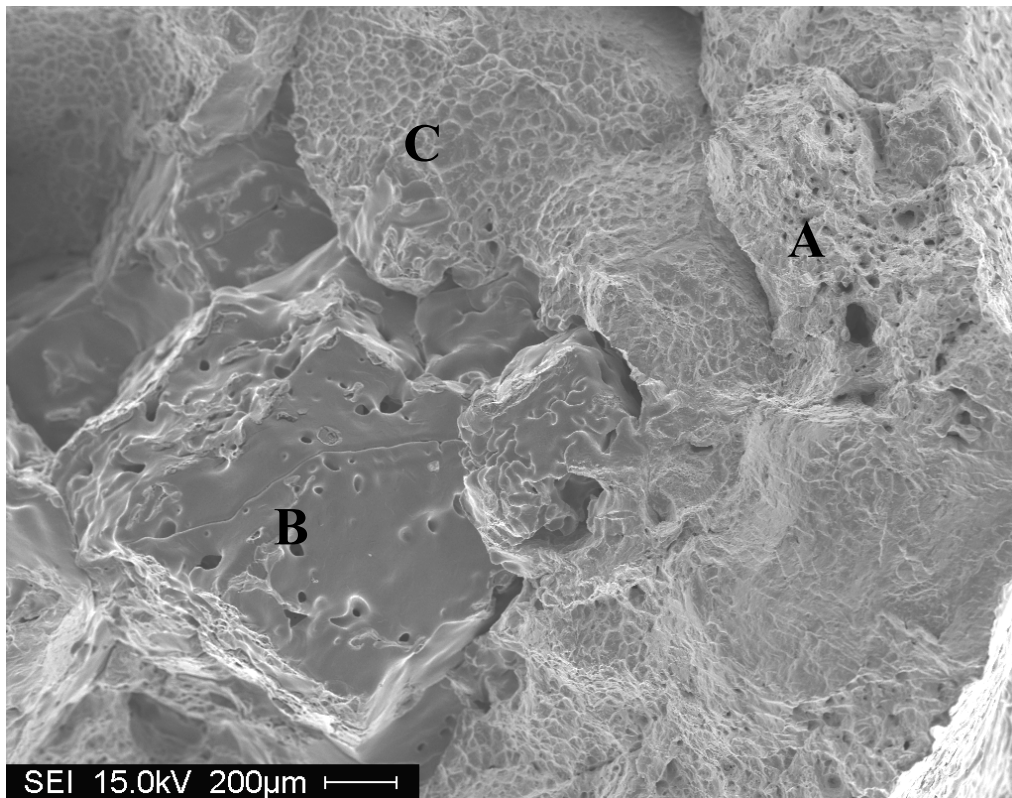


Figura 7. 8 Detalle de la superficie de fractura de la probeta del acero C solidificada *in-situ* y ensayada a 650°C en la que se distinguen diferentes mecanismos de fractura (A) fractura dúctil por formación y coalescencia de cavidades, (B) decohesión intergranular y (C) fractura intergranular dúctil

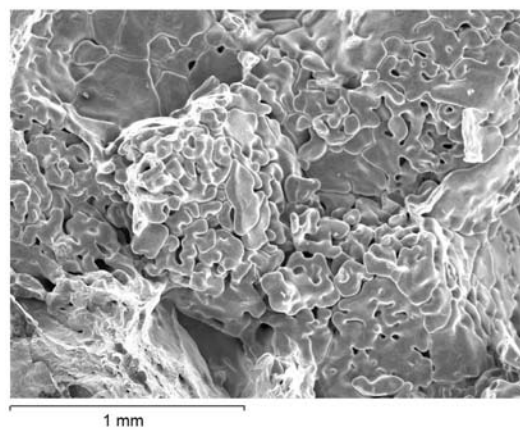


Figura 7. 9 Región con fractura por decohesión intergranular de una probeta del acero C solidificada *in-situ* y ensayada a 750°C

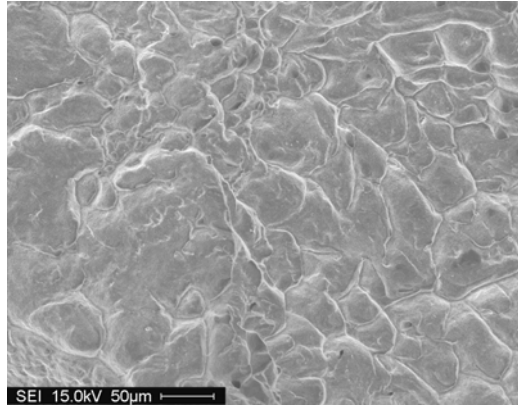


Figura 7. 10 Detalle de la superficie de los granos que se observan en la superficie de fractura intergranular dúctil, aquí para la probeta del acero C solidificada *in-situ* y ensayada a 700°C

Para estas temperaturas a las que el comportamiento es frágil, las metalografías de las probetas ayudan a interpretar lo que se ha visto fractográficamente y determinar las temperaturas a las que la ferrita está presente en la microestructura. La probeta ensayada a 750°C, cuya fractografía se mostró en la Figura 7.6a y en la que se distinguían regiones con la existencia de huecos y otras con decohesión intergranular, es la primera que se asocia con un comportamiento frágil. La metalografía de dicha probeta se puede ver en la Figura 7.11a y en ella no se llegó a distinguir en los límites de grano de una forma generalizada. Únicamente se pudo observar algo de ferrita en algunos puntos triples como en la Figura 7.11b, que corresponde a una ampliación de la anterior y por su morfología parece que se haya formado más bien durante el enfriamiento posterior al ensayo que inducida por deformación. Se llegaron a encontrar algunos límites de grano en los que la ferrita apareció de forma aislada, pero no se trata de un comportamiento general en toda la probeta. En principio no parece que la ferrita haya tenido mucha influencia en la fractura intergranular observada para la probeta ensayada a 750°C y la decohesión que se observa sería más bien fruto de deslizamiento en los límites de grano favorecido por la estructura dendrítica de solidificación y por un tamaño de grano grande.

La ferrita empieza a aparecer en los límites de grano de austenita a 700°C como se puede ver en las metalografías de la Figura 7.11c y 7.11d. A pesar de que esta temperatura está algo por debajo de la A_{r3} calculada, todo parece indicar que la fragilidad del acero está provocada por la existencia de esta fase que concentra las deformaciones en los límites de grano de austenita, aunque todavía existen algunos granos, especialmente en el centro de la probeta que presentan fractura por decohesión. El hecho de que los granos que presentan

decohesión se encuentren mayoritariamente en el centro de la probeta refuerza la teoría de la decohesión es consecuencia de la solidificación *in-situ* de las probetas y probablemente este mecanismo no aparecería en probetas sometidas a ciclos de recalentamiento a pesar del efecto que la composición pueda tener en la energía de activación para recristalización dinámica.

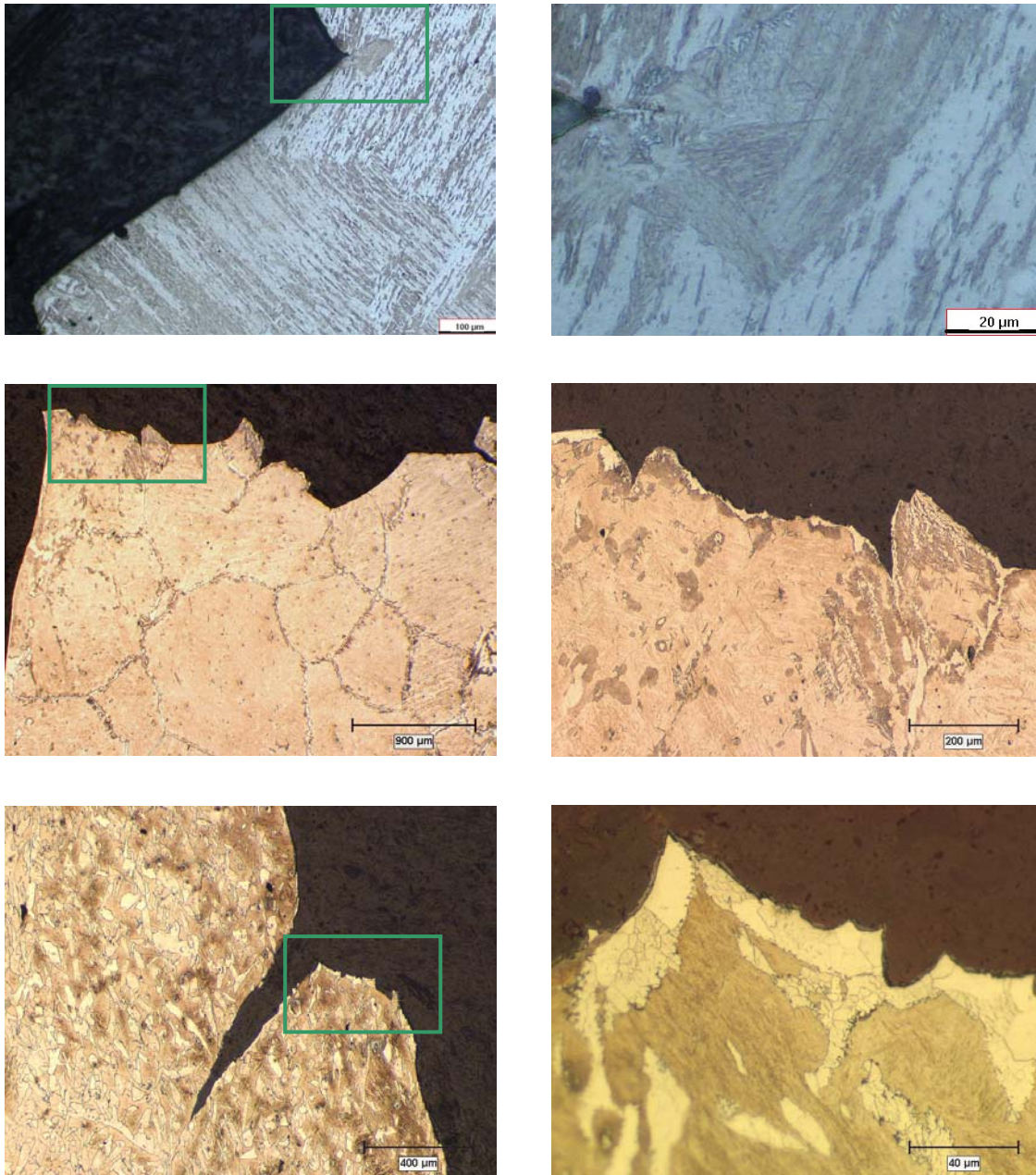


Figura 7. 11 Metalografías de las probetas del acero C solidificadas *in-situ* y ensayadas a a) y b) 750°C, c) y d) 700°C y e) y f) 650°C

A 650°C la ferrita ya existe en la microestructura de una manera generalizada y también en los límites de grano inducida probablemente por deformación, donde concentra la deformación (Figura 7.11e). Prácticamente toda la superficie de fractura está cubierta por ferrita que además tiene una marcada subestructura (Figura 7.11f) relacionada con restauración por recuperación dinámica. Esta recuperación es un mecanismo típico de ablandamiento en la ferrita y sería la responsable de la recuperación de la ductilidad que presenta el acero para esta temperatura

Así pues, todo parece indicar que la ferrita tiene un papel fundamental en la ductilidad en caliente de un acero C-Mn, reduciendo significativamente los valores de %RA cuando ésta aparece en los límites de grano de austenita inducida por deformación. A temperaturas a las que la ferrita está presente antes de la deformación y en una mayor fracción en volumen se vuelve a recuperar la ductilidad. Para los aceros A1 y A2 ensayados en las mismas condiciones se puede presuponer que a 700°C y 650°C existe ferrita en la microestructura, pero para temperaturas superiores y hasta que se recupera la ductilidad a altas temperaturas, la fragilización de las probetas debe atribuirse a otros mecanismos, que probablemente actúen incluso en presencia de la ferrita dado que no se observa ninguna variación en los valores de %RA en el pozo de ductilidad al entrar en la zona bifásica de temperaturas y los valores son inferiores a los obtenidos para el acero C.

7.2. Recalentamiento a 1100°C

Para poder conocer mejor el comportamiento de la ferrita y su papel fragilizador para aceros C-Mn y aceros C-Mn con altos contenidos en elementos residuales, se llevaron a cabo ensayos en condiciones de recalentamiento a bajas temperaturas de austenización, en concreto a 1100°C que fue una de las temperaturas de recalentamiento utilizadas para los aceros A1 y A2. Estos ensayos se llevaron a cabo en el sistema de ensayo UPC (descrito en el apartado de “Materiales y Técnicas experimentales”) ya que en él también se podían realizar ensayos de compresión en caliente a las mismas condiciones que los de tracción. El ensayo de compresión en caliente, como se verá más adelante, será muy útil para conocer la temperatura a la que la ferrita aparece en la microestructura, determinar si lo hace inducida por deformación y relacionar las curvas de ductilidad con la existencia de dicha fase.

Los mismos ensayos que se llevaron a cabo para el acero C en estas condiciones, tanto de tracción como de compresión, también se realizaron para el acero A1 para garantizar que las condiciones de ensayo se mantenían, ya que al cambiar de equipo hubo variaciones en la velocidad de enfriamiento de las probetas y también de la velocidad de deformación. No se pudieron ensayar probetas del acero A2 porque la varilla de la cual se extraían las probetas no tenía un diámetro suficiente como para poder extraer de ella probetas con las dimensiones necesarias para ser ensayadas en el equipo de la UPC.

7.2.1. Curvas de ductilidad en caliente

En la Figura 7.12 se puede ver el comportamiento del acero C, a las condiciones de ensayo de recalentamiento a 1100°C y velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, y compararlo con el del acero A1 ensayado a las mismas condiciones. El acero C cuando se ensaya tras un recalentamiento a bajas temperaturas presenta mayores %RA para todo el intervalo de temperaturas de ensayo que cuando las probetas se solidifican *in-situ* (Figura 7.1). Estas diferencias se deben sobretodo a la desaparición del rechupe central en las probetas recalentadas, y son más evidentes en el intervalo austenítico para el que la ductilidad pasa de tener valores máximos de 52%RA a valores de 100%RA en probetas recalentadas. A las temperaturas en el pozo de ductilidad los valores de %RA también son mayores cuando las probetas se recalientan a 1100°C. Este aumento de los valores de %RA en el pozo se deberá a la desaparición del rechupe central, y probablemente se vea favorecido por las diferencias en los tamaños de grano obtenidos los diferentes ciclos térmicos ya que otros estudios para aceros C-Mn^[110-112] han demostrado que al disminuir el tamaño de grano las curvas se desplazan hacia mayores %RA.

La pérdida de la ductilidad se produce a las mismas temperaturas independientemente de la temperatura de recalentamiento y velocidad de deformación pero de un modo más brusco, entre 800 y 750°C cuando las probetas se recalientan a 1100°C. Ésta última temperatura corresponde al valor mínimo de ductilidad e indica un desplazamiento de este valor a mayores temperaturas. El desplazamiento a mayores temperaturas puede ser debido tanto a una menor velocidad de deformación^[26,130] como a una menor velocidad de enfriamiento y su efecto en la temperatura de transformación Ar_3 ^[131], utilizadas para los ensayos en probetas recalentadas a bajas temperaturas.

En la misma Figura 7.12 se presenta también la curva de ductilidad del acero A1 y en estas condiciones de ensayo aumentan las diferencias entre el acero C y el acero A1. La anchura del pozo de ductilidad de los aceros se mantiene bastante semejante a la que se obtuvo en condiciones de solidificación *in-situ*, sin embargo aumentan las diferencias en la profundidad del pozo. Al conseguir modificar las condiciones de ensayo y desplazar el pozo de ductilidad del acero C a mayores %RA se consigue poner de manifiesto que el mecanismo o los mecanismos que actúan en el acero A1 (y también en el A2) para provocar la pérdida de ductilidad (que en estos aceros se extiende para un intervalo grande de temperaturas) es más perjudicial que la formación de ferrita en los límites de grano de austenita que se produce en la zona bifásica de temperaturas. Este mecanismo además, y como ya se demostró en capítulos anteriores no depende del tamaño de grano, ya que no se producen diferencias significativas en la profundidad del pozo de ductilidad al variar las condiciones de recalentamiento.

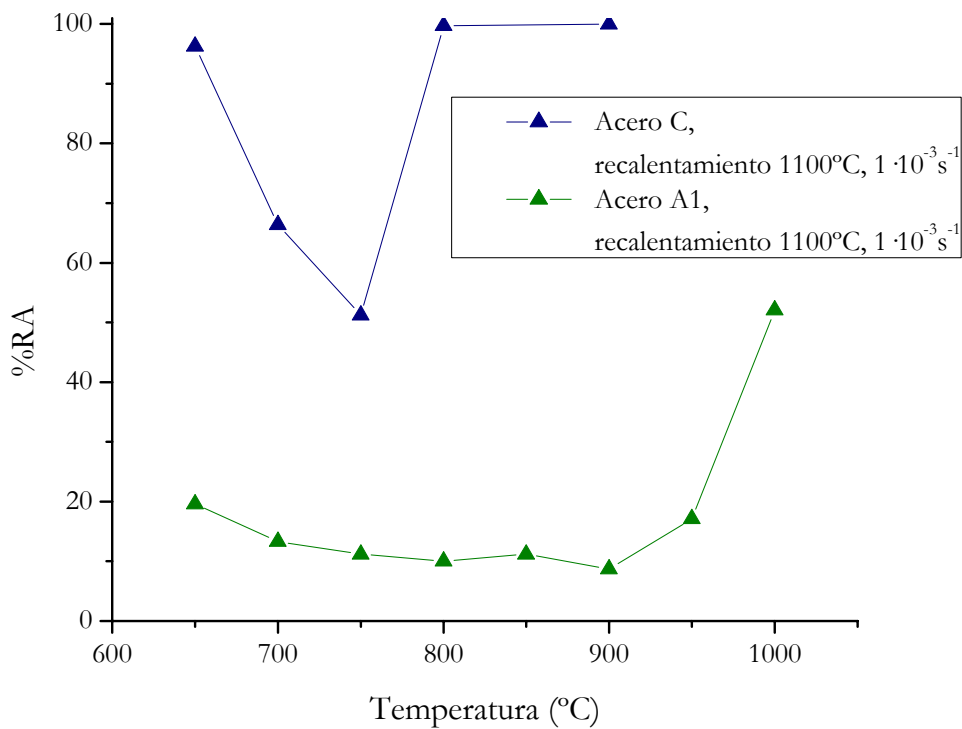


Figura 7. 12 Curvas de ductilidad de los aceros A1 y C en condiciones de recalentamiento a 1100°C y ensayados a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$

7.2.2. Fractografías

A continuación se mostrarán las superficies de fractura de las probetas del acero C ensayadas tras recalentamientos a bajas temperaturas. Las fractografías se mostrarán en función del comportamiento que presentó el acero: dúctil a altas y bajas temperaturas de ensayo y frágil (aunque en realidad los valores de %RA no eran muy bajos) a temperaturas intermedias en la región bifásica de austenita más ferrita.

7.2.2.1. Comportamiento dúctil

El acero C ensayado en condiciones de recalentamiento a 1100°C presentó buena ductilidad tanto a altas como a bajas temperaturas de ensayo. A las temperaturas más altas de ensayo las superficies de fractura mostraron reducciones de área cercanas al 100%RA que se relacionaron con ruptura dúctil de las probetas como se puede ver en la Figura 7.13 para la probeta ensayada a 850°C. A 800°C que es la siguiente temperatura a la que el acero C todavía presentó buena ductilidad, el mecanismo de fractura pasó a ser la formación y coalescencia de cavidades en el centro de la probeta y cizalladura en la parte exterior de la probeta.

A bajas temperaturas la ductilidad vuelve a recuperarse con valores muy elevados, de tal manera que a 650°C el acero vuelve a presentar muy buenas ductilidades y la superficie de fractura se puede ver en la Figura 7.14. Se trata de una fractura por crecimiento y coalescencia de cavidades. A esta temperatura la buena ductilidad debe de estar asociada a una fracción en volumen de ferrita elevada.

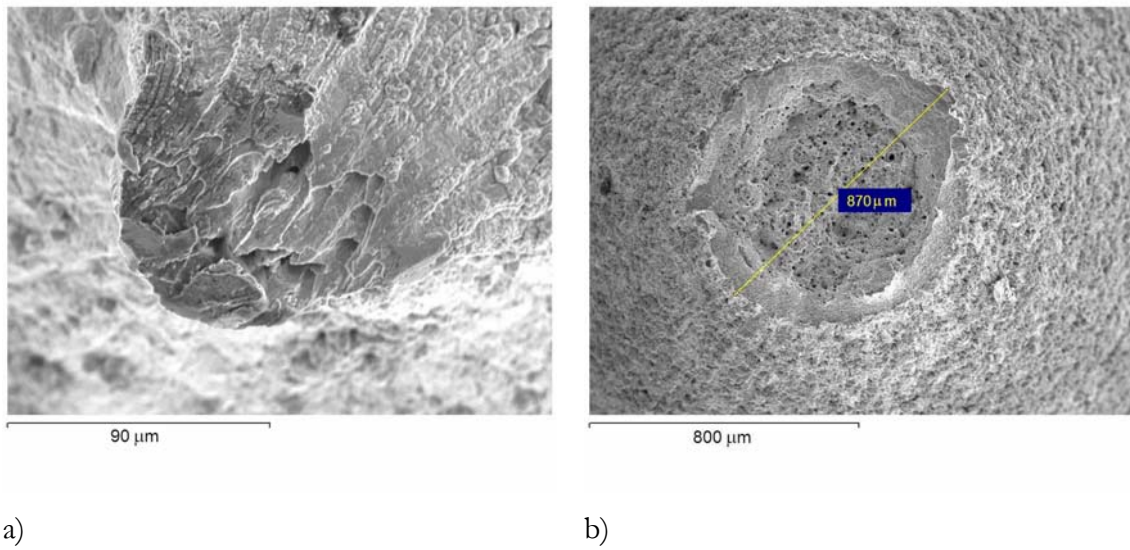


Figura 7. 13 Superficies de fractura de las probetas del acero C recalentadas a 1100°C y ensayadas a $1 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ a a) 850°C y b) 800°C

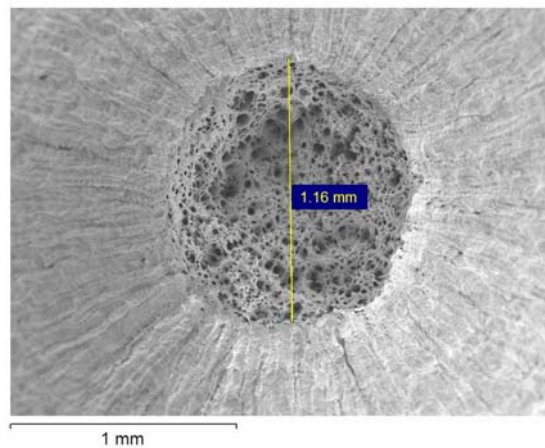


Figura 7. 14 Superficie de fractura de la probeta del acero C recalentada a 1100°C y ensayada a 650°C a $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$

7.2.2.2. Comportamiento frágil

Las temperaturas de comportamiento frágil se extienden de los 800°C a los 650°C, con un mínimo alrededor de 750°C. Una superficie de fractura típica que se observa para las probetas ensayadas a temperaturas en el pozo de ductilidad se puede ver en la Figura 7.13. Este tipo de fractura se ha definido por algunos autores como fractura intergranular con

alta ductilidad^[132]. Los granos se pueden intuir y existe bastante deformación en su superficie y hasta la existencia de huecos que indican que la fractura se produjo por su coalescencia en los límites de grano. Los huecos son bastante planos, lo que indica que se han formado en una capa separada del resto del material y que por lo tanto se asocia con la existencia de ferrita rodeando los granos austeníticos, fase que está siendo preferentemente deformada, dada la diferencia entre la resistencia de la ferrita y de la austenita cuando ambas coexisten a una temperatura determinada.

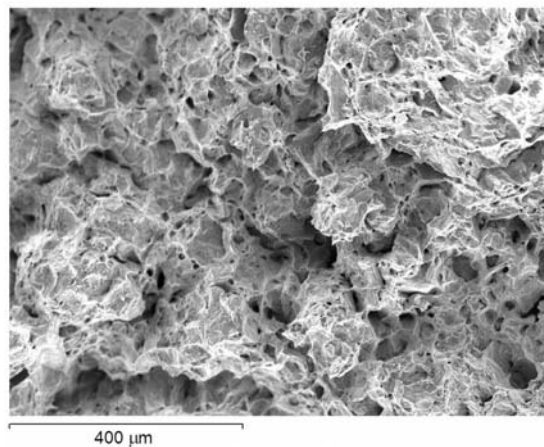


Figura 7. 15 Superficie de fractura de una probeta del acero C recalentada a 1100°C y ensayada a 675°C a $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$

7.2.3. Ensayos de compresión para determinar la presencia de ferrita

El sistema de ensayos en el que se llevaron a cabo los ensayos de tracción tras recalentamientos a 1100°C y velocidades de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ no permitía templar las probetas, y por lo tanto no es posible conocer metalográficamente las fases presentes a cada temperatura de ensayo. Sin embargo el sistema fue elegido porque permite realizar ensayos de compresión que es un método preciso de conocer las temperaturas a las que la ferrita está presente, inducida o no por deformación, mediante la representación de la tensión pico frente a la temperatura. Este dato se podría obtener directamente de las curvas tensión-deformación a tracción pero por lo general éstas presentan comportamientos heterogéneos porque el ensayo es muy sensible a las heterogeneidades internas del material. En particular el acero A1, con una estructura de solidificación, puede llegar a tener en su interior zonas interdendríticas decohesionadas que repercutirían en los valores de tensión

medidos ya que en realidad corresponden a sección no resistente dentro de las probetas. Por este motivo, se decidió llevar a cabo ensayos de compresión realizados en las mismas condiciones de recalentamiento y velocidad de deformación para conocer la evolución de la tensión máxima de fluencia en función de la temperatura. Los ensayos de compresión se llevaron a cabo para los aceros A1 y C.

En la Figura 7.16 se representan las curvas de tensión máxima de fluencia en función de la temperatura de los aceros A1 y C. Para determinar bien las temperaturas a las que coexisten ferrita y austenita, se realizó un barrido exhaustivo de temperaturas de ensayos, especialmente para las temperaturas cercanas a la calculada de transformación A_{e3} e inferiores (A_{r3} no fue calculada porque la temperatura de enfriamiento no se pudo controlar). Lo primero que se observa es un comportamiento similar para los dos aceros, a pesar de las diferencias que introducen las diferentes composiciones en las temperaturas de transformación. Las curvas muestran dos zonas con diferentes dependencias lineales de la tensión de fluencia con la temperatura de ensayo, y una zona de transición a temperaturas intermedias. A altas temperaturas la fase presente es la austenita, y a bajas temperaturas, dada la composición del acero, coexisten ferrita y perlita. En la región intermedia se trata de una región bifásica de ferrita más austenita. En esta región, la aparición de la ferrita provoca una caída de la tensión de fluencia a pesar de la disminución la temperatura porque la ferrita es menos resistente que la austenita a las temperaturas en las que ambas coexisten. Estas diferencias se hacen menores a medida que disminuye la temperatura, de ahí que vuelva a haber una recuperación de la tensión de fluencia a medida que se sigue disminuyendo la temperatura, todavía dentro de la región bifásica ferrita más austenita. A menores temperaturas la variación de la tensión de fluencia con la temperatura sigue una pendiente más pronunciada asociada a la aparición de perlita que es una fase muy resistente.

Las curvas muestran que la ferrita aparece alrededor de 765°C , por encima de la A_{e3} de los dos aceros, y coexiste con la austenita hasta los 700°C . Las temperaturas de transformación A_{r3} calculadas para condiciones de enfriamiento a 10°C/s fueron de 733°C para el acero C y 713°C para el acero A1. Para los ensayos después de recalentamientos a 1100°C la velocidad de enfriamiento fue menor, aunque no se conozca exactamente, y por lo tanto estos valores serían mayores. Únicamente la ferrita formada entre A_{r3} y 765°C sería inducida por deformación y por la proximidad entre ambas temperaturas no parece que

esta fase aparezca mediante dicho mecanismo para un intervalo grande de temperaturas. Por ese motivo la caída en la ductilidad del acero C fue brusca e inmediatamente después de producirse, la ductilidad empezó a recuperarse, porque después de la primera ferrita formada enseguida se empieza a generar ferrita estáticamente que es menos perjudicial.

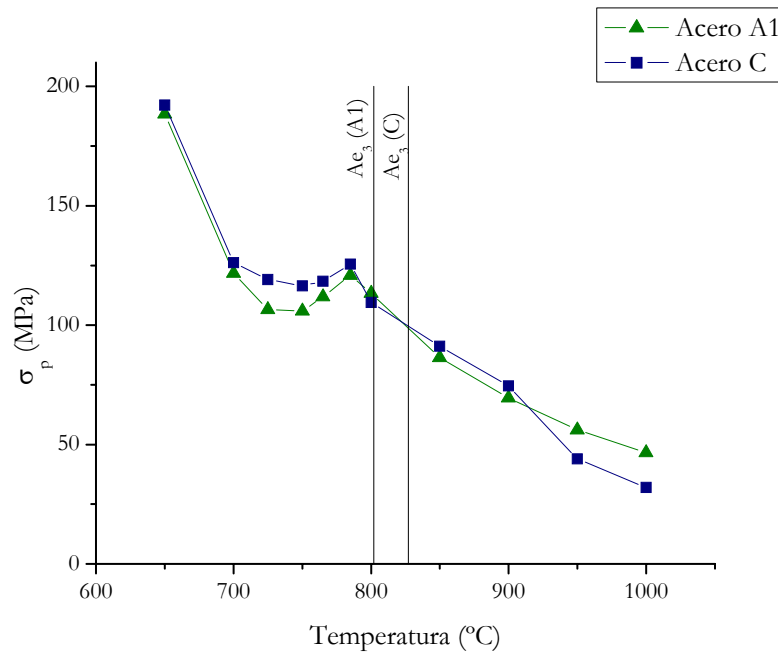


Figura 7. 16 Representación de la tensión máxima de fluencia a compresión de los aceros A1 y C en función de la temperatura

Para ver la relación entre la presencia de ferrita indicada por las curvas de tensión máxima en función de la temperatura y la curva de ductilidad, en la Figura 7.17 se representan ambas en el mismo gráfico para el acero C, para corroborar que su comportamiento depende únicamente de la aparición de ferrita en la microestructura. El gráfico muestra cómo a 750°C se produce una pérdida de la ductilidad que según la curva de tensión máxima en función de la temperatura se corresponde con la aparición de ferrita. A las siguientes temperaturas tanto la ductilidad como la tensión máxima se recuperan y el comportamiento se relaciona con un aumento progresivo de la fracción en volumen de ferrita.

Así pues se deduce que la pérdida de ductilidad del acero C se relaciona directamente con la existencia de ferrita. Sin embargo, la aparición de esta fase no afecta a la ductilidad del

acero cuando aumenta su contenido en elementos residuales ya que aparecen mecanismos fragilizadores, relacionados sin duda con su presencia, que disminuyen su ductilidad desde altas temperaturas en el intervalo austenítico hasta temperaturas en el intervalo bifásico de ferrita más austenita.

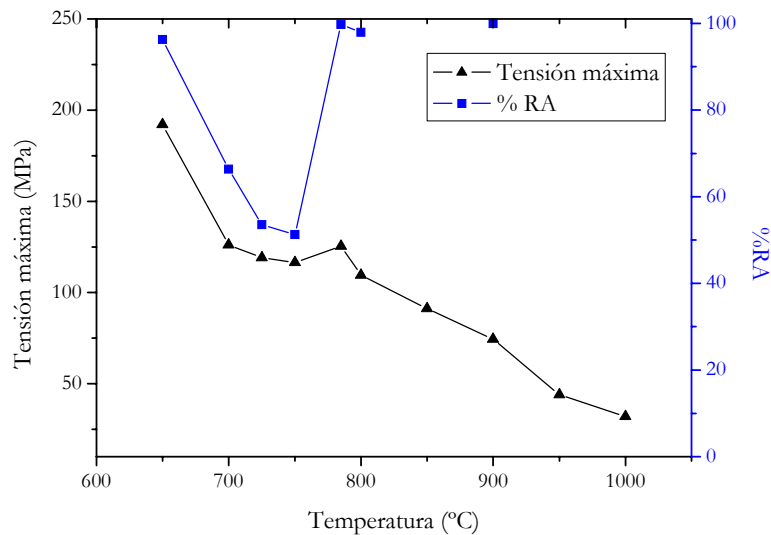


Figura 7. 17 Relación entre las curvas de tensión máxima a compresión en función de la temperatura y las curvas de ductilidad

Es interesante analizar la forma de las curvas de tensión-deformación a tracción en función de la temperatura de ensayo y cómo ésta cambia para el acero C dependiendo de las fases presentes y mecanismos de fragilización. Hasta ahora las curvas tracción-deformación se habían analizado para relacionar la presencia o no de recristalización dinámica con la pérdida de ductilidad de los diferentes aceros. Pero la forma de las curvas puede ser muy útil también para conocer otros mecanismos que puedan estar actuando, en particular en el intervalo de bajas temperaturas y relacionados con la presencia de ferrita. En la Figura 7.18 se representa la curva de ductilidad del acero C con tres curvas tracción-deformación a temperaturas para las que el acero presenta diferentes comportamientos. La curva de una probeta ensayada a 800°C, con un máximo seguido de una recuperación de la tensión para mayores deformaciones, indica recristalización dinámica. Este tipo de curvas está asociado a un comportamiento dúctil del material en la región austenítica. A 750°C, temperatura a la que la ductilidad se pierde y en el intervalo bifásico, la curva presenta un máximo después del cual la tensión cae drásticamente y esto se relaciona con la fragilización que introduce el

hecho de que la ferrita se encuentre rodeando los granos de austenita. A 650°C, temperatura a la que la ductilidad se recupera como consecuencia de una mayor fracción en volumen de ferrita en la microestructura, la curva vuelve a cambiar de forma. A esta temperatura la tensión no cae justo después de alcanzar su máximo sino que disminuye paulatinamente a medida que la deformación aumenta, y esto indica que se está produciendo un mecanismo de recuperación, en concreto, y dado que es la ferrita la responsable, se trata restauración dinámica.

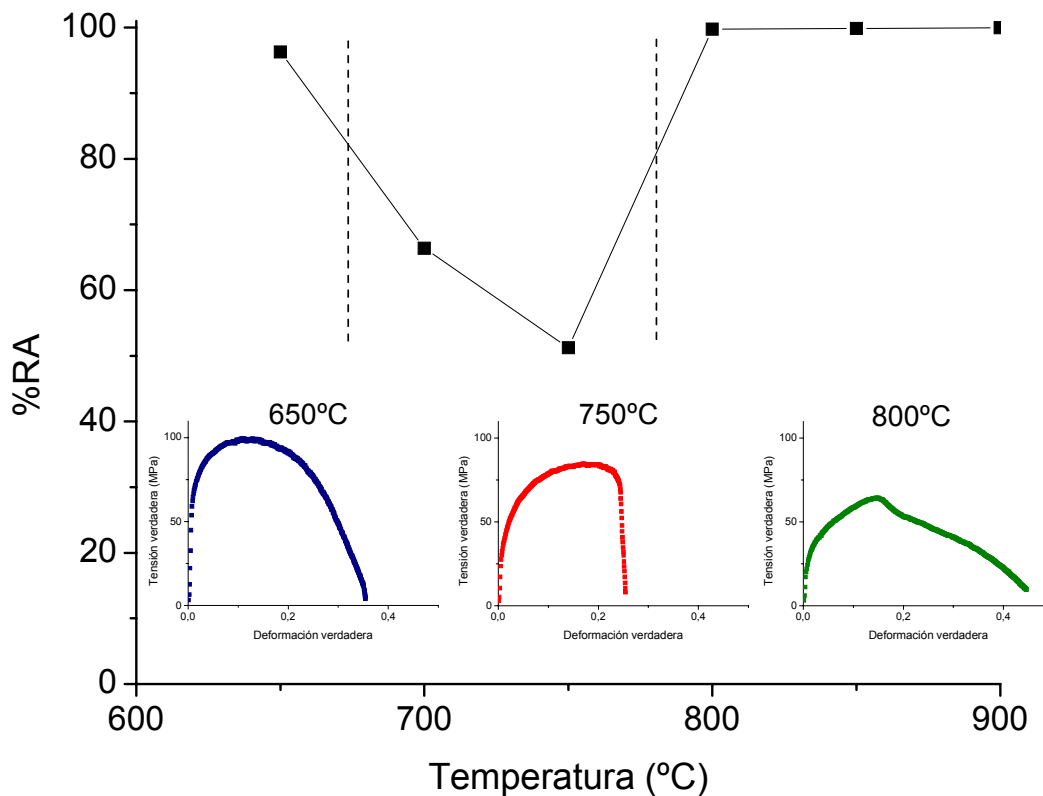


Figura 7. 18 Diferenciación de la morfología de las curvas a tracción tensión-deformación en función de la temperatura y comportamiento dúctil-frágil del acero C

En base a esta interpretación de las curvas, se pueden analizar las obtenidas para el acero A1 a las mismas condiciones de ensayo. En la Figura 7.19 se representan las curvas tracción-deformación de la probetas ensayadas a algunas temperaturas características en función del comportamiento dúctil-frágil del acero y de las fases presentes. Del mismo modo que para el acero C, una buena ductilidad a altas temperaturas está relacionada con el fenómeno de recristalización dinámica, aunque para el acero A1 es necesario aumentar la

temperatura hasta los 1000°C para que este fenómeno tenga lugar. Posteriormente la ductilidad se pierde en el intervalo aútenítico y la morfología de las curvas, como se ve en la Figura 7.19 para 900°C, es similar a la obtenida para el acero C cuando la fragilización se produce por la existencia de ferrita en los límites de grano de ferrita. Así pues para aceros C-Mn con altos elementos en residuales, la pérdida de la ductilidad tanto por la formación de ferrita en los límites de grano de austenita como por otros mecanismos de fragilización da lugar a curvas a tracción tensión-deformación con la misma forma en la que la tensión se pierde justo después de alcanzar el máximo. El acero A1 incluso presenta la misma ductilidad y elongación para probetas ensayadas dentro del intervalo frágil exista o no ferrita en la microestructura, como se comprueba al comparar las curvas a 750°C y 900°C. Esto puede estar indicando que el mecanismo que actúa en la región austenítica es más nocivo que la aparición de ferrita en la microestructura y que es el dominante que actúa para fragilizar el acero independientemente de las fases presentes. A 650°C, temperatura a la que la ferrita debe de haber aumentado su fracción en volumen, se produce una ligera recuperación, que no se nota mucho en el valor %RA, pero si en la elongación de la probeta. El gran aumento de la resistencia de la probeta se debe a la aparición de perlita que es una fase muy resistente. Al contrario de lo sucedido para el acero C, la curva no muestra recuperación dinámica de la ferrita y la ligera disminución de la tensión de fluencia, sin que la curva no caiga justo después de alcanzar el máximo, se debe a la aparición de la estricción en la probeta.

Las curvas a tracción tensión-deformación también indican que la aparición de la ferrita en la microestructura no supone ninguna fragilización adicional a la que ya existía como consecuencia de la presencia de elementos residuales en la composición del acero. Además la fragilización que ejercen estos elementos se mantiene hasta bajas temperaturas en las que la ferrita está presente en una mayor fracción en volumen.

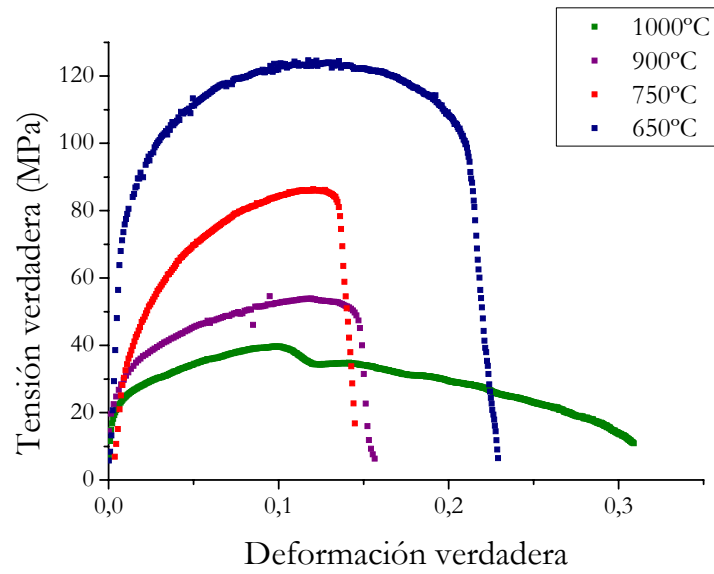


Figura 7. 19 Curvas de tensión-deformación a tracción para el acero C ensayado tras un recalentamiento a 1100°C y deformado a $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Capítulo 8

Papel de las segregaciones

A través de los resultados analizados en los capítulos anteriores, se han podido distinguir diferentes mecanismos de fragilización relacionados con las fases presentes así como con la composición de los aceros. Principalmente han sido tres los mecanismos identificados en función de su aspecto fractográfico. La *fractura intergranular dúctil* se ha relacionado con la aparición de ferrita rodeando los límites de grano austeníticos y este mecanismo aparece independientemente de la existencia de elementos residuales e impurezas en la composición de los aceros. La *fractura por decohesión intergranular* se encuentra en probetas ensayadas en el intervalo austenítico y recalentadas a muy altas temperaturas. Finalmente también se ha identificado un tipo de *fractura interdendrítica* que se ha relacionado con el hot-shortness que se produce durante la solidificación del acero y que fragiliza las regiones interdendríticas a menores temperaturas.

La *fractura intergranular dúctil* ya ha sido abordada en el capítulo 7. A continuación se intentará conocer con precisión el papel que cada elemento puede tener en cada uno de los otros tipos de fractura, así como analizar qué condiciones durante la colada continua favorecerían la aparición de cada uno de los mecanismos de daño que tendría como consecuencia el agrietamiento transversal en la superficie.

8.1. Fractura interdendrítica

Las fracturas interdendríticas que se observan en probetas recalentadas a bajas temperaturas han sido relacionadas con las microsegregaciones que se dan durante la solidificación de los productos semi-elaborados en colada continua. La existencia de determinados elementos que pueden formar compuestos con bajo punto de fusión en los aceros A1 y A2 hace que los aceros también sean frágiles a muy altas temperaturas, cerca de la T_s (temperatura de solidus), por el mecanismo de hot-shortness. Así pues, ambas fragilidades están sin duda relacionadas y las mismas segregaciones que pueden causar hot-shortness a altas temperaturas^[133,135] estarían fragilizando el acero en los espacios

interdendríticos a menores temperaturas, cuando los tiempos y temperaturas de mantenimiento no permitan homogeneizar la composición.

Para intentar conocer la evolución de las microsegregaciones y las condiciones que pueden hacer que una determinada palanquilla presente agrietamiento transversal, se procedió a comparar el comportamiento de un acero, al que se denominará acero B, que presentó agrietamiento transversal en las esquinas a pesar de tener una composición casi idéntica a la del acero A1. Para comprobar si la aparición de las grietas se puede relacionar con variaciones en las curvas de ductilidad se llevaron a cabo ensayos de tracción en caliente en condiciones de recalentamiento a 1100°C y a una velocidad de deformación inicial de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ en probetas del acero B. Para este acero las probetas fueron mecanizadas directamente de la palanquilla y por lo tanto tienen una estructura inicial de solidificación. Las curvas de ductilidad del acero A1 y del acero B se comparan en la Figura 8.1 y en general no muestran ninguna diferencia significativa entre el comportamiento de los dos aceros, incluso a algunas temperaturas el acero B presenta mayores valores de %RA que el acero A1.

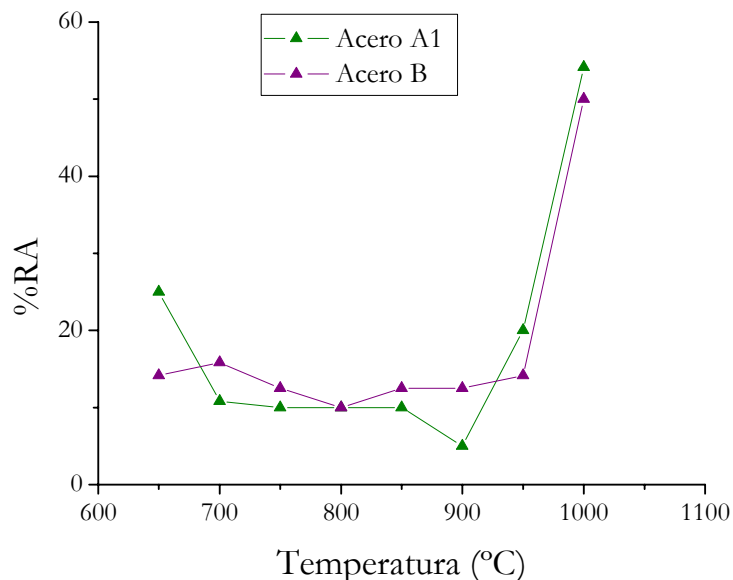


Figura 8. 1 Curvas de ductilidad de los aceros A1 y B para probetas ensayadas en el sistema UPC

Así pues, no parece que la presencia de grietas quede directamente reflejada con la curva de ductilidad del acero que únicamente indican la susceptibilidad de la composición a

presentar agrietamiento por *fractura interdendrítica* si el desdoblado en colada continua se llevara a cabo a temperaturas inferiores a 950°C. El hecho de que el acero B presente agrietamiento transversal puede deberse a variaciones en los parámetros operacionales durante la colada continua más que a la ductilidad intrínseca del acero relacionada con la composición y condiciones termomecánicas a las que se lleva a cabo la deformación.

La observación de secciones transversales de las palanquillas del acero A1 y del acero B sometidas a un macroataque con HCl permite dilucidar las condiciones operacionales que pueden favorecer la aparición de las grietas en colada continua. Este macroataque revela que la zona de la palanquilla con crecimiento columnar es mayor para la palanquilla del acero B que para la palanquilla del acero A1 como se puede ver en la Figura 8.2. Las dimensiones de dicha zona columnar son importantes por dos razones principales:

- Esta zona es más susceptible al agrietamiento que las zonas equiáxicas
- Aumenta la severidad de la segregación longitudinal hacia el centro de la palanquilla así como la porosidad



a)

b)

Figura 8. 2 Secciones transversales de las palanquillas de a) acero A1 y b) acero B tras un macroataque con HCl 37% durante 30'

La extensión del área con crecimiento columnar depende de variables como la temperatura de colada, el diseño de las máquinas, tamaño de la sección, condiciones de flujo en el baño líquido y la composición química del acero. De estas variables, la que es más probable que haya variado entre la colada del acero A1 y la del acero B es la temperatura de colada o condiciones de enfriamiento primario. Si la temperatura de colada es muy elevada, los cristales que pudieron haberse formado en la superficie por contacto con el molde pueden

volver a fundir a la salida de éste por las corrientes de convección y se reducen los cristales capaces de formar una región equiaxial en la superficie a la vez que las dendritas pueden crecer sin impedimento hacia el centro de las palanquillas. Por ese motivo se aconseja que la temperatura de colada sea lo más baja posible, sin que el acero pueda llegar a solidificar en las buzas, y que permita que las inclusiones floten en el baño.

Tanto la temperatura del caldo como las condiciones de enfriamiento influyen en los espaciados interdendríticos. Según determinaron Cabrera *et al.*^[136] este espaciado aumentará ligeramente con la temperatura del acero líquido. Sin embargo el espaciado interdendrítico tanto primario como secundario aumenta desde la superficie hacia el centro de la palanquilla. Este comportamiento estaría relacionado con un efecto de la velocidad de enfriamiento en el frente de solidificación en los espaciados interdendríticos.

A partir del espaciado interdendrítico medido en probetas del acero A1 y B se intentará establecer las condiciones experimentales que pudieron variar durante la colada continua de uno y otro acero.

8.1.1. Estudio de las microsegregaciones

Las dendritas se caracterizan por los espaciados interdendríticos primario (λ_1) y secundario (λ_2), estando este último estrechamente relacionado con las microsegregaciones. Conocer λ_2 puede llegar a ser muy útil para determinar si efectivamente se produjeron variaciones operacionales durante la colada de diferentes palanquillas ya que existen expresiones experimentales que permiten relacionar dicho parámetro con las condiciones de solidificación. Una de estas expresiones^[46], obtenida experimentalmente para un amplio intervalo de %C, relaciona λ_2 con la velocidad de enfriamiento según:

$$\lambda_2 = 146 \times 10^{-6} \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right)^{-0.39} \quad (m) \quad (8.1)$$

Conociendo estos datos será posible estimar las microsegregaciones a partir de los modelos que permiten predecir la composición tanto de la fase sólida como de la líquida en cada momento de la solidificación. En particular, el modelo de Brody y Flemings^[92] considera la difusión de la intercara de solidificación a la fase sólida además de una completa difusión en

el líquido. Según este modelo la concentración en un elemento i del sólido, C_S^i , se puede expresar como:

$$C_S^i = kC_0 [1 - (1 - 2ak)f_s]^{(k-1)/(1-2ak)} \quad (8.2)$$

que la relaciona con la fracción de sólido solidificada f_s , donde k es el coeficiente de distribución o relación de las composiciones de solidus y liquidus y a es la constante de retrodifusión o difusión del soluto segregado en la fase sólida. Esta constante se relaciona con el espaciado interdendrítico secundario según:

$$a = \frac{4D_s t_s}{\lambda_2^2} \quad (8.3)$$

donde D_s es el coeficiente de difusión en el sólido y t_s el tiempo de permanencia en la región líquido-sólido o tiempo de solidificación local^[157], que se puede calcular a partir de la velocidad de enfriamiento y de las temperaturas de liquidus, T_L , y la de solidus, T_S , según la relación:

$$t_s = \frac{T_L - T_S}{\partial T / \partial t} \quad (s) \quad (8.4)$$

Las temperaturas T_L y T_S se pueden calcular a partir de la composición del acero. Posibles relaciones empíricas que se pueden utilizar para su cálculo se dan en las ecuaciones (8.5) y (8.6)^[156]:

$$T_L = 1537 - [88(\%C) + 25(\%S) + 5(\%Cu) + 8(\%Si) + 5(\%Mn) + 2(\%Mo) + 4(\%Ni) + 1.5(\%Cr) + 18(\%Ti) + 2(\%V) + 30(\%P)] \quad (8.5)$$

$$T_S = 1535 - [200(\%C) + 12.3(\%Si) + 6.8(\%Mn) + 124.5(\%P) + 183.9(\%S) + 4.3(\%Ni) + 1.4(\%Cr) + 4.1(\%Al)] \quad (8.6)$$

El problema que plantea el modelo según se ha descrito es que cuando a tiende al infinito (total difusión en el sólido), la ecuación (8.2) no tiende a la concentración de equilibrio. Además se ha verificado que no se conserva el soluto a escala global. Por este motivo Clyne

y Kurz^[90] propusieron una expresión matemática que permitía solucionar dichas incongruencias, introduciendo un coeficiente efectivo de retrodifusión a' que se incluiría en las ecuaciones (8.2) y (8.3) sustituyendo a a y que se relaciona con esta última según:

$$a' = a \left[1 - \exp(-1/a) \right] - \frac{1}{2} \exp(-1/2a) \quad (8.7)$$

Durante la solidificación del acero, éste puede hacerlo como ferrita- δ (b.c.c.) o austenita (f.c.c.). Cuando el %C es menor que 0.1 sólo se formará ferrita y cuando es mayor que 0.5 sólo se formará austenita, sin embargo cuando el %C se encuentra entre 0.1 y 0.5 el primer sólido en formarse lo hará como ferrita, pero cuando el %C del líquido interdendrítico sobrepase 0.5, el líquido restante solidificará como austenita. Este cambio en el modo de solidificación tiene una influencia importante en la microsegregación, porque los parámetros de solidificación cambian para cada una de las fases. En la tabla 8.I^[138] se dan los valores que D_s , m y k tienen en cada una de estas fases para el C, Si, Mn, P y S.

Tabla 8. I Parámetros de solidificación^[138]

Elemento	Ferrita			Austenita		
	$D_s(\text{m}^2\text{s}^{-1})$	$m(^{\circ}\text{C}/\%)$	k	$D_s(\text{m}^2\text{s}^{-1})$	$m(^{\circ}\text{C}/\%)$	k
C	7.9×10^{-9}	80	0.2	6.4×10^{-10}	60	0.35
Si	3.5×10^{-11}	8	0.77	1.1×10^{-12}	8	0.52
Mn	4.0×10^{-11}	5	0.75	4.2×10^{-13}	5	0.75
P	4.4×10^{-11}	34	0.13	2.5×10^{-12}	34	0.06
S	1.6×10^{-10}	40	0.06	3.9×10^{-11}	40	0.025

También es interesante considerar el efecto del Cu, ya que este elemento puede acentuar la microsegregación^[139], y para ello habrá que conocer sus parámetros de solidificación. El coeficiente de partición k^{Cu} , calculado a partir del diagrama de fases Fe-Cu, tiene un valor de 0.65, tanto dentro de la fase ferrita- δ como en la austenita. Este valor indica que durante la solidificación del acero el Cu segregará al líquido interdendrítico de una manera moderada. La difusividad de este elemento en el Fe a altas temperaturas se puede calcular en función de la temperatura a partir de la relación^[140]:

$$D_{Cu}(T) = 0.434 \exp\left(\frac{-280100}{RT}\right) \quad (\text{cm}^2 / \text{s}) \quad (8.8)$$

El efecto del cambio del modo de solidificación se puede añadir al modelo teniendo en cuenta que únicamente el C es responsable de la transición del modo de solidificación de ferrita a austenita. Para ello se utiliza la ecuación (8.2) y se obtiene que la fracción solidificada a la que se dará la transición se puede calcular a partir de:

$$f_{S,\delta \rightarrow \gamma} = \frac{1}{1-2ak} \left[1 - \left(\frac{0.5}{C_0} \right)^{(1-2ak)/(k-1)} \right] \quad (8.9)$$

ecuación para la que hay que utilizar los valores de a y k en la ferrita. Para calcular la microsegregación para una fracción solidificada mayor que $f_{s,\delta \rightarrow \gamma}$ se tiene que calcular previamente una concentración inicial virtual C'_0 . A partir de la ecuación (8.2) y los parámetros de solidificación en la austenita, C'_0 se puede calcular a partir de los datos para la solidificación en la fase austenítica como:

$$C'_0 = C_{L,\delta \rightarrow \gamma} \left[1 - (1-2ak)f_{s,\delta \rightarrow \gamma} \right]^{(1-k)/(1-2ak)} \quad (8.10)$$

Para calcular las concentraciones de S habrá que tener en cuenta que el S es un elemento con mucha tendencia a segregar (bajo coeficiente de distribución), sin embargo, su influencia negativa se puede controlar por la precipitación de MnS. La solubilidad de MnS es $0.506(\%)^2$ a 1500°C . Si la concentración de Mn y S supera este valor, precipitarán MnS. Con la precipitación de MnS, la concentración de S decrecerá sin un cambio significativo en la composición de Mn que se encuentra por lo general en una concentración bastante mayor.

Con el modelo descrito se calculó la composición del último líquido solidificado para cada uno de los aceros, A1 y B, partiendo del espaciado interdendrítico y de la composición C_0 de cada elemento para cada uno de los aceros. Se considerará para los cálculos que la fracción solidificada en dichas condiciones es 0.99.

De las probetas ensayadas a 800°C de los aceros A1 y B se prepararon secciones longitudinales para evaluarlas microestructuralmente. Dos metalografías de cada una de las probetas atacadas con el reactivo 2 se muestran en la Figura 8.3. En ella se distinguen las

dendritas que además han sido resaltadas para facilitar la medida de los espaciados interdendríticos. Ambas probetas se extrajeron de zonas análogas de diferentes palanquillas y en términos generales ambas muestran grandes heterogeneidades a lo largo de su sección longitudinal. El espaciado interdendrítico secundario (λ_2) se calculó por la media de espaciados medidos en diversas metalografías tomadas en diferentes regiones de las probetas.

El espaciado interdendrítico secundario medio calculado para cada uno de los aceros fue de $155\mu\text{m}$ para la probeta del acero A1 y $122\mu\text{m}$ para el acero B. Estos valores indican que la diferencia entre ambos no es muy grande, aunque efectivamente el espaciado interdendrítico es más fino para el acero B que es la que tiene una mayor zona de solidificación columnar y que además presentó agrietamiento transversal en las esquinas de las palanquillas.

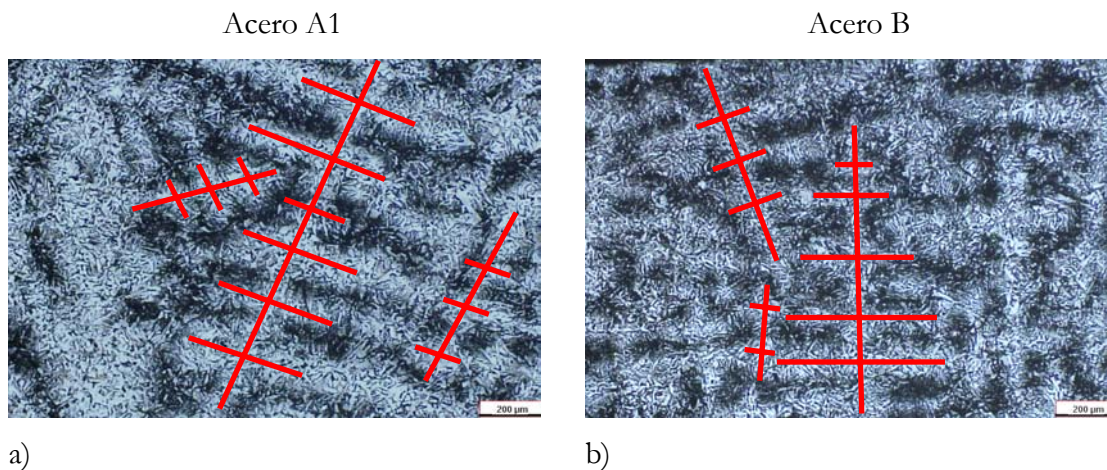


Figura 8. 3 Metalografías de las probetas ensayadas a 800°C después de un recalentamiento a 1100°C de a) acero A1 y b) acero B

Estos espaciados interdendríticos se pueden relacionar con velocidades de enfriamiento, que también serán promedio de las zonas de las que se extrajeron las probetas y están tabuladas en la tabla 8.II. En la misma tabla también se dan los valores de T_L y T_S de ambos aceros y t_s de la composición C_0 inicial de cada uno de los aceros. A medida que vaya solidificando el frente de la dendrita la composición del líquido irá variando y por lo tanto también t_s , así que para cada fracción solidificada habría que corregir los valores de t_s en función de la temperatura de solidificación del líquido remanente.

Tabla 8. II Espaciado interdendrítico y velocidad de enfriamiento para los aceros A1 y B

Acero	λ_2 (μm)	$\partial T/\partial t$ ($^{\circ}\text{C/s}$)	T_L ($^{\circ}\text{C}$)	T_S ($^{\circ}\text{C}$)	t_s (s)
A1	155	0.86	1508	1477	39.6
B	122	1.58	1508	1477	21.4

La f_s a la cual se pasará de solidificación en modo ferrítico a solidificación en el modo austenítico se podrá calcular considerando que el C tiene una alta difusividad en el Fe- δ y por lo tanto que a' se aproxima a 0.5. Dado el contenido inicial del acero en C, f_s será 0.68.

A partir de este valor y de los de a'^{δ} , calculados a partir de la difusividad y del espaciado interdendrítico, se podrá calcular la composición del líquido cuando el modo de solidificación cambie, valores que se dan en la tabla 8.III.

Tabla 8. III Valores del coeficiente de retrodifusión en la fase δ y composición del líquido interdendrítico para $f_s=0.68$

Elemento	A1		B	
	a'^{δ} (A1)	$C_{L,\delta \rightarrow \gamma}$ (A1)	a'^{δ} (B)	$C_{L,\delta \rightarrow \gamma}$ (B)
C	0.5	0.5	0.5	0.5
Si	0.17	0.155	0.16	0.158
Mn	0.18	1.18	0.17	1.14
P	0.19	0.028	0.18	0.031
S	0.33	0.059	0.32	0.059
Cu	-	0.88	-	0.76

Con las concentraciones del líquido para una f_s 0.68 se calculan las nuevas temperaturas T_L y T_S del líquido interdendrítico enriquecido en diversos elementos y a partir de las cuales se calcula el nuevo t_s . Los nuevos valores de estas variables se dan en la tabla 8.IV.

Tabla 8. IV Valores del tiempo de solidificación a partir de las temperaturas de liquidus y de solidus del líquido interdendrítico para $f_s=0.68$

	T_L ($^{\circ}\text{C}$)	T_S ($^{\circ}\text{C}$)	t_s (s)
Acero A1	1479	1411	79.1
Acero B	1480	1411	43.7

A partir de los nuevos tiempos de solidificación, t_s , así como de los coeficientes efectivos de retrodifusión en el fase austenítica, se puede calcular la concentración inicial virtual de cada elemento, y a partir de ésta, el contenido del líquido final ($f_s=0.99$) en cada uno de los elementos y para cada uno de los aceros, dadas sus condiciones de solidificación que se dan en la tabla 8.V. Hay que tener en cuenta que los valores han sido calculados de modo incremental y no integral como hubiera sido necesario para obtener valores aproximados, sin embargo, los valores obtenidos servirán para ver en términos relativos qué elementos son los que tienen más tendencia a segregar y cómo las condiciones de colada pueden afectar a dichas segregaciones.

Tabla 8. V Valores de los coeficientes efectivos de retrodifusión en la fase γ , concentraciones iniciales virtuales y composición del último líquido solidificado ($f_s=0.99$)

Elemento	A1			B		
	a^{γ}	C'_0	$C_L(f_s = 0.99)$	a^{γ}	C'_0	$C_L(f_s = 0.99)$
C	0.4717	0.28	0.80	0.4685	0.28	0.81
Si	0.014	0.090	0.55	0.013	0.092	0.57
Mn	0.006	0.89	2.42	0.005	0.85	2.36
P	0.033	0.0096	0.54	0.029	0.012	0.7
S	0.25	0.019	0.81	0.24	0.02	0.87
Cu	-	0.59	2.96	-	0.51	2.55

En términos generales el último líquido en solidificar está ligeramente más segregado en el acero B que en el acero A1, sin embargo, los elementos que más aumentan su contenido con el P y el S que además tienen una gran influencia en la temperatura de solidus. Su fuerte segregación se ve favorecida por los bajos valores de su coeficiente de partición así como baja difusividad tanto en la ferrita como en la austenita, que además hacen que pequeñas variaciones en las variables de solidificación pueden provocar diferencias significativas en la segregación de dicho elemento. El estudio de las microsegregaciones pone de relieve que el P juega un papel importante durante la solidificación del acero^[141] y de nuevo indica la fuerte tendencia a segregar del S, así como la sensibilidad de su segregación a las condiciones de enfriamiento.

Los cálculos también permiten estimar las concentraciones de Mn y S en el líquido interdendrítico que se irá enriqueciendo a medida que aumente la fracción solidificada hasta alcanzar el producto de solubilidad que irá disminuyendo paulatinamente a medida que el líquido segregado disminuya su temperatura de solidificación. Cuando esto sucede, se pueden empezar a formar MnS en los espacios interdendríticos y a partir de ese momento las concentraciones de Mn y S estarán controladas por la formación de sulfuros. En la Figura 8.4 se esquematizan las condiciones en las que se pueden empezar a formar los sulfuros durante la solidificación.

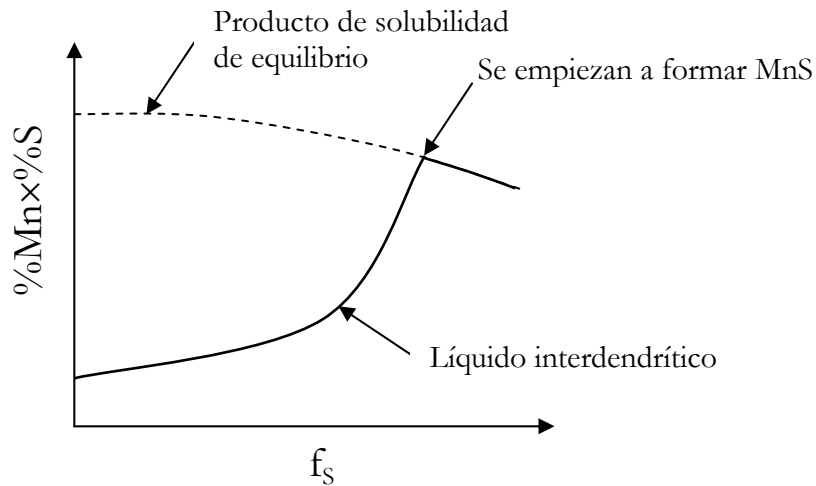


Figura 8. 4 Esquema de la formación de MnS durante el enfriamiento del líquido interdendrítico

En presencia de suficiente Mn se formarán inclusiones de MnS, en las regiones interdendríticas en las últimas etapas de la solidificación (para un acero con 1.5Mn-0.25C-0.05S las condiciones para la formación de MnS se dan para una f_s cercana a 0.9^[51]), de tal manera que dichas regiones quedarán marcadas por la presencia de inclusiones y además, especialmente cuando las velocidades de enfriamiento sean rápidas, también quedará S segregado que podrá formar FeS de bajo punto de fusión. Lo cierto es que en aceros comerciales como los aceros A1 y B, en los que los contenidos en Mn no son tan elevados y además el contenido en O es alto, lo más probable es que se formen inclusiones complejas de (Mn, Fe)S₂O.

8.1.2. Fragilidad a muy altas temperaturas

Como se ha podido ver, una mayor velocidad de enfriamiento en las calidades de acero que se están estudiando, provoca una mayor segregación a los espacios interdendríticos durante la solidificación. El líquido interdendrítico segregado, y dadas las especies con tendencia a segregarse, estará presente a temperaturas por debajo de la de solidus de la composición inicial del acero. Tendiendo en cuenta que la zona de fragilidad a muy altas temperaturas queda delimitada por la temperatura LIT (temperatura a la que el líquido no puede penetrar por los espacios interdendríticos porque los brazos secundarios de las dendritas han llegado a unirse) y ZDT (temperatura de ductilidad cero, cuando solidifica el último líquido), una disminución de la temperatura de solidus del último líquido interdendrítico aumentará el intervalo de temperaturas de comportamiento frágil.

Todos aquellos elementos con k bajas y que intervengan en la temperatura de solidus (6) con un coeficiente elevado harán que el intervalo entre LIT y ZDT aumente y el acero será más susceptible al agrietamiento a las deformaciones que se puedan dar durante la solidificación del metal durante más tiempo. Estas deformaciones que se pueden dar en esta etapa del proceso de colada se pueden dividir en deformaciones originadas por variaciones de temperatura (enfriamiento y cambios de fase) y deformaciones originadas por factores operacionales (pandeo del material, desalineamiento de los rodillos...).

8.1.3. Fragilidad durante el desdoblado

Según las curvas de ductilidad en la Figura 8.1, los aceros A1 y B también pueden presentar agrietamiento durante el desdoblado, que son las condiciones que se simulan durante los ensayos de tracción en caliente. Durante estos ensayos el acero se recalienta y se mantiene a 1100°C durante 5', sin embargo las segregaciones persisten y además las grietas avanzan por las regiones segregadas, como se aprecia claramente en la Figura 8.5 para la probeta del acero B ensayada a 800°C. Según las curvas de la Figura 8.1 la fragilidad que provocan las microsegregaciones de solidificación produce %RA alrededor de 15.

Durante el proceso industrial, en el que no habría tiempo para ningún tipo de redisolución de los elementos segregados, cabría esperar que las segregaciones fueran mayores que las

que se encuentran en las probetas ensayadas a tracción tras un recalentamiento a 1100°C y por lo tanto la fractura por este mecanismo se produciría a menores deformaciones que las calculadas a partir de las curvas de ductilidad y si el enderezado se llevara a cabo a temperaturas inferiores a 950°C.

Habría que considerar una posible influencia del tamaño de grano en la fragilidad interdendrítica de los aceros en el intervalo de temperaturas de desdoblado. Durante la colada continua el tamaño de grano austenítico será más grande que el inducido durante el recalentamiento a 1100°C, que es aproximadamente la mitad del espaciado interdendrítico secundario. Este tamaño de grano más fino favorecería la unión de las grietas formadas en las regiones segregadas a través de los espacios intergranulares debilitados por incipientes segregaciones intergranulares que irán aumentando a medida que aumente la temperatura de recalentamiento y se vayan borrando las microsegregaciones de solidificación.

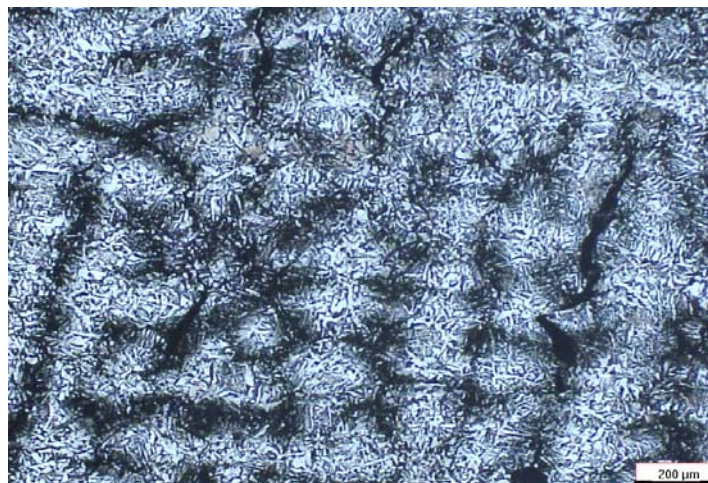


Figura 8. 5 Microestructura de la probeta del acero B ensayada a 800°C tras un recalentamiento a 1100°C

Por otro lado, el hecho de que el acero A2 presente pérdidas de la ductilidad a menores temperaturas (Figuras 5.3 y 5.14), se puede deber a que durante la laminación los patrones de segregación habrían cambiado y la estructura dendrítica de colada se vería modificada. Rezaeian *et al.*^[142] han demostrado que una deformación de compresión tan pequeña como 0.1 en la región austenítica rompe las dendritas, como queda reflejado en la Figura 8.6, y además este fenómeno está asociado con una mejor ductilidad de las probetas cuando se ensayan a menores temperaturas.

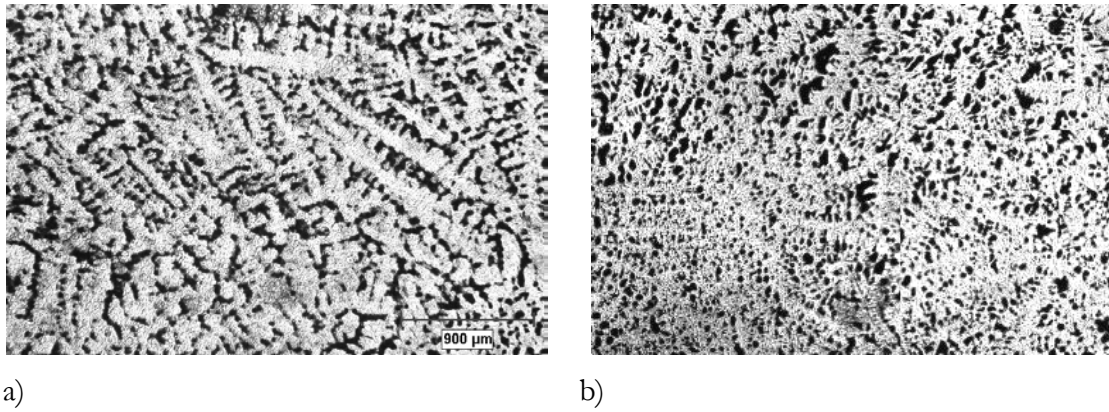


Figura 8. 6 Microestructura de un acero C-Mn a) solidificado *in-situ* y b) igual que a) pero deformado 0.1% a compresión^[142]

8.2. Fractura intergranular

Para conocer el papel de los diferentes elementos en la segregación intergranular que está propiciando la fractura intergranular que se observa en las probetas ensayadas tras un recalentamiento a 1330°C se recurrió a la espectroscopía Auger. El equipo utilizado para evaluar las posibles segregaciones que fragilizarían el acero en el intervalo austenítico permite llevar a cabo ensayos de tracción en caliente dentro del sistema y transferir directamente la probeta, una vez fracturada, a la cámara de espectroscopía Auger. Con esto se consigue mantener un alto vacío en todo momento y evitar la contaminación de la superficie de fractura sobre la que se evaluará la composición.

Para llevar a cabo el análisis, se utilizó una probeta del acero A1 que había sido homogeneizada a 1330°C, enfriada a temperatura ambiente y posteriormente recalentada dentro del sistema Auger hasta la temperatura de ensayo que fue 800°C. La probeta se mantuvo a dicha temperatura durante 5 minutos antes de ser ensayada a tracción a una velocidad de $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. La superficie de fractura que se obtuvo se puede ver en las imágenes de SEM que se muestran en la Figura 8.7.

A pesar del recalentamiento a 1330°C al que fue sometida la probeta previamente a ser introducida en la cámara Auger, la superficie de fractura no muestra una fractura intergranular característica de las probetas con comportamiento frágil después de haber sido recalentadas a altas temperaturas, más bien recuerda el aspecto interdendrítico de las probetas recalentadas a 1100°C. También se pueden ver algunas zonas de la superficie de fractura con una apariencia completamente dendrítica. Parece más bien que la probeta haya

sido fundida y esto podría haber sucedido durante el ensayo previo al análisis en la cámara de espectroscopía Auger dado que el calentamiento fue por efecto Joule que hace que si la fractura no es lo suficientemente rápida puede haber un sobrecalentamiento de la superficie que puede llegar a fundirla.

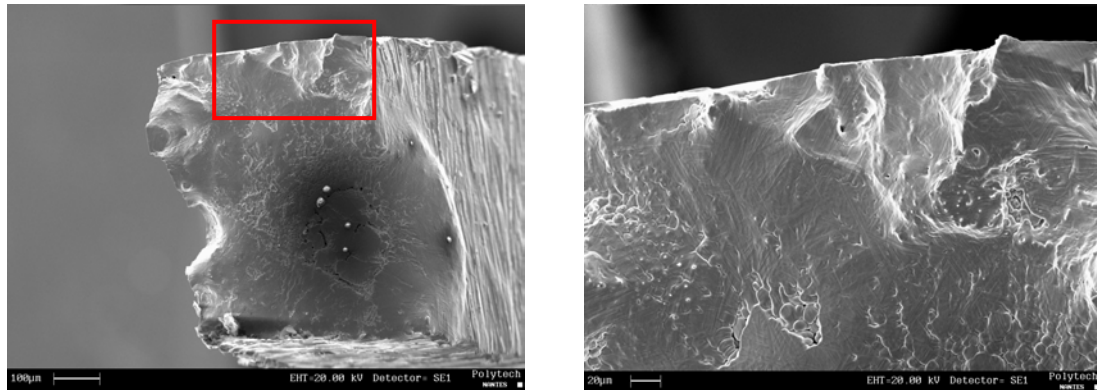


Figura 8. 7 Superficie de fractura de la probeta del acero A1 ensayada tras un recalentamiento a 1330°C en la cámara de espectroscopía Auger y sobre la que se evaluará la composición superficial

El espectrograma obtenido para la superficie de fractura especificada y que se muestra en la Figura 8.8 parece indicar que únicamente hay Fe y S en la superficie (y algunas señales de Si, C y quizás P). Dado que no se detecta C ni O (270eV y 510eV respectivamente) se considera que no hubo contaminación durante el ensayo. La cuantificación de los picos utilizando el método clásico de factores de sensibilidad en modo derivativo dio 25%S y 75%Fe.

Las condiciones experimentales de la probeta ensayada y analizada en el sistema de espectroscopía Auger no reproducen exactamente las que se dieron durante los ensayos de tracción en caliente y desgraciadamente no se pudo llevar a cabo un estudio exhaustivo para encontrar las condiciones que permitan obtener superficies de fractura similares a las de las probetas que tuvieron un comportamiento frágil en el intervalo austenítico. Sin embargo, el espectro indica que en condiciones similares y en superficies de fractura que más se asemejan a las de las probetas recalentadas a 1100°C, existe una fuerte segregación de S, lo que viene a corroborar el papel que este elemento tiene en la fragilidad en caliente del acero. No se puede descartar no obstante, y teniendo en cuenta que no se han podido realizar análisis de manera extensiva por espectroscopía Auger, la segregación de otros elementos.

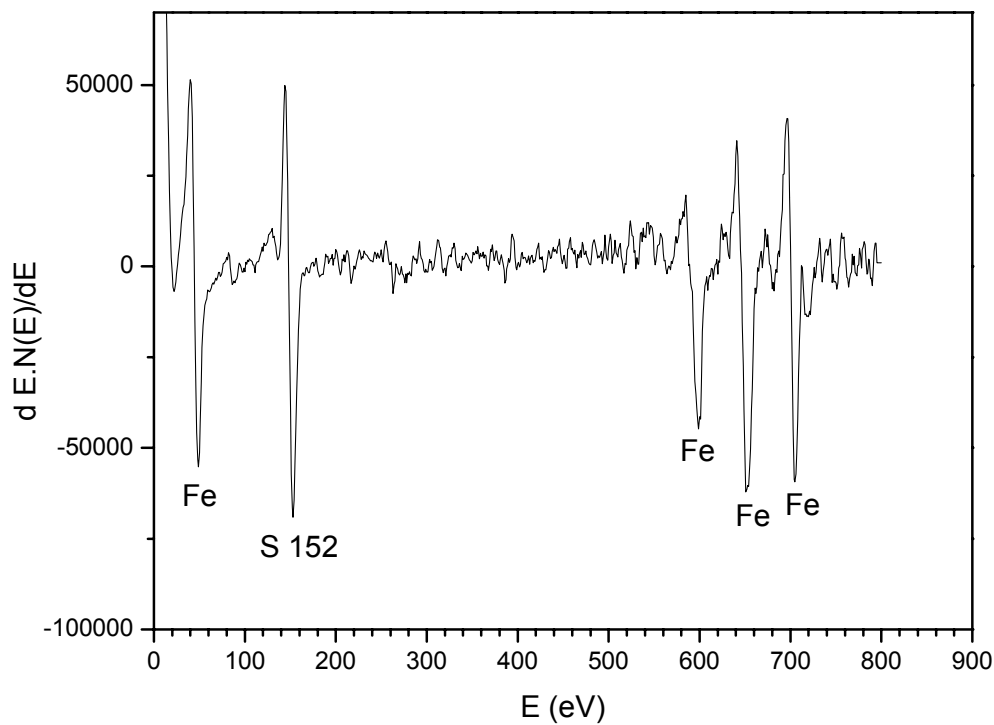


Figura 8. 8 Espectrograma característico de la superficie de fractura que se muestra en la Figura 8.1

A pesar de que no se ha podido esclarecer experimentalmente los elementos que actúan para provocar la fragilidad intergranular de las probetas cuando éstas se recalientan a 1100°C, existen datos en bibliografía que nos permitirán, cuando menos, discutir los mecanismos a través de los cuales los diferentes elementos podrían actuar y que de algún modo ya han sido apuntados en capítulos anteriores, aunque no se ha podido demostrar que efectivamente estos elementos estén actuando de la manera descrita por otros autores.

8.2.1. Papel del S en la fractura intergranular

Dado el aspecto de las superficies de fractura y los datos de espectroscopía Auger, todo parece indicar que la fractura intergranular se debe más a la segregación del S que a su precipitación en forma de MnS, que serían los dos mecanismos a través de los cuales el S podría fragilizar intergranularmente el acero. Según Kobayashi^[66], la segregación del S se produce durante el enfriamiento desde la temperatura de solubilización y aumenta al disminuir la temperatura de ensayo. Durante la solubilización, en el caso de los aceros A1 y A2 a 1330°C, el S que no forme MnS estará homogéneamente distribuido en el material, y

al disminuir la temperatura, y por lo tanto la solubilidad del S en el Fe- γ , habrá segregación a los límites de grano siempre y cuando la velocidad de enfriamiento no sea superior a 30°C/s, ya que entonces no se daría tiempo a los átomos para migrar a los límites de grano. A pesar de que el %S que se pueda poner en solución a 1330°C no sea muy grande según la relación de Turkdogan^[63], pocos p.p.m. será suficientes para fragilizar los límites de grano^[143] dado el S es uno de los elementos que más disminuye la energía de cohesión interfacial en la austenita^[144]. Pudiera considerarse^[66,145] que las segregaciones intergranulares de S son de no-equilibrio, aunque afirmarlo requeriría un exhaustivo estudio del efecto de los tiempos de mantenimiento a las temperaturas de ensayo y de las velocidades de enfriamiento desde la temperatura de solubilización en las segregaciones de S para la composición de los aceros A1 y B.

8.2.2. Papel del Sn en la fractura intergranular

A pesar de no haber detectado la presencia de Sn en la superficie de fractura de la probeta analizada mediante espectroscopía Auger, y dado que no se ha podido realizar un análisis exhaustivo, no se puede descartar que dicho elemento pueda estar jugando un papel importante en la fragilización intergranular que sufren las probetas ensayadas tras un recalentamiento a 1330°C.

El Sn no suele segregar en condiciones de equilibrio probablemente porque se trata de átomos grandes con poca difusividad en el Fe. Sin embargo, Nachtrab y Chou^[80,98] observaron segregaciones de dicho elemento a los límites de grano, relacionada con la existencia de precipitados y cuando había deformaciones. Por otro lado Song *et al.* detectaron segregaciones de dicho elemento en condiciones de enfriamiento desde una temperatura de austenización de 1320°C a una velocidad crítica que se encuentra alrededor de 10°C/s, la seleccionada para llevar a cabo los ensayos de tracción en caliente. El comportamiento en ambos casos sólo puede explicarse si las segregaciones se producen en condiciones de no-equilibrio. Según esta teoría, durante el enfriamiento desde la temperatura de austenización hasta la temperatura de ensayo se producirían una gran cantidad de vacantes que durante el mantenimiento a la temperatura de ensayo formarían compuesto con los átomos de Sn que segregarían a los límites de grano con mayor facilidad que las vacantes o los átomos de Sn por sí solos. Este tipo de segregación se ve favorecida por la deformación, de manera que durante el ensayo se vería inducida.

Capítulo 9

Conclusiones

A continuación se expondrán de manera breve las conclusiones a las que se ha llegado a través del trabajo descrito en los anteriores capítulos.

- El acero industrial A1, con altos contenidos en elementos residuales e inclusiones, pierde la ductilidad en el intervalo austenítico de temperaturas, entre 900°C y 1000°C cuando éste se ensaya en condiciones de recalentamiento a 1100°C y 1330°C. El valle de ductilidad de este acero se extiende hasta las temperaturas más bajas de ensayo, y únicamente tras un recalentamiento a 1330°C se consigue apreciar una leve mejoría de la ductilidad a 650°C.
- A pesar del cambio microestructural que supone variar la temperatura de recalentamiento, no se aprecia ninguna diferencia significativa a nivel de curva de ductilidad entre el comportamiento del acero A1 cuando las probetas se recalentaban a 1100°C o cuando el recalentamiento era a 1330°C. Sin embargo, el mecanismo de fractura cambia de interdendrítico a intergranular al aumentar la temperatura de recalentamiento.
- La fractura interdendrítica se relaciona con las microsegregaciones que hayan podido tener lugar durante la solidificación del acero en colada continua y que seguirían estando presentes tras un recalentamiento a 1100°C. Cuando el recalentamiento se realiza a 1330°C los elementos que podrían haber segregado durante la solidificación se pondrían en solución y, dadas las condiciones de enfriamiento y deformación, podrían segregarse a los espacios intergranulares durante el ensayo.
- Cuando el acero se ensaya en su estado laminado, lo que correspondería a los resultados obtenidos para el acero A2, se observa un desplazamiento de las pérdidas de ductilidad a menores temperaturas, de tal manera que ésta se produce entre 850°C y 900°C, igualmente dentro del intervalo austenítico de temperaturas. Este comportamiento es independiente de la temperatura de recalentamiento, aunque al aumentar ésta la diferencia entre las curvas de ductilidad se hace menor. La ductilidad únicamente se recupera a 650°C para probetas recalentadas a 1330°C.

- De igual modo que sucediera para el acero A1, los mecanismos de fragilización cambian al variar la temperatura de recalentamiento y también para la estructura laminada las probetas ensayadas tras ser recalentadas a 1100°C muestran fractura interdendrítica que se convierte en intergranular al aumentar la temperatura de recalentamiento.
- La laminación del acero provoca un alargamiento de las inclusiones y alineamiento de las segregaciones de colada. Esta orientación en la dirección de tracción de las probetas sería beneficiosa en términos de ductilidad en caliente. Esto implica que al evaluar la ductilidad en caliente de aceros con altos contenidos en S hay que ser especialmente crítico con los resultados obtenidos a partir del material laminado, ya que esta condición proporciona valles de ductilidad más estrechos que el real del acero.
- En el comportamiento de los aceros A1 y A2, y después de recalentamientos a diferentes temperaturas, el S, que puede estar formando sulfuros o segregado, tiene un papel muy importante. Así, un recalentamiento a 1100°C no es suficiente para borrar las segregaciones de solidificación y probablemente permita un crecimiento de los MnS al mejorar la difusión del Mn en la austenita. Por el otro lado, 1330°C es una temperatura lo suficientemente elevada como para borrar la mayoría de las segregaciones de solidificación. También permitirá que parte del S que se hallaba formando MnS se haya puesto en solución y sea por lo tanto capaz de segregarse, junto con otros elementos residuales, a los límites de grano de austenita durante el posterior enfriamiento a la temperatura de ensayo.
- Al solidificar *in-situ* y poner todo el S en solución se produjo un ensanchamiento del valle de ductilidad de los aceros A1 y A2, de tal manera que las pérdidas de ductilidad se produjeron entre 1000°C y 1100°C.
- El tipo de fractura observado para las probetas con comportamiento frágil ensayadas en condiciones de solidificación *in-situ* fue una combinación de *decohesión interdendrítica* y de una *fractura interdendrítica* similar a la que se vio en las probetas de los aceros A1 y A2 recalentadas a 1100°C. La decohesión interdendrítica pudo estar relacionada con la tendencia del acero al “hot shortness”, mecanismo que fragilizaría los espacios interdendríticos por la existencia de líquido fuertemente segregado y con bajo punto de fusión.
- El hecho de que a las temperaturas de ensayo (para las que ya no existe líquido en la composición) siga habiendo fragilidad interdendrítica, indica que las segregaciones de solidificación que podrían causar “hot shortness”, también fragilizan al acero a menores

temperaturas y podrían ser causantes del agrietamiento superficial durante el desdoblado en colada continua.

- En las zonas cercanas a la región fundida durante el ensayo, las segregaciones intergranulares son muy fuertes. Cuando las probetas se someten a una deformación de compresión para cerrar el rechupe central, la fractura de las probetas se produce de manera intergranular por éstas regiones. Los elementos que en principio tendrían más tendencia a este tipo de segregación serían el S y el Sn, aunque este punto no se ha podido demostrar.
- El efecto concreto de los elementos residuales e impurezas en los contenidos en los que se hallan para los aceros A1 y A2 se puede ver al comparar el comportamiento de éstos con el del acero C. Cuando estos elementos no están presentes, el único mecanismo de fragilización que actúa es el de la concentración de las deformaciones en una capa fina de ferrita que se forma inducida por deformación en los límites de grano de austenita. Esto supone que para el acero C únicamente a temperaturas alrededor de A_{r3} , el acero presenta un comportamiento frágil, mientras que para los aceros industriales el intervalo de comportamiento frágil se extiende durante 200°C, produciéndose la pérdida de ductilidad en el intervalo austenítico.
- En condiciones de solidificación *in-situ*, las diferencias entre el comportamiento del acero C y el de los aceros industriales son mayores que las observadas en otros trabajos llevados a cabo con aceros de composiciones similares. Esto es debido al sistema experimental ya que cualquier deformación previa al ensayo (por ejemplo las que se aplican para cerrar los rechupes en algunos equipos), podría modificar los patrones de segregación enmascarando el verdadero efecto nocivo de las mismas.
- El estudio de la ductilidad en caliente del acero B, con composición química y estructura inicial igual a la del acero A1, puso de manifiesto que la aparición de grietas en las esquinas de algunas palanquillas no es consecuencia de la ductilidad intrínseca de la composición de acero estudiada. Sin embargo, el crecimiento columnar en la palanquilla del acero B ocupaba una extensión mayor que en el acero A1.
- El cálculo de las microsegregaciones de solidificación a partir de los espaciados interdendríticos secundarios de probetas del acero A1 y del acero B, pusieron de manifiesto que entre los elementos con más tendencia a segregarse se encuentran el P y el S. Pequeñas variaciones en el espaciado interdendrítico (relacionadas con variaciones en los parámetros operacionales como la temperatura del acero líquido o velocidad de enfriamiento) pueden hacer variar significativamente la concentración de estos

elementos en el último líquido en solidificar y por lo tanto en su temperatura de liquidus.

- Únicamente la segregación de S pudo ser demostrada mediante espectroscopía Auger, aunque no hay que descartar otras posibles segregaciones, especialmente la de Sn a espacios intergranulares.

Bibliografía

1. Irving, W. R., The Institute of Materials, "Continuous Casting of Steel", (1993).
2. International Iron and Steel Institute, "Steel Statistical Yearbook 2005", (2005).
3. Mintz, B., Yue, S. y Jonas, J. J., "Hot Ductility of Steels and Its Relationship to the Problem of Transverse Cracking During Continuous-Casting", *International Materials Reviews*, 36, 187-217, (1991).
4. McPherson, N. A. y McLean, A., The Iron & Steel Society, *Continuous Casting Volume 8 - Transverse Cracking in Continuously Cast Products*, 1-46, (1997).
5. Harada, S., Tanaka, S., Misumi, H., Mizoguchi, S. y Horiguchi, H., "A Formation Mechanism of Transverse Cracks on CC Slab Surface", *Isij International*, 30, 310-316, (1990).
6. Le Papillon, Y., Jäeger, W., König, M., Weisgerber, B. y Jauhola, M., "Determination of High Temperature Surface Crack Formation Criteria in Continuous Casting and Thin Slab Casting", *European Commission, Report EUR 20897*, (2002).
7. Mintz, B., "The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking", *Isij International*, 39, 833-855, (1999).
8. International Iron and Steel Institute, "World Steel in Figures", (2005).
9. Noro, K., Takeuchi, M. y Mizukami, Y., "Necessity of Scrap Reclamation Technologies and Present Conditions of Technical Development", *Isij International*, 37, 198-206, (1997).
10. Herman, J. C. y Leroy, V., "Influence of Residual Elements on Steel Processing and Mechanical Properties", *Iron and Steelmaker*, 23, 35-43, (1996).
11. Houpert, C., Lanteri, V., Jolivet, J. M., Guttmann, M., Birat, J. P., Jallon, M. y Confente, M., "Influence of Tramp Elements in the Production of High Quality Steels Using the Scrap Electric Arc Furnace Route", *Revue de Metallurgie-Cabiers D Informations Techniques*, 94, 1369-1384, (1997).
12. Yamada, T., Oda, M. y Akisue, O., "Effects of Copper, Nickel, Chromium and Tin on Mechanical Properties of Titanium-Bearing Extralow-Carbon Steel Sheets", *Isij International*, 35, 1422-1429, (1995).
13. Kimura, Y. y Takaki, S., "Phase Transformation Mechanism of Fe-Cu Alloys", *Isij International*, 37, 290-295, (1997).
14. Hasegawa, H.; Nakajima, K. y Mizoguchi, S., "Effects of MnS on the Heterogeneous Nucleation of Cu Precipitates in Fe-10 and-5mass%Cu alloys", *Isij International*, 43, 1021-1029, (2003).

15. Jordan, R. R. y Crawford G. L., "Scrap Metal and Steel Cans", *The Mc-Graw Hill Recycling Handbook*, 15.1-15.9, (1993).
16. Yuzov, O. V. y Sedykh, A. M., "World Trends in the Formation and Use of Scrap Metal", *Metallurgist*, 47, 201-205, (2003).
17. Emi, T. y Seetharaman, S., "Future Steelmaking Plant With Minimized Energy Consumption and Waste Evolution", *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 29, 185-193, (2000).
18. Savov, L., Volkova, E. y Janke, D., "Copper and Tin in Steel Scrap Recycling", *RMZ - Materials and Geoenvironment*, 50, 627-640, (2003).
19. Savov, L. y Janke, D., "Evaporation of Cu and Sn From Induction-Stirred Iron-Based Melts Treated at Reduced Pressure", *Isij International*, 40, 95-104, (2000).
20. Morales, R. y Sano, N., "Alloying Effect on Vaporization Rate of Copper and Tin From Molten Iron-Alloys", *Ironmaking & Steelmaking*, 9, 64-76, (1982).
21. Tsurekawa, S., Okamoto, K., Kawahara, K. y Watanabe, T., "The Control of Grain Boundary Segregation and Segregation-Induced Brittleness in Iron by the Application of a Magnetic Field", *Journal of Materials Science*, 40, 895-901, (2005).
22. Lankford, W. T., "Some Considerations of Strength and Ductility in Continuous-Casting Process", *Metallurgical Transactions*, 3, 1331-&, (1972).
23. Hurtado-Delgado, E., Calvo, J., Cabrera, J. M., Prado, J. M. y Morales, R. D., "Mechanical Evaluation of the High Temperature Ductility of a Low Carbon Microalloyed Steel by Tensile and Compression Tests", *Steel Grips*, 2, 212-216, (2004).
24. Lee, J. D. y Kim, W. J., "Compressive Behaviour Capable of Predicting Hot Tensile Ductility Behaviour in a 1-1%C-Mn Steel", *Materials Science and Technology*, 17, 409-414, (2001).
25. Xie, S. S., Lee, J. D., Yoon, U. S. y Yim, C. H., "Compression Test to Reveal Surface Crack Sensitivity Between 700 and 1100 Degrees C of Nb-Bearing and High Ni Continuous Casting Slabs", *Isij International*, 42, 708-716, (2002).
26. Mintz, B. y Jonas, J. J., "Influence of Strain-Rate on Production of Deformation-Induced Ferrite and Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 10, 721-727, (1994).
27. Farrando, C., "Estudi de la Ductilitat en Calent d'un Acer Industrial C-Mn-Si", *Projecto Final de Carrera, ETSEIB, UPC, Barcelona*, (2004).
28. Mintz, B., "Importance of Ar-3 Temperature in Controlling Ductility and Width of Hot Ductility Trough in Steels, and Its Relationship to Transverse Cracking", *Materials Science and Technology*, 12, 132-138, (1996).
29. Mintz, B. y Yue, S., "The Hot Tensile Test for Assessing the Likelihood of Transverse Cracking During Continuous Casting of Steel", *Continuous Casting Volume 8 - Transverse cracking in continuously cast products*, 233-240, (1997).

30. Mintz, B., Wilcox, J. R. y Crowther, D. N., "Hot Ductility of Directly Cast C-Mn-Nb-Al Steel", *Materials Science and Technology*, 2, 589-594, (1986).
31. Deprez, P., Bricout, J. P. y Oudin, J., "A New Tensile Test on *in-situ* Solidified Notched Specimens - Hot Ductility Analysis of Continuous-Casting Steel", *Journal of Materials Processing Technology*, 32, 325-334, (1992).
32. Revaux, T., Deprez, P., Bricout, J. P. y Oudin, J., "*In-situ* Solidified Hot Tensile Test and Hot Ductility of Some Plain Carbon-Steels and Microalloyed Steels", *Isij International*, 34, 528-535, (1994).
33. Cowley, A., Abushosha, R. y Mintz, B., "Influence of A_{r3} and A_{e3} Temperatures on Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 14, 1145-1153, (1998).
34. Mintz, B., Abushosha, R. y Shaker, M., "Influence of Deformation-Induced Ferrite, Grain-Boundary Sliding, and Dynamic Recrystallization on Hot Ductility of 0.1-0.75 %C Steels", *Materials Science and Technology*, 9, 907-914, (1993).
35. Hurtado-Delgado, E. y Morales, R.D., "Hot Ductility and Fracture Mechanisms of a C-Mn-Nb-Al Steel", *Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 32, 919-927, (2001).
36. Mintz, B., Abushosha, R. y Jonas, J. J., "Influence of Dynamic Recrystallization on the Tensile Ductility of Steels in the Temperature Range 700°C to 1150°C", *Isij International*, 32, 241-249, (1992).
37. Thomas, B. G., Brimacombe, J. K. y Samarasekera, I. V., "The formation of Panel Cracks in Steel Ingots: A state-of-the-Art Review. I. Hot ductility of Steel", *ISS Transactions*, 7, 7-20, (1986).
38. Weinberg, F., "Ductility of Continuously-Cast Steel Near the Melting Point-Hot Tearing", *Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy*, 10, 219-227, (1979).
39. Mazumdar, S. y Ray, S. K., "Solidification Control in Continuous Casting of Steel", *Sadhana-Academy Proceedings in Engineering Sciences*, 26, 179-198, (2001).
40. Kim, K. H., Yeo, T. J., Oh, K. H. y Lee, D. N., "Effect of Carbon and Sulfur in Continuously Cast Strand on Longitudinal Surface Cracks", *Isij International*, 36, 284-289, (1996).
41. Crowther, D. N. y Mintz, B., "Influence of Carbon on Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 2, 671-676, (1986).
42. Medina, S. F. y Hernandez, C. A., "The Influence of Chemical Composition on Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels", *Acta Materialia*, 44, 149-154, (1996).
43. Cabrera, J. M., Escobar, F. y Prado, J. M., "Influence of Carbon Content on High Temperature Response of Plain Carbon Steels", *Ironmaking & Steelmaking*, 32, 309-313, (2005).

44. Maehara, Y., Yasumoto, K., Sugitani, Y. y Gunji, K., "Effect of Carbon on Hot Ductility of As-Cast Low-Alloy Steels", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 25, 1045-1052, (1985).
45. Maehara, Y., Yasumoto, K. y Ohmori, Y., "Surface Cracking Mechanisms of Low-Carbon Low-Alloy Steel Slabs", *High Temperature Technology*, 4, 13-23, (1986).
46. Wolf, M. y Kurz, W., "The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold", *Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy*, 12, 85-93, (1981).
47. Turkdogan, E. T., "Causes and effects of nitride and carbonitride precipitation in HSLA steels in relation to continuous casting", *AIME Steelmaking Conference Proceedings*, 399-416, (1987).
48. Cepeda, L. E., Rodríguez-Ibabe, J. M., Urcola, J. J. y Fuentes, M., "Influence of Dynamic Recrystallization on Hot Ductility of Aluminum Killed Mild-Steel", *Materials Science and Technology*, 5, 1191-1199, (1989).
49. Mintz, B., "Influence of Nitrogen on Hot Ductility of Steels and Its Relationship to Problem of Transverse Cracking", *Ironmaking & Steelmaking*, 27, 343-347, (2000).
50. Cardoso, G. I. S. L., Mintz, B. y Yue, S., "Hot Ductility of Aluminum and Titanium Containing Steels With and Without Cyclic Temperature Oscillations", *Ironmaking & Steelmaking*, 22, 365-377, (1995).
51. Turkdogan, E. T. y Grange, R. A., "Microsegregation in Steel", *Journal of the Iron and Steel Institute*, 208, 482-494, (1970).
52. Crowther, D. N., Mohamed, Z. y Mintz, B., "The Relative Influence of Dynamic and Static Precipitation on the Hot Ductility of Microalloyed Steels", *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 18, 1929-1939, (1987).
53. Abushosha, R., Ayyad, S. y Mintz, B., "Influence of Cooling Rate on Hot Ductility of C-Mn-Al and C-Mn-Nb-Al Steels", *Materials Science and Technology*, 14, 346-351, (1998).
54. Abushosha, R., Vipond, R. y Mintz, B., "Influence of Sulfur and Niobium on Hot Ductility of As Cast Steels", *Materials Science and Technology*, 7, 1101-1107, (1991).
55. Mintz, B. y Arrowsmith, J. M., "Hot Ductility Behaviour of C-Mn-Nb-Al Steels and Its Relationship to Crack Propagation During the Straightening of Continuously Cast Strand", *Metals Technology*, 6, 24-32, (1979).
56. Sricharoenchai, P., Nagasaki, C. y Kihara, J., "Hot Ductility of High-Purity Steels Containing Niobium", *Isij International*, 32, 1102-1109, (1992).
57. Akben, M. G., Weiss, I. y Jonas, J. J., "Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a V-microalloyed Steel and 2 Nb Steels Containing High Levels of Mn", *Acta Metallurgica*, 29, 111-121, (1981).

58. Mohamed, Z., "Hot Ductility Behavior of Vanadium Containing Steels", *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 326, 255-260, (2002).
59. Abushosha, R., Comineli, O. y Mintz, B., "Influence of Ti on Hot Ductility of C-Mn-Al Steels", *Materials Science and Technology*, 15, 278-286, (1999).
60. Luo, H. W., Karjalainen, L. P., Porter, D. A., Liimatainen, H. M. y Zhang, Y., "The Influence of Ti on the Hot Ductility of Nb-bearing Steels in Simulated Continuous Casting Process", *Isij International*, 42, 273-282, (2002).
61. Zhang Hongtao, Lu Zhen y Wu Baorong, "Study of Hot Ductility of Microalloyed Steels Under Continuous Casting Conditions", *Thermec'97*, 571-578, (1997).
62. Hannerz, N. E., "Critical Hot Plasticity and Transverse Cracking in Continuous Slab Casting With Particular Reference to Composition", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 25, 149-158, (1985).
63. Turkdogan, E. T., Ignatowicz, S., Pearson, J. y F.R.I.C., "The Solubility of Sulphur in Iron and Iron-Manganeses Alloys", *Journal of the Iron and Steel Institute*, 180, 349-354, (1955).
64. Osinkolu, G. A. y Kobylanski, A., "Hot Tensile Deformation of Ultra High Purity Iron Base Alloys Containing Al, N, S on Cooling to Test Temperatures", *Scripta Materialia*, 36, 1139-1143, (1997).
65. Nagasaki, C., Aizawa, A. y Kihara, J., "Influence of Manganese and Sulfur on Hot Ductility of Carbon-Steels at High-Strain Rate", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 27, 506-512, (1987).
66. Kobayashi, H., "Hot-Ductility Recovery by Manganese Sulfide Precipitation in Low Manganese Mild-Steel", *Isij International*, 31, 268-277, (1991).
67. Osinkolu, G. A., Tacikowski, M. y Kobylanski, A., "Combined Effect of AlN and Sulfur on Hot Ductility of High-Purity Iron-Base Alloys", *Materials Science and Technology*, 1, 520-525, (1985).
68. Cowley, A. y Mintz, B., "Relative Importance of Transformation Temperatures and Sulphur Content on Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 20, 1431-1439, (2004).
69. Mintz, B., Abushosha, R., Comineli, O. y Loyola de Oliveira, M. A., "The Influence of Sulphides on the Hot Ductility of Steels", *Thermec'97*, 867-873, (1997).
70. Abushosha, R., Ayyad, S. y Mintz, B., "Influence of Cooling Rate and MnS Inclusions on Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 14, 227-235, (1998).
71. Coleman, T. H. y Wilcox, J. R., "Transverse Cracking in Continuously Cast HSLA Slabs - Influence of Composition", *Materials Science and Technology*, 80-83, (1985).

72. Melford, D. A., "Influence of Residual and Trace-Elements on Hot Shortness and High-Temperature Embrittlement", *Philosophical Transactions of the Royal Society of London Series A-Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 295, 89-103, (1980).
73. Cooper, R. B. y Burns, T. H., "How Copper and Sulfur Influence Hot Cracking of Carbon-Steel", *Metals Engineering Quarterly*, 14, 41-44, (1974).
74. Nagasaki, C. y Kihara, J., "Effect of Copper and Tin on Hot Ductility of Ultra-Low and 0.2% Carbon Steels", *Isij International*, 37, 523-530, (1997).
75. Matsuoka, H., Osawa, K., Ono, M. y Ohmura, M., "Influence of Cu and Sn on Hot Ductility of Steels With Various C Content", *Isij International*, 37, 255-262, (1997).
76. Mintz, B., Abushosha, R. y Crowther, D. N., "Influence of Small Additions of Copper and Nickel on Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 11, 474-481, (1995).
77. Comineli, O., Lou, H., Liimatainen, H. M. y Karjalainen, L. P., "Influence of Cu Alloying Hot Ductility of C-Mn-Al and Ti-Nb Microalloyed Steels", *IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales*, 1-6, (2003).
78. Song, S. H., Yuan, Z. X., Jia, J., Guo, A. M. y Shen, D. D., "The Role of Tin in the Hot-Ductility Deterioration of a Low-Carbon Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 34A, 1611-1616, (2003).
79. Noguez-Amaya, M. A., Robert-Núñez, T., Salas-Baunet, G., Ramírez-Vieyra, J. G., "Un Efecto de los Elementos Residuales en los Aceros 1018 Comerciales", *XXV Simposio Nacional de Siderurgia, México*, (2005).
80. Nachtrab, W. T. y Chou, Y. T., "High-Temperature Ductility Loss in Carbon-Manganese and Niobium-Treated Steels", *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 17, 1995-2006, (1986).
81. Es-Sadiqi, E., Emadi, D. y Dremailova, O., "Effect of Residual Elements on the Hot Ductility of Carbon Steels During Continuous Casting", *Comunicación privada*, (2004).
82. Mintz, B., Cowley, A. y Abushosha, R., "Importance of Columnar Grains in Dictating Hot Ductility of Steels", *Materials Science and Technology*, 16, 1-5, (2000).
83. España, O. Y., "Estudio de la Ductilidad en Caliente de un Acero Medio Carbono Desoxidado con Aluminio y Relación con el Perfil de Temperaturas Presentes durante la Colada Continua", *Tesis de maestría, Instituto Politécnico Nacional, México*, (2002).
84. El Wazri, A. M., Hassani, F., Yue, S., Es-Sadiqi, E., Collins, L. E. y Iqbal, K., "The Effect of Thermal History on the Hot Ductility of Microalloyed Steels", *Isij International*, 39, 253-262, (1999).
85. El Wazri, A. M., Hassani, F., Yue, S., Es-Sadiqi, E., Collins, L. E. y Iqbal, K., "Effects of Reheat Conditions on the Hot Ductility of Nb-Ti and Ti-B Microalloyed Steels", *Canadian Metallurgical Quarterly*, 39, 55-63, (2000).

86. Suzuki, K., Miyagawa, S., Saito, Y. y Shiotani, K., "Effect of Microalloyed Nitride Forming Elements on Precipitation of Carbonitride and High-Temperature Ductility of Continuously Cast Low Carbon Nb Containing Steel Slab", *Isij International*, 35, 34-41, (1995).
87. Hubert, R. A. y Standaert, C., "High Temperature Hot-Shortness in Low C Steels Revisited by Modelling the Precipitation Kinetics of MnS", *Thermec'97*, 459-465, (1997).
88. Seah, M. P., "Grain-Boundary Segregation", *Journal of Physics F-Metal Physics*, 10, 1043-1064, (1980).
89. "Espectroscopía de Electrones Auger", http://omega.ilce.edu.mx:3000/sites/ciencia/volumen3/ciencia3/111/htm/sec_16.htm.
90. Clyne, T. W. y Kurz, W., "Solute Redistribution During Solidification With Rapid Solid-State Diffusion", *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 12, 965-971, (1981).
91. Porter, D. A. y Easterling, K. E., "Phase Transformations in Metals and Alloys", (1993).
92. Brody, H. D. y Flemings, M. C., "Solute Redistribution in Dendritic Solidification", *Transactions of the Metallurgical Society of Aime*, 236, 615-623, (1966).
93. Grabke, H. J., "Grain Boundary Segregation of Impurities in Iron and Steels and Effects on Steels Properties", *Impurities in Engineering Materials*, Marcel Dekker, Inc., 143-192, (2006).
94. Xu, T. D., "Non-Equilibrium Grain-Boundary Segregation Kinetics", *Journal of Materials Science*, 22, 337-345, (1987).
95. Xu, T. D. y Song, S. H., "A Kinetic-Model of Non-Equilibrium Grain-Boundary Segregation", *Acta Metallurgica*, 37, 2499-2506, (1989).
96. Xu, T. D., "Kinetic Equations for Non-equilibrium Grain Boundary Segregation Induced by Applied Tensile Stress", *Materials Science and Technology*, 19, 388-342, (2003).
97. Nagasaki, C. y Kihara, J., "Evaluation of Intergranular Embrittlement of a Low Carbon Steel in Austenite Temperature Range", *Isij International*, 39, 75-83, (1999).
98. Nachtrab, W. T. y Chou, Y. T., "Grain-Boundary Segregation of Copper, Tin and Antimony in C-Mn Steels at 900-Degrees-C", *Journal of Materials Science*, 19, 2136-2144, (1984).
99. Yuan, Z. X., Jia, J., Guo, A. M., Shen, D. D. y Song, S. H., "Cooling-Induced Tin Segregation to Grain Boundaries in a Low-Carbon Steel", *Scripta Materialia*, 48, 203-206, (2003).

100. Hernandez-Morales, B. y Mitchell, A., "Review of Mathematical Models of Fluid Flow, Heat Transfer, and Mass Transfer in Electroslag Remelting Process", *Ironmaking & Steelmaking*, 26, 423-438, (1999).
101. Medina, S. F., Lopez, F. y Coedo, A. G., "Manufacture by Electroslag Remelting of Microalloyed Steels With Two Precipitating Metal Elements", *Ironmaking & Steelmaking*, 24, 329-336, (1997).
102. Medina, S. F. y Cores, A., "Thermodynamic Aspects in the Manufacturing of Microalloyed Steels by the Electroslag Remelting Process", *Isij International*, 33, 1244-1251, (1993).
103. Andrews, K. W., "Empirical Formulae for Calculation of Some Transformation Temperatures", *Journal of the Iron and Steel Institute*, 203, 721-727, (1965).
104. Yokota, T., Mateo, C. G. y Bhadeshia, H. K. D. H., "Formation of Nanostructured Steels by Phase Transformation", *Scripta Materialia*, 51, 767-770, (2004).
105. ASM, "Metals Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys", (2005).
106. ASTM, "Standard Test Methods for Elevated Tension Tests of Metallic Materials", (1998).
107. ASTM, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", (1998).
108. LeGall, R., Dazelle, G., Danylova, O. y Witzke, S., "Effect of Sulfur and Phosphorus on Ductility of As-Cast Iron-Nickel-Chromium Alloys, Direct Observations on in-Situ Fractured Surface by AES and TEM", *Materials Science Forum*, 426-432, 1041-1046, (2003).
109. Mintz, B., Abushosha, R., Comineli, O. y Ayyad, S., "The Hot Tensile Test As a Means of Assessing the Susceptibility of Steel to Cracking During Continuous Casting", *Physical simulation of casting, hot rolling and welding Conference Proceedings, Tsukuba, Japón*, 449-459, (1997).
110. Moon, S. C. y Dippenaar, R., "The Effect of Austenite Grain Size on Hot Ductility of Steels", *MS&T 2004 Conference Proceedings, Nueva Orleans, EEUU*, 675-684, (2004).
111. Crowther, D. N. y Mintz, B., "Influence of Grain-Size on Hot Ductility of Plain C-Mn Steels", *Materials Science and Technology*, 2, 951-955, (1986).
112. Crowther, D. N. y Mintz, B., "Influence of Grain-Size and Precipitation on Hot Ductility of Microalloyed Steels", *Materials Science and Technology*, 2, 1099-1105, (1986).
113. Wilber, G. A., Batra, R., Savage, W. F. y Childs, W. J., "Effects of Thermal History and Composition on Hot Ductility of Low-Carbon Steels", *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 6, 1727-1735, (1975).
114. Yasumoto, K., Maehara, Y., Ura, S. y Ohmori, Y., "Effects of Sulfur on Hot Ductility of Low-Carbon Steel Austenite", *Materials Science and Technology*, 1, 111-116, (1985).

115. McMahon, C. J. Jr., "Brittle Fracture of Grain Boundaries", *Interface Science*, 12, 141-146, (2004).
116. Sellars, C. M. y Thomas, B. G., "Hot Workability", *International Materials Reviews*, 17, 1-24, (1972).
117. Brimacombe, J. K., "The Challenge of Quality in Continuous Casting Processes", *Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 30, 553-566, (1999).
118. Leslie, W. C., "Carbon Steels", *The physical Metallurgy of Steels*, 142-188, (1991).
119. Zarandi, F., "The Effect of High Temperature Deformation on the Hot Ductility of Nb-Microalloyed Steel", *Tesis doctoral, Department of Mining, Metals and Materials Engineering, McGill University, Canadá*, (2004).
120. Hassani, F., Maccagno, T. M., Jonas, J. J. y Yue, S., "Behaviour of Steels Near the Incipient Melting Temperature", *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 25, 125-133, (1994).
121. Suzuki, H. G., Nishimura, S. y Yamaguchi, S., "Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 22, 48-56, (1982).
122. Mintz, B. y Abushosha, R., "Effectiveness of Hot Tensile Test in Simulating Straightening in Continuous-Casting", *Materials Science and Technology*, 8, 171-177, (1992).
123. Zhen, L., Hongtao, Z. y Baorong, W., "Effect of niobium on hot ductility of low C-Mn steel under continuous casting simulation conditions", *Steel Research*, 61, 120-123, (1990).
124. Weinberg, F., "Strength and Ductility of Continuously Cast Steels Above 800°C", *Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy*, 10, 513-522, (1979).
125. Zarandi, F. y Yue, S., "Improvement of Hot Ductility in the Nb-microalloyed Steel by High Temperature Deformation", *Isij International*, 45, 686-693, (2005).
126. Rezaeian, A., Zarandi, F., Bai, D. Q. y Yue, S., "Effect of Very High Temperature Deformation on Hot Ductility of a Peritectic Steel Containing Vanadium", *45th MWSP Conference Proceeding, Chicago, EEUU*, 33-42, (2003).
127. Zarandi, F. y Yue, S., "Mechanism for Loss of Hot Ductility Due to Deformation During Solidification in Continuous Casting of Steel", *Isij International*, 44, 1705-1713, (2004).
128. Yoshida, N., Umezawa, O. y Nagai, K., "Influence of Phosphorus on Solidification Structure in Continuously Cast 0.1 Mass% Carbon Steel", *Isij International*, 43, 348-357, (2003).
129. Wray, P. J., "Effect of Composition and Initial Grain-Size on the Dynamic Recrystallization of Austenite in Plain Carbon-Steels", *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 15, 2009-2019, (1984).

130. Mintz, B., Lewis, J. y Jonas, J. J., "Importance of Deformation Induced Ferrite and Factors Which Control Its Formation", *Materials Science and Technology*, 13, 379-388, (1997).
131. Crowther, D. N. y Mintz, B., "Influence of Grain-Size on Hot Ductility of Plain C-Mn Steels", *Materials Science and Technology*, 2, 951-955, (1986).
132. Hodgson, M. A. y Ferguson, W. G., "Hot Ductility Behaviour of Carbon Steels Through the Two-Phase (Ferrite+Austenite) Region", *Thermec'97*, (1997).
133. Kim, K., Oh, K. H. y Lee, D. N., "Mechanical Behavior of Carbon Steels during Continuous Casting", *Scripta Materialia*, 34, 301-307, (1996).
134. Suzuki, H. G., Nishimura, S. y Nakamura, Y. "Improvement of Hot Ductility of Continuously Cast Carbon-Steels", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 24, 54-59, (1984).
135. Jonsta, Z., Hernas, A. y Mazanec, K., "Contribution to Mechanical Metallurgy Behaviour of Steel during Continuous Casting", *Journal of Materials Processing Technology*, 78, 90-94, (1998).
136. Cabrera-Marrero, J. M., Carreno-Galindo, V., Morales, R. D. y Chavez-Alcala, F., "Macro-Micro Modeling of the Dendritic Microstructure of Steel Billets Processed by Continuous Casting", *Isij International*, 38, 812-821, (1998).
137. Han, Z. Q., Cai, K. K. y Liu, B. C., "Prediction and Analysis on Formation of Internal Cracks in Continuously Cast Slabs by Mathematical Models", *Isij International*, 41, 1473-1480, (2001).
138. Cornelissen, M. C. M., "Mathematical-Model for Solidification of Multicomponent Alloys", *Ironmaking & Steelmaking*, 13, 204-212, (1986).
139. Clyne, T. W., Wolf, M. y Kurz, W., "The Effect of Melt Composition on Solidification Cracking of Steel, with Particular Reference to Continuous Casting", *Metallurgical Transactions B*, 13B, 259-266, (1982).
140. O'Neill, D. S., "An Investigation of Surface Hot Shortness in Low Carbon Steel", , *Tesis doctoral, University of New South Wales, Australia*, (2002).
141. Mintz, B., Cowley, A., Talian, C., Crowther, D. N. y Abushosha, R., "Influence of P on hot ductility of high C, Al and Nb Containing Steels", *Materials Science and Technology*, 19, 184-788, (2003).
142. Rezaeian, A., Zarandi, F., Bai, D. Q. y Yue, S., "Application of Deformation to Improve Hot Ductility in the Peritectic Steel", *Materials Science Forum*, 500-501, 203-210, (2005).
143. Benmostefa, L., Saindrenan, G., Solignac, M. P. y Colin, J. P., "Effect of Interfacial Sulfur Segregation on the Hot Ductility Drop of Fe-Ni36 Alloys", *Acta Metallurgica et Materialia*, 39, 3111-3118, (1991).
144. Seah, M. P., "Mechanisms of Adverse-Effects", *Ironmaking & Steelmaking*, 12, 288-289, (1985).

