

*Master interuniversitario en integridad estructural y durabilidad
de materiales, componentes y estructuras*

TRABAJO FIN DE MASTER

Título de trabajo: Análisis del proceso de fabricación del acero inoxidable ferrítico AISI 430 con objeto de optimizar su microestructura final.

Alumno: Jesús Figueroa Poleo

Entidades colaboradoras:

*Tutor industrial: José Manuel Artimez Encima, Fundación Idonial,
departamento de Aceros y aleaciones metálicas*

Acerinox Europa

Julia Contreras Fortes

Tutor académico: Francisco Javier Belzunce Varela

Departamento Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

Universidad de Oviedo

Julio 2021

Contenido

1. INTRODUCCIÓN	8
1.1 . GENERALIDADES	8
1.2 . OBJETIVOS	9
1.2.1. Objetivo General	9
1.2.2. Objetivos Específicos	9
2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO	10
2.1. ACERO INOXIDABLE FERRÍTICO	10
2.1.1. Aceros inoxidables ferríticos con 17% de cromo	10
2.2. COLADA CONTINUA	11
2.2.1. Conformado en caliente	11
2.2.2. Laminadores Steckel	12
2.3. DEFORMACIÓN EN CALIENTE DE LOS ACEROS INOXIDABLES	13
2.4. DILATOMETRÍA	16
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	17
3.1. METODOLOGÍA NUMÉRICA	17
3.1.1. Thermo-Calc	17
3.1.2. JMatPro	17
3.2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	17
3.2.1. Ensayos dilatométricos y de deformación	17
3.2.2. Análisis metalográficos	19
3.2.2.1. Microscopía óptica (MO)	19
3.2.2.2. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	19
3.2.2.3. Ensayos de dureza	20
4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	21
4.1. SIMULACIÓN CON THERMO-CALC Y JMATPRO	21
4.1.1. Material B-490	21
4.1.2. Acero A-500	23
4.2. RESULTADO DE LOS ENSAYOS DILATOMÉTRICOS, DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE Y METALOGRAFICOS	25
4.2.1. Aceros de partida (condición 1)	27
4.2.2. Condición 2	29
4.2.3. Condición 3	32
4.2.4. Condición 4	36
4.2.5. Condición 5	38

4.2.6. Condición 6	40
4.2.7. Condición 7	44
4.2.8. Condición 8	44
4.2.9. Condición 9	45
4.3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE RECOCIDO INTERMEDIO.....	47
4.3.1. Recocido intermedio a 800 °C.....	48
4.3.2. Recocido intermedio a 700 °C.....	49
4.3.3. Recocido intermedio a 600 °C.....	50
4.3.4. Recocido intermedio a 500 °C.....	51
5. CONCLUSIONES.....	52
6. PRESUPUESTO.....	53
6.1. GASTO DE PERSONAL.....	53
6.2. ENSAYOS EJECUTADOS	53
7. BIBLIOGRAFÍA.....	54

Índice de Figura

Figura 2.1 Principales aceros inoxidables ferríticos derivados del X6Cr17/1.4016.....	10
Figura 2. 2. Principio de las máquinas de colada continua: a) curva y b) vertical.	11
Figura 2. 3. Laminador Steckel.	12
Figura 2. 4. Influencia de la laminación en caliente sobre el tamaño de grano.....	13
Figura 2. 5. Representación de diferentes curvas de fluencia: restauración dinámica y recristalización dinámica (pico simple y pico múltiple).	14
Figura 2. 6. Diagrama de fase de Fe-C con un 17% Cr. [7]	15
Figura 2. 7. Diagrama TTT, del acero inoxidable ferrítico 430. [8].....	15
Figura 3. 1. Modulo de la cámara del equipo “Dilatometer Type 805 A/D”, donde se ejecutaron los ensayos correspondientes.	18
Figura 3. 2. Módulo de compresión para ensayos de deformación.	18
Figura 3. 3 Microscopio Óptico Leica DMI 5000 M.	19
Figura 3.4 Microscopio Electrónico de Barrido.	19
Figura 3.5 Ensayo de dureza Vickers [12].	20
Figura 4. 1. Evolución de fases en equilibrio en el acero B-490 a partir de Thermo-Calc.....	22
Figura 4. 2. Evolución de las fases α y γ a partir de JmatPro del acero B-490.	22
Figura 4. 3. Evolución de fases en el acero A-500 con la temperatura y el contenido en carbono según Thermo-Calc.....	23
Figura 4. 4. Evolución de fases desde la temperatura de solidificación hasta TA en la simulación con JmatPro con el acero A-500.....	24
Figura 4. 5. Representación de las calidades B-490 (color rojo) y A-500 (color negro) en el diagrama de Schaeffler.....	25
Figura 4. 6. Micrografía del material de estudio de partida B-490, justo después de la colada continua.	27
Figura 4. 7. Micrografía del material de estudio de partida A-500, justo después de la colada continua.	28
Figura 4. 8. Valores de dureza Vickers en ambos aceros B-490 y A-500, en las diferentes condiciones de ensayo.	28
Figura 4. 9. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico durante el calentamiento, mantenimiento y enfriamiento en el ensayo 2 del acero B-490.	29
Figura 4. 10. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud frente a la temperatura durante el calentamiento en el ensayo 2 del acero B-490.....	30
Figura 4. 11. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico durante el calentamiento, mantenimiento y enfriamiento en el ensayo 2 del acero A-500.	30
Figura 4. 12. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud frente a la temperatura durante el calentamiento en el ensayo 2 del acero A-500.	31
Figura 4. 13. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 2. 50x	31
Figura 4. 14. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B), tras el ensayo 2 del acero A-500.	32

Figura 4. 15. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico 3 del acero B-490.	33
Figura 4. 16. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud durante el calentamiento en el ensayo dilatométrico 3 acero del B-490.	33
Figura 4. 17. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico 3 del acero A-500.	34
Figura 4. 18. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud durante el calentamiento en el ensayo dilatométrico 3 del acero A-500.	34
Figura 4. 19. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 3. 50x.	35
Figura 4. 20. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 4. 50x.	37
Figura 4. 21. Imágenes de microscopia electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B), tras el ensayo 4 del acero B-490.	37
Figura 4. 22. Imágenes de microscopia electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición 4 del acero A-500.	37
Figura 4. 23. Imagen de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en la condición 4 del acero A-500.	38
Figura 4. 24. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 5. 100x.	39
Figura 4. 25. Representación de la temperatura y del cambio de longitud vs. tiempo. Ensayo 6, del acero B-490.	40
Figura 4. 26. Representación de la tensión vs. Deformación en los 4 ciclos de deformación. Ensayo 6 del acero B-490.	41
Figura 4. 27. Representación de la temperatura y del cambio de longitud vs. tiempo. Ensayo 6, del acero A-500.	41
Figura 4. 28. Representación de la tensión vs. Deformación en los 4 ciclos de deformación. Ensayo 6 del acero A-500.	42
Figura 4. 29. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 6. 100x.	42
Figura 4. 30. Microscopia Electrónica de Barrido a 2000X (A) y 5000X (B), en el estado 6 del Acero B-490.	43
Figura 4. 31. Imágenes de microscopia electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición 6 del acero A-500.	43
Figura 4. 32. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 7. 100x.	44
Figura 4. 33. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 8. 100x.	45
Figura 4. 34. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en el estado 9. 100x... 46	46
Figura 4. 35. Curvas TTT de transformación de la austenita del acero 430 junto a enfriamientos desde 1000°C realizados de modo brusco, a 11.1°C/s y a 5.4°C/s.....	47
Figura 4. 36. Valores de dureza tras los recocidos intermedios.	48
Figura 4. 37. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 800 °C, 100x.	48
Figura 4. 38. Imágenes de microscopia electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición de recocido con mantenimiento a 800 °C del acero B-490.	49

Figura 4. 39. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición de recocido con mantenimiento a 800 °C del acero A-500.....	49
Figura 4. 40. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 700 °C, 100x.	50
Figura 4. 41. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 600 °C, 100x.	50
Figura 4. 42. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 500 °C, 100x.	51

Índice de Tablas

Tabla 2. 1 Clasificación de aceros inoxidable ferríticos	10
Tabla 2. 2 Temperatura de laminación forjado de los principales tipos de acero inoxidable.....	12
Tabla 4. 1. Cromo y Níquel equivalentes de las dos composiciones del acero 430.	21
Tabla 4. 2. Condiciones experimentales de los ensayos ejecutados con los aceros B-490 y A-500.	26
Tabla 4. 3. Microdurezas Vickers de los aceros B-490 y A-500 bajo cargas de 300g.	27
Tabla 4. 4. Ciclo de deformación aplicado a las condiciones 6, 7, 8 y 9 de los acero B-490 y A-500.	39
Tabla 6. 1. Presupuesto de los ensayos realizados.	53

1. INTRODUCCIÓN

1.1. GENERALIDADES

El acero inoxidable ferrítico AISI 430, aleado con un 17% de cromo, presenta unas características mecánicas medias, moderado comportamiento frente a operaciones de embutición y una resistencia a la corrosión buena [1]. Es una aleación económica en comparación con el acero inoxidable austenítico debido a la ausencia del níquel dentro de su composición química, en este sentido, lo hace ser un material adecuado y atractivo para sectores como el menaje del hogar, electrodomésticos, automoción, soluciones estéticas, estructurales de arquitectura y para la industria química.

El acero inoxidable ferrítico se considera un buen sustituto del acero inoxidable austenítico en diversas aplicaciones, especialmente cuando se requiere un acero inoxidable sin níquel [2], por lo tanto, obtener las mejores prestaciones mecánicas en los aceros inoxidables sin níquel es una ventaja estratégica de singular importancia en un mercado global tan competitivo como el de los aceros inoxidables [1].

Las características ideales del acero con un 17% de Cr se obtienen con una estructura 100% ferrítica, recristalizada, con granos equiaxiales y con carburos dispersos en toda la matriz, pero esto es posible, controlando la composición química, las condiciones de laminación en caliente, y los diferentes tratamientos térmicos intermedios aplicados en el proceso siderúrgico.

Según ACERINOX EUROPA [1], en la producción estándar del acero ferrítico AISI 430, se pueden generar grietas en el borde o roturas de la banda durante la etapa de laminación en frío e incluso durante la etapa de la laminación en caliente se pueden formar bordes ligeramente agrietados, lo que se traduce en concentradores de esfuerzos que ayudan a la propagación de la grieta cuando el material se endurece por la deformación en frío, generando así, la rotura de la banda. Los estudios realizados en el sector, antes del inicio de este trabajo, al nivel de chequear la estructura y propiedades mecánicas del acero que ha sufrido el incidente, así como del análisis de las condiciones de proceso, no han sido suficientes para aclarar el origen de este problema.

La problemática descrita tiene una mayor incidencia en espesores finos durante la deformación en frío, generando así limitaciones en la fabricación de estos espesores. Para alcanzar espesores del orden de 0.4 mm se requiere aplicar una fuerte reducción, que da lugar a un mayor endurecimiento por deformación del acero, por lo que las exigencias en cuanto a ductilidad en frío son más elevadas. Por lo tanto, una microestructura inadecuada o un borde de mala calidad sometido a esta mayor reducción pueden dar lugar a roturas de la banda, aspecto que se considera crítico en los espesores más finos. Por esta razón, la resolución de esta problemática aumentaría la productividad, eficacia y eficiencia con respecto a los parámetros actuales, y adicionalmente podrían fabricarse espesores que actualmente no es posible obtener [2,3].

De acuerdo a todo lo anteriormente expuesto, el presente trabajo tiene como objetivo estudiar la evolución de las fases presentes mediante ensayos dilatométricos y metalográficos en el curso de procesos que simulan la laminación de las bandas de este acero, con el fin último de evaluar la aparición de martensita en el producto final. Para ello se utilizará los softwares Thermo-Calc y JMatPro con la finalidad de determinar la situación del bucle de la zona bifásica (austenita-ferrita), y en función de los parámetros operacionales diseñar y ejecutar ensayos dilatométricos y metalográficos para estudiar el comportamiento en las diferentes etapas de interés.

1.2. OBJETIVOS

1.2.1. Objetivo General

Estudiar la formación y descomposición de austenita a través del análisis de la evolución dimensional y metalográfica de las muestras, durante las diferentes etapas del proceso de fabricación de chapas de acero inoxidable ferrítico AISI 430 (enfriamiento del *slab* en la colada continua, laminación en caliente, recocidos intermedios y enfriamiento final) con el fin de evaluar la posibilidad de aparición de martensita en el producto final.

1.2.2. Objetivos Específicos

- Determinar las temperaturas críticas del dominio bifásico ferrita-austenita a través de los softwares Thermo-Calc y JMatPro.
- Diseñar y ejecutar ensayos dilatométricos para simular:

Enfriamientos desde el dominio ferrítico que existe a alta temperatura hasta temperatura ambiente, y analizar la influencia de la velocidad de enfriamiento para dos composiciones químicas diferentes.

Calentamiento del *slab* hasta la temperatura de inicio de la laminación en caliente y proceso de laminación en caliente.

Recocidos intermedios, desde el fin de la laminación en caliente, a diferentes temperaturas (entre 800 °C y 500 °C)

- Analizar los dilatogramas resultantes.
- Llevar a cabo el análisis microestructural (utilizando microscopía óptica, MO, y electrónica de barrido, MEB) de las probetas dilatométricas. Analizar la evolución de la dureza en función del estado del tratamiento térmico.

2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO

2.1. ACERO INOXIDABLE FERRÍTICO

En principio, los aceros inoxidable ferríticos se caracterizan porque su estructura permanece ferrítica en todo intervalo de temperatura, es decir, que no sufren transformación $\alpha \leftrightarrow \gamma$. Los tipos industriales más utilizados pueden dividirse, según su contenido de cromo, en tres grupos, como se recoge en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Clasificación de aceros inoxidables ferríticos

Grupo	Contenido de cromo (%)	Contenido de carbono (%)
1	10,5 a 13	$\leq 0,080$
2	16 al 18	$\leq 0,080$
3	> 20	$\leq 0,020$

De acuerdo a lo mostrado en la Tabla 2.1, en el presente trabajo estaremos dentro del grupo 2, es decir, con porcentajes de cromo variables entre el 16 y el 18 porciento [4].

2.1.1. Aceros inoxidables ferríticos con 17% de cromo

Estos aceros incluyen la calidad X6Cr17/1.4016, que contiene un 16,5 % de cromo y 0.05 % de carbono, así como todos los tipos derivados obtenidos por la reducción de sus contenidos intersticiales (carbono más nitrógeno), por la introducción de uno o dos estabilizantes (titanio y/o niobio) y, eventualmente, por la adición de molibdeno. La adición de una cantidad suficiente, en función de los contenidos en carbono y en nitrógeno, de uno o más elementos estabilizantes, permite fijar el nitrógeno y el carbono en forma de nitruros (TiN, que se forman ya en fase líquida) y de carburos (TiC, precipitan en estado sólidos) o de carbonitruros (Nb(C,N), también precipitan en estado sólido). En la Figura 2.1 muestra los diferentes grados de este tipo de acero inoxidable.

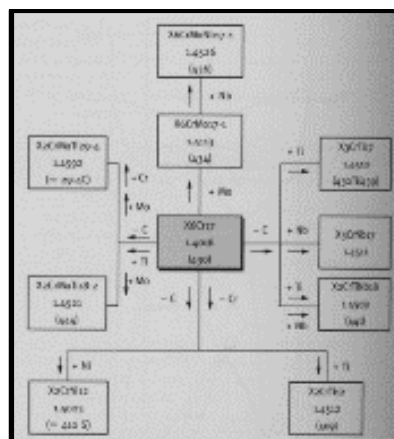


Figura 2.1 Principales aceros inoxidables ferríticos derivados del X6Cr17/1.4016.

2.2. COLADA CONTINUA

El procedimiento de colada continua se impuso después de los años 70, tanto para los productos planos como para los largos. Básicamente es un proceso de solidificación en el que el metal líquido se vierte directamente en un molde sin fondo con la forma de la sección transversal del semiproducto que se desea fabricar; en este sentido, el principio de la colada continua se basa en la obtención rápida y continua de una película capaz de contener el metal líquido hasta su solidificación completa, capaz de resistir la presión ferrostática.

La tecnología más corriente se basa en dos tipos de instalaciones, como se muestra en la Figura 2.2, las instalaciones “verticales” y las “curvas”. Después de la colada continua, dependiendo del tipo de aplicación, se puede aplicar procesos de forja, estampado o laminación [4].

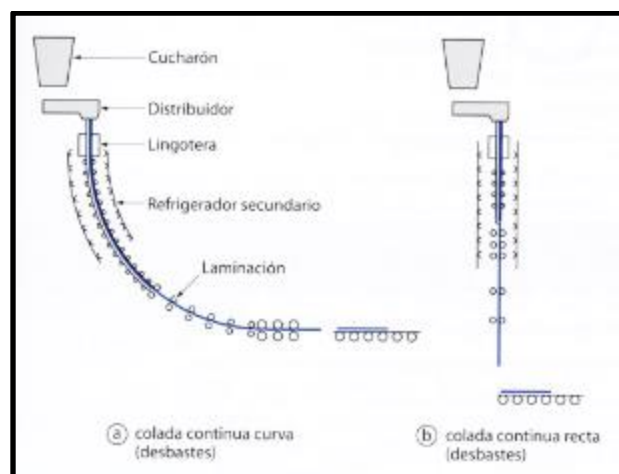


Figura 2. 2. Principio de las máquinas de colada continua: a) curva y b) vertical.

2.2.1. Conformado en caliente

Las operaciones principales de conformado en caliente son la laminación, la forja y la estampación. De todas estas operaciones, la más importante es la laminación ya que afecta a la mayor cantidad de producción.

En comparación con los aceros al carbono, en el conformado en caliente de los aceros inoxidables, hay que tener en cuenta los siguientes puntos específicos:

- Debido a su menor conductividad térmica, para obtener la homogeneidad térmica del producto, habrá que utilizar unos tiempos de calentamiento sensiblemente mayores.
- Como sus características mecánicas en caliente son más elevadas, los esfuerzos mecánicos necesarios para su conformado lo serán igualmente.
- La imposibilidad de afino del grano por tratamiento térmico en los tipos ferríticos y austeníticos, impone un estricto control de la temperatura, para evitar el crecimiento de grano.

En la Tabla 2.2 se muestran los intervalos de temperatura recomendados para la laminación y forja de los principales aceros inoxidables.

Tabla 2. 2 Temperatura de laminación forjado de los principales tipos de acero inoxidable

Designación europea		Temperatura de laminación y forjado °C	
Nombre	Número	Inicio	Fin
X6Cr13	1.4000	1100-1200	875
X30Cr13	1.4028	1150-1250	875
X6Cr17	1.4016	1050-1120	730-780
X5CrNi18-10	1.4301	1100-1200	900
X6CrNi18-10	1.4541	1100-1200	900

2.2.2. Laminadores Steckel

Los laminadores Steckel, que se utilizaban muy poco hasta hace una quincena de años, son unos equipos que se han adaptado muy bien a la laminación en caliente de los productos planos de acero inoxidable, por los siguientes motivos:

- Su coste de inversión es muy inferior al de un tren de bandas convencional y su capacidad es parecida a la de las unidades similares productoras de acero inoxidable
- Su aptitud para laminar los diversos tipos de acero inoxidable, así como el control del espesor son sus otros dos puntos fuertes.

Después del recalentamiento en un horno, el debaste pasa por una caja debastadora (cuarto reversible), para entrar a continuación en el laminador Steckel propiamente dicho (Figura 2.3), que es de hecho un tren cuarto reversible equipado en una y otra parte con bobinadoras situadas dentro de sendos hornos, que permiten mantener la banda a la temperatura de laminación.

La laminación se realiza por idas y vueltas sucesivas hasta lograr el espesor final que, según los tipos, puede ser inferior a 1,5 mm. La capacidad de un laminador Steckel es el orden de 600.000 toneladas/año [4].

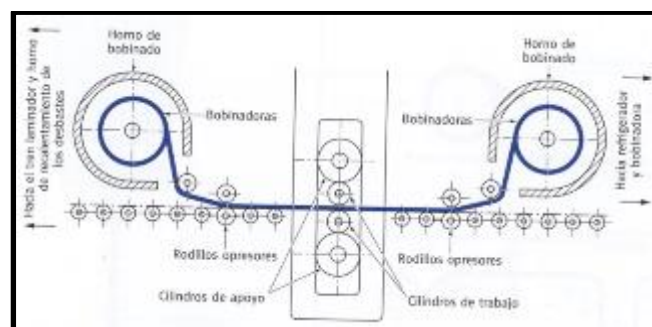


Figura 2. 3. Laminador Steckel.

2.3. DEFORMACIÓN EN CALIENTE DE LOS ACEROS INOXIDABLES

Para la obtención de piezas con formas y dimensiones predeterminadas se aplica el conformado plástico, que se consigue mediante una variedad de técnicas que, utilizando instalaciones y ciclos de fabricación apropiados, permiten diversas modalidades de deformación del material en función de la forma final deseada. A este respecto, la deformación plástica en caliente, se realiza llevando el material a elevadas temperaturas, afín de obtener deformaciones importantes aplicando esfuerzos relativamente limitados. Además los procesos de conformado en caliente permiten la modificación de la estructura metalográfica y el tamaño de grano. La Figura 2.4 muestra esquemáticamente el caso de la laminación en caliente, en la que se pone en evidencia las modificaciones del tamaño de grano que sufre el producto en este proceso [5].

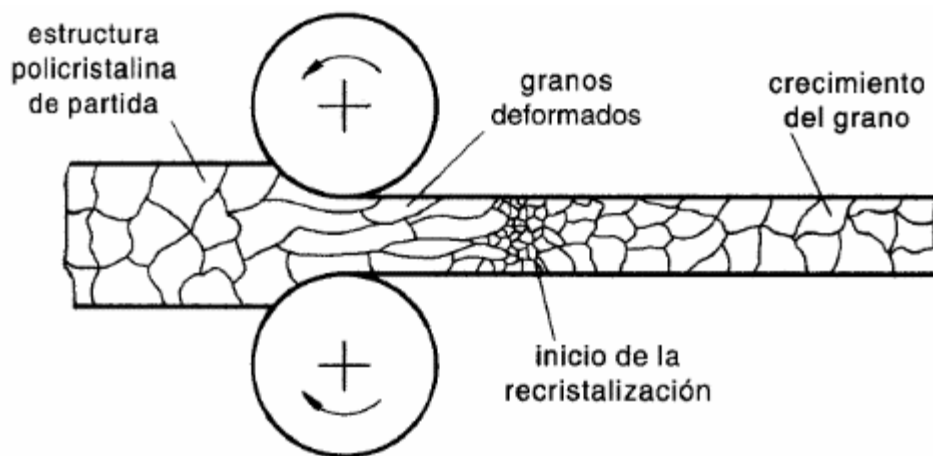


Figura 2. 4. Influencia de la laminación en caliente sobre el tamaño de grano.

Los ensayos de compresión uniaxial en caliente, son ensayos mecánicos de laboratorio cuyo objetivo es simular procesos industriales como la forja, laminación, extrusión, etc. Permiten obtener las curvas de fluencia que son la representación gráfica de la tensión verdadera en función de la deformación verdadera y que reflejan el comportamiento del material durante su conformado en caliente. Como se muestra en la Figura 2.5, éstas curvas se dividen en tres etapas: etapa de endurecimiento y restauración dinámica, etapa de transición donde se observa una caída de la tensión debida a la recristalización dinámica y etapa de saturación o estado estable. La caída de tensión observada durante la etapa de transición puede ser de forma continua, y en este caso se habla de una recristalización dinámica de pico simple, o en forma de oscilaciones, llamada recristalización dinámica múltiple. Ambos dependen de las condiciones de deformación y de las propiedades intrínsecas del material. En algunos materiales no se observa la caída de tensión y la curva tiene solo dos etapas, sin presentar transición. Se dice entonces que el material solo presenta restauración dinámica. Esto es debido entre otras causas, a la energía de falta de apilamiento (E.F.A), que influye en la movilidad de las dislocaciones presentes en la red cristalina del metal [5].

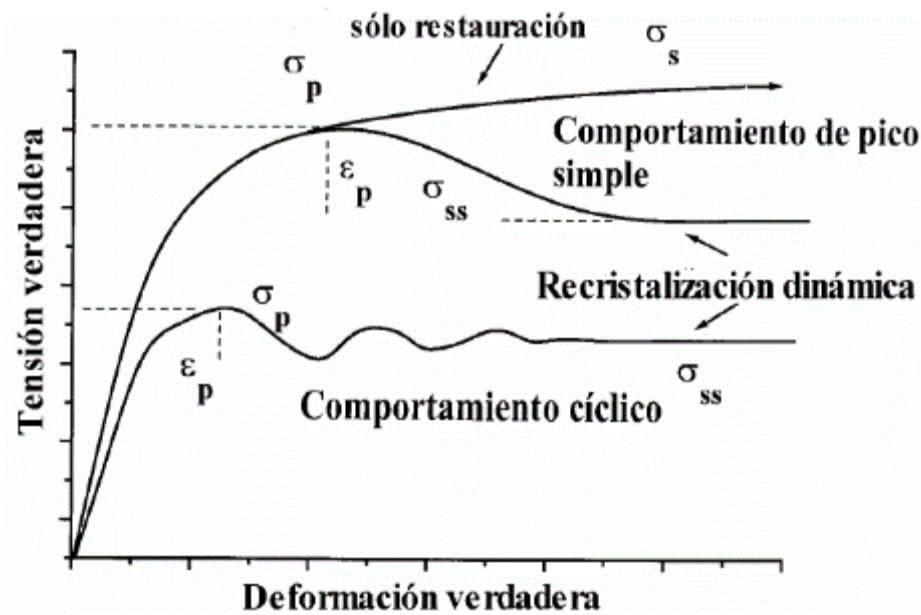


Figura 2. 5. Representación de diferentes curvas de fluencia: restauración dinámica y recristalización dinámica (pico simple y pico múltiple).

La recristalización durante el trabajo en caliente del acero inoxidable ferrítico es importante para el control del crecimiento de grano, y como método para debilitar la fuerte textura generada. Esto podría resultar en propiedades favorables del producto para posteriores operaciones de conformado de chapa y una mayor conformabilidad se traduce en un producto más competitivo. En teoría, los aceros inoxidables ferríticos son estructuralmente simples. Consisten esencialmente en una fase ferrítica (red cristalina cúbica centrada en el cuerpo, bcc) hasta el punto de fusión y, como estos aceros tienen muy poco carbono disuelto, la mayoría estará presente en forma de carburos de cromo finamente dispersos. Un rasgo característico es sin embargo la presencia de la fase gamma o austenita (con red cristalina cúbica centrada en las caras, fcc), que aparece a temperaturas intermedias dependiendo de la adición del cromo y de otros elementos, por ejemplo en la Figura 2.6, se observa que para 0.05 %C, el rango de temperatura de la austenita se encuentra entre 980 y 1100 °C. En el caso del acero AISI 430, las adiciones de elementos estabilizantes de la austenita, como el carbono y nitrógeno, amplían el bucle $\alpha+\gamma$. Para esta química con %Cr= 16.56; %C= 0.046 y %N= 0.036 en otros, la extensión de la fase gamma fue aproximadamente 30%, con una temperatura de transformación de ferrita a austenita en la región de 1250 °C. Por otro lado, la fase austenita es inestable a baja temperatura y se transformará en ferrita o en martensita dependiendo de la velocidad de enfriamiento, [6], tal y como se puede apreciar en las curvas TTT de transformación de la austenita que se presentan en la Figura 2.7 (desde una microestructura formada por un 60% de ferrita y un 40% de austenita).

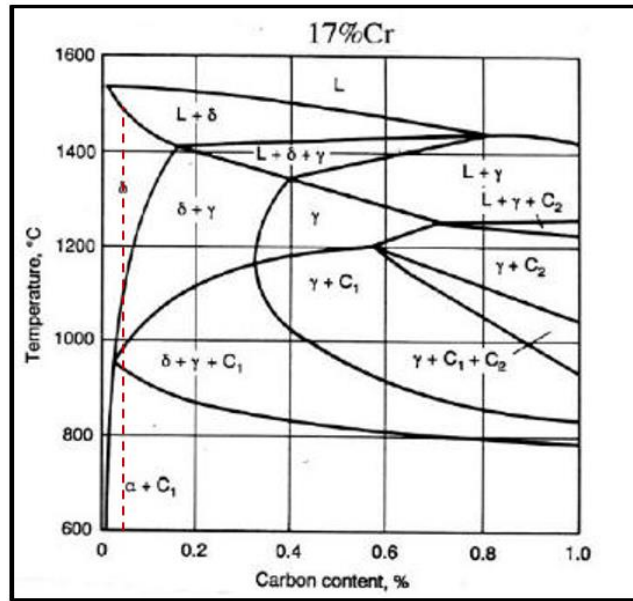


Figura 2. 6. Diagrama de fase de Fe-C con un 17% Cr. [7]

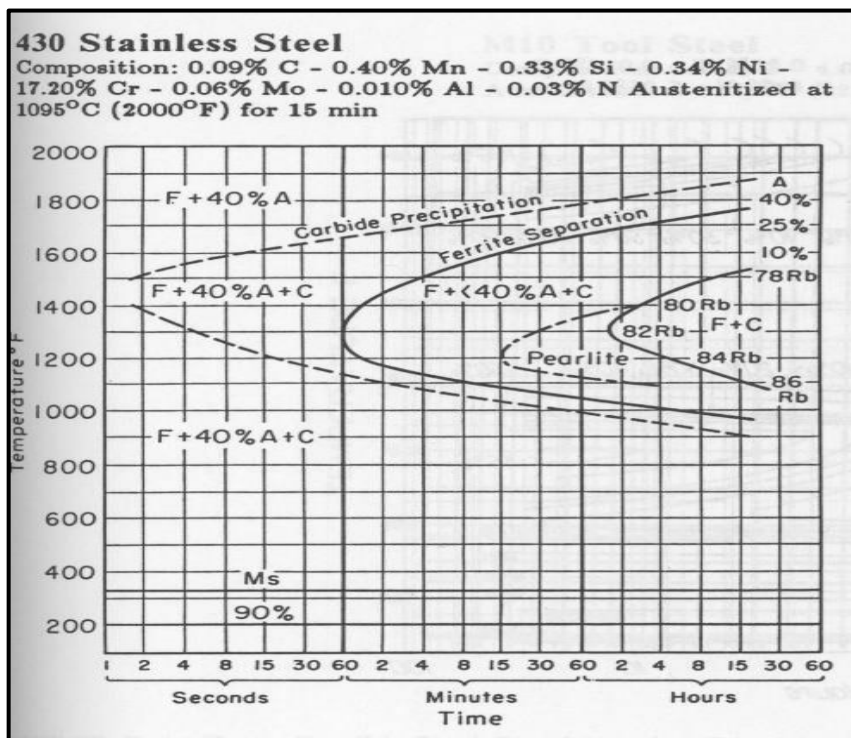


Figura 2. 7. Diagrama TTT, del acero inoxidable ferrítico 430. [8]

2.4. DILATOMETRÍA

Una de las técnicas más populares para el estudio de las transformaciones de fase en aceros es la dilatometría, que consiste en calentar y / o enfriar un material mientras se mide el cambio de longitud producido en función de la temperatura. La dilatometría permite monitorear *in situ* el desarrollo de cualquier transformación de fase masiva que se produzca en un material, siempre que haya diferencias en las densidades de las fases presentes. En los aceros, las fases bcc (cúbica centrada en el cuerpo, que puede ser ferrita, martensita o ferrita bainítica) tienen densidades menores que la austenita, estable a alta temperatura (cúbica centrada en las caras, fcc). La dilatometría se ha utilizado ampliamente para el estudio de las transformaciones de fases en aceros y la información dilatométrica se puede procesar de manera cuantitativa para obtener las fracciones de fase durante la transformación, para lo que se requiere uso de la clásica "regla de la palanca" u otras herramientas matemáticas más sofisticadas [9].

Se ha demostrado que, en los aceros de alta aleación, la fase bcc puede estar presente a muy altas temperaturas y la aplicabilidad de la dilatometría puede cuestionarse en este rango de temperatura ya que los volúmenes molares de las fases bcc y fcc llegan a ser muy similares, haciendo que la detección de cualquier transición de fase sea un desafío [9]. Esto es lo que ha sucedido con la calidad de acero objeto de la presente investigación. No se han podido determinar con exactitud las temperaturas críticas correspondientes a las principales transformaciones en estado sólido que experimenta el acero, pues las anomalías dimensionales asociadas a tales transformaciones no quedan registradas con claridad. Es necesario un tratamiento de los dilatogramas que queda fuera del alcance del presente trabajo. Sin embargo, el dilatómetro ha sido muy útil en este trabajo para simular diferentes tratamientos térmicos y termomecánicos y poder así analizar la evolución de la microestructura y dureza de las probetas tratadas en función de diferentes parámetros de proceso.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este capítulo se presenta la metodología empleada en los diferentes ensayos utilizados, para así dar cumplimiento a los objetivos planteados.

3.1. METODOLOGÍA NUMÉRICA

Para poder realizar los estudios experimentales, primero se ha estimado con los softwares Thermo-Calc y JMatPro la posición del bucle bifásico de temperaturas donde coexisten las fases α y γ , para posteriormente diseñar la matriz de ensayo considerando los parámetros utilizados en la laminación en caliente industrial del acero.

3.1.1. Thermo-Calc

Esta herramienta computacional es una de las más utilizadas para el cálculo termodinámico, sobre la base de los modelos termodinámicos generales. Los cálculos de Thermo-Calc están basados en una base de datos termodinámica de alta calidad desarrollada por evaluaciones críticas y sistemáticas de diversos datos experimentales y de información teórica [10,11]. Se empleó la base de datos TCFE6 (base de datos para aleaciones de base hierro). A través de Thermo-Calc se determinó el diagrama de fases en equilibrio del sistema objeto de estudio, es decir, del acero inoxidable ferrítico AISI 430, para dos composiciones distintas.

3.1.2. JMatPro

Complementariamente se usó el software JMatPro para tener una herramienta de comparación con respecto a los cálculos realizados con Thermo-Calc. Este software también es una herramienta versátil. Aunque no está basado en una base de datos termodinámicos (no nos proporciona como tal el diagrama de fases en equilibrio del sistema en estudio), sí nos indica las fases presentes a cada temperatura mediante el empleo de diferentes modelos físicos.

3.2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.2.1. Ensayos dilatométricos y de deformación

La variación de la temperatura en cualquier material puede dar lugar a cambios en sus fases sólidas constitutivas, y estos cambios pueden ser detectados en la mayoría de los casos a través de las variaciones volumétricas que tienen lugar. La base fundamental de los ensayos dilatométricos consiste en determinar la variación de la longitud de la probeta al modificar la temperatura de la muestra.

Es importante considerar que a través del equipo dilatométrico podemos controlar el tratamiento térmico a aplicar, variando la velocidad de enfriamiento y de calentamiento, la temperatura y tiempo de mantenimiento, lo que puede facilitar, en la mayoría de los casos, la determinación del inicio y fin de las diferentes transformaciones microestructurales que tienen lugar.

La Figura 3.1 muestra el equipo dilatométrico con el que se efectuaron los ensayos. Las probetas utilizadas tenían una longitud de 10 mm y un diámetro de 5 mm y sobre ellas se soldó un termopar antes de introducirlas en la bobina de calentamiento por inducción del dilatómetro. Los ensayos se ejecutaron en una cámara con alto vacío, con la finalidad de evitar los posibles mecanismos de oxidación y decarburación de la probeta durante el ensayo. Las muestras se colocaron entre dos palpadores, uno fijo y otro conectado a un transductor LVDT (*Differential linear variation transducer*) de alta precisión, que es el que detecta la variación longitudinal de la probeta durante todo el tratamiento térmico aplicado.



Figura 3. 1. *Modulo de la cámara del equipo “Dilatometer Type 805 A/D”, donde se ejecutaron los ensayos correspondientes.*

Con este ensayo se pueden obtener los dilatogramas, representaciones del cambio relativo de la longitud de la probeta en función de la temperatura y del tiempo. Si las anomalías dimensionales se pueden detectar con claridad (lo que, como se ha indicado anteriormente, sólo es posible cuando los cambios de fase inducen la formación de constituyentes con densidades lo suficientemente distintas) entonces los dilatogramas permiten determinar con facilidad las temperaturas críticas asociadas a las transformaciones de interés.

En cuanto a los ensayos con deformación, que se han utilizado para simular las condiciones de la laminación en caliente del acero, se utilizó el mismo dilatómetro, al que se adicionó el módulo de compresión (Figura 3.2), para así generar la deformación en el material. Con este ensayo se pueden obtener distintos gráficos de interés, pero en nuestro caso nos hemos centrado en el análisis de la curva del esfuerzo vs la deformación.

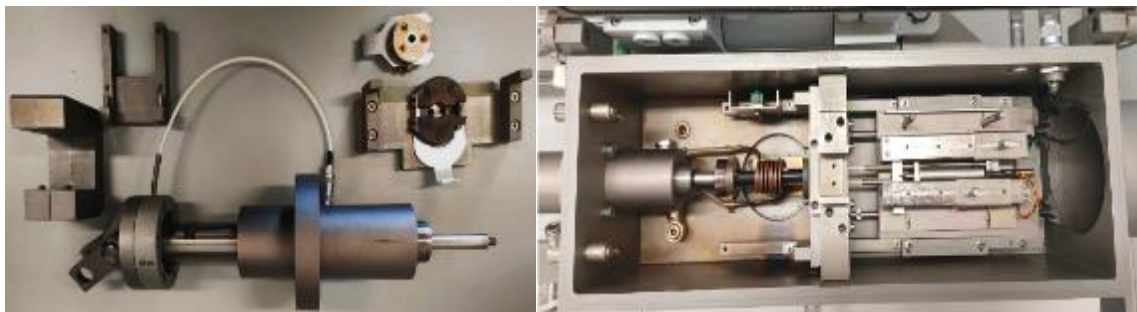


Figura 3. 2. *Módulo de compresión para ensayos de deformación.*

3.2.2. Análisis metalográficos

3.2.2.1. Microscopía óptica (MO)

En la Figura 3.3 se muestra el microscopio óptico Leica DMI 5000 M, con el que se realizó el estudio metalográfico de las diferentes muestras. Para realizar este análisis, es necesario preparar previamente la superficie de las probetas. Esta preparación consistió en una operación de desbaste utilizando papeles de carburo de silicio N° 80, 120, 240, 320, 400 y 600 y 1200, seguida de una fase de pulido, utilizando polvo de diamante de 6 μ m, 3 μ m y 1 μ m. El ataque final de la probeta para revelar su microestructura se realizó con la solución de agua regia (HNO₃ + HCl) durante un tiempo aproximado de 45 s.



Figura 3. 3 Microscopio Óptico Leica DMI 5000 M.

3.2.2.2. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

En la Figura 3.4, se muestra el equipo de microscopía electrónica barrido utilizado, un equipo Zeiss FEG-SEM de alta resolución (*FEG-SEM: Field Emission Gun-Scanning Electron Microscope*). Con este equipo se trabajó por encima de 1000 aumentos para estudiar las fases presentes con un mayor grado de detalle. Se utilizó un detector de electrones secundarios que refleja información de la topografía de las muestras con alta resolución microestructural.



Figura 3.4 Microscopio Electrónico de Barrido.

3.2.2.3. Ensayos de dureza

Se determinó la dureza del material de las diferentes probetas evaluadas, usando los métodos Vickers HV 10 [12]. Consiste básicamente en utilizar un penetrador de diamante cuya forma geométrica es una pirámide de base cuadrada que se aplica perpendicularmente a la muestra de estudio, con la acción de una carga como se muestra en la Figura 3.5, posteriormente se mide la diagonal “d” de la huella y por último se aplica la ecuación 3.1 que se muestra a continuación, obteniendo así el valor de dureza de dicho ensayo.

$$HV = 1,8544 \times \frac{\text{Carga aplicada}}{(\text{Diagonal de la huella})^2} \quad \text{Ec. (3.1)}$$

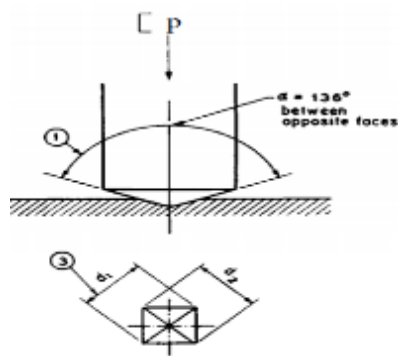


Figura 3.5 Ensayo de dureza Vickers [12].

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos en relación a los objetivos planteados en este trabajo y la discusión de los mismos.

Se debe resaltar que se trabajó con dos composiciones del acero inoxidable AISI 430, que hemos denominado B-490 y A-500.

Las dos composiciones químicas de los aceros, B-490 y A-500, presentan pequeñas diferencias en el contenido de algunos elementos alfégenos (Cr, Mo, Si) y gammágenos (C, Mn, Ni, Cu), aunque de cualquier manera ambas entran dentro del rango de composiciones que definen la calidad AISI 430. A partir de las definiciones de los contenidos en Cromo equivalente y Níquel equivalente (Ecu. 4.1 y 4.2), se han obtenido los resultados que se muestran en la Tabla 4.1

$$\%(\text{Cr})_{\text{eq}} = (\% \text{Cr}) + (\% \text{Mo}) + 1.5 (\% \text{Si}) + 0.5 (\% \text{Nb}) \quad (\text{Ecu. 4.1})$$

$$\%(\text{Ni})_{\text{eq}} = (\% \text{Ni}) + 30 (\% \text{C}) + 30 (\% \text{N}) + 0.5 (\% \text{Mn}) \quad (\text{Ecu. 4.2})$$

Tabla 4.1. Cromo y Níquel equivalentes de las dos composiciones del acero 430.

Material	(Cr)eq (%)	(Ni)eq (%)
B-490	17,32	2,44
A-500	16,90	2,63

Nótese que el acero A-500 es más gammágeno. Se esperaría entonces que, a igualdad en el resto de condiciones de proceso, la propensión a la formación de austenita y, por lo tanto, a la formación de martensita, fuera mayor en el acero A-500.

4.1. SIMULACIÓN CON THERMO-CALC Y JMATPRO

4.1.1. Material B-490

Tomando la composición química de este acero, se realizaron las simulaciones correspondientes con los Software Thermo-Calc y JMatPro, con objeto de evaluar la evolución de las fases en equilibrio desde la solidificación del acero hasta la temperatura ambiente. La Figura 4.1 muestra los resultados obtenidos con Thermo-Calc en función de la temperatura y del contenido de carbono.

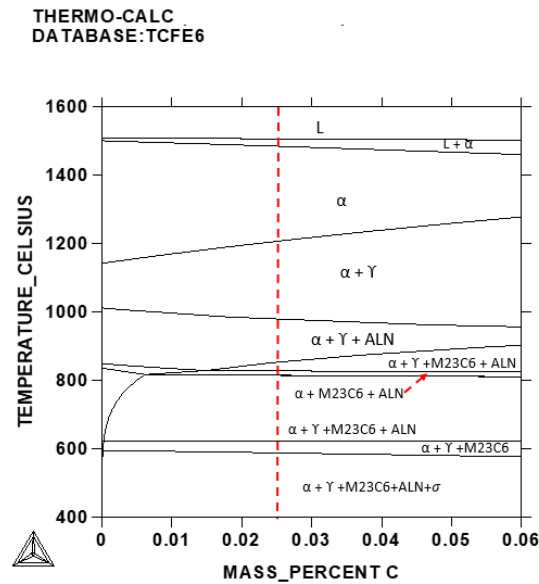


Figura 4. 1. Evolución de fases en equilibrio en el acero B-490 a partir de Thermo-Calc.

En la Figura 4.1, se puede observar que para el contenido de carbono de este acero (0.025%) existe una región bifásica $\alpha+\gamma$ entre 826 °C y 1206 °C. Llama la atención que por debajo de 800 °C aparece de nuevo la fase austenítica, pero en porcentajes del orden de milésima decimal por ciento, por lo que no se tendrá en cuenta.

Este intervalo del rango bifásico donde coexisten la ferrita y austenita determinado en el presente trabajo a partir de Thermo-Calc (826-1206 °C), es similar al mostrado en el trabajo de Hu Jin-Cheng y colaboradores [13], donde su valor ronda entre los 839°C y 1270°C utilizando la misma herramienta de cálculo y con la misma calidad de acero ferrítico 430, obviamente con ciertas diferencias en la composición química.

Por otro lado, la Figura 4.2 muestra los resultados obtenidos con la simulación realizada utilizando JMatPro.

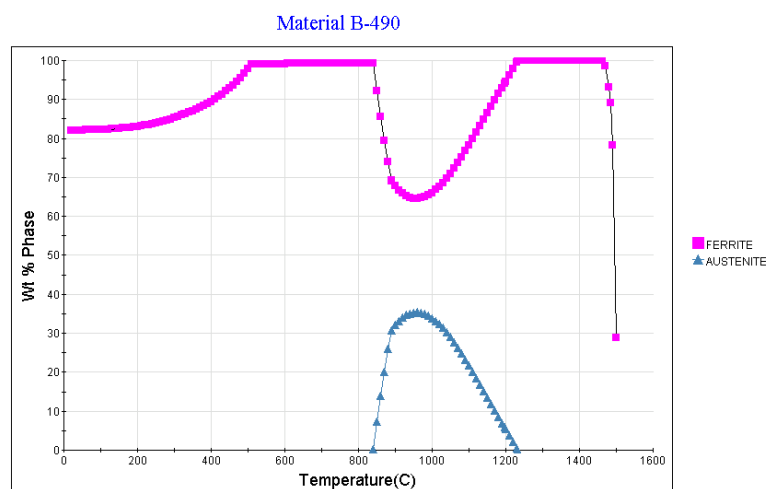


Figura 4. 2. Evolución de las fases α y γ a partir de JmatPro del acero B-490.

De acuerdo con este software JMatPro, la estabilidad de la región bifásica $\alpha + \gamma$ se extiende entre 840 °C y 1230 °C, por lo que los resultados son similares a los obtenidos con Thermo-Calc, se determinó entonces que, adoptando un criterio conservador, en este acero podría aparecer la fase austenita, γ , entre 826 °C y 1230 °C.

4.1.2. Acero A-500

Se realizaron las simulaciones correspondientes con los Software Thermo-Calc y JMatPro, con objeto de evaluar la evolución de las fases en equilibrio desde la solidificación del acero A-500, como se había hecho con el B-490, hasta temperatura ambiente. La Figura 4.3 muestra los resultados obtenidos con Thermo-Calc en función de la temperatura y del contenido de carbono.

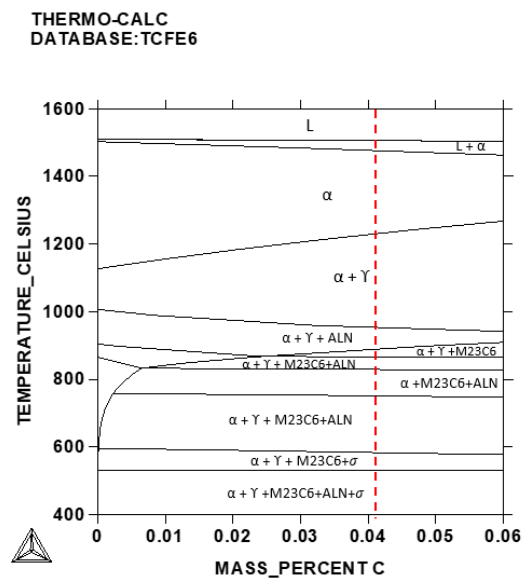


Figura 4. 3. Evolución de fases en el acero A-500 con la temperatura y el contenido en carbono según Thermo-Calc.

Se puede observar que para el contenido de carbono de este acero (0.041%) existe una región bifásica $\alpha+\gamma$ entre 830 °C y 1227 °C. Llama la atención que por debajo de 750 °C aparece de nuevo la fase austenítica, pero en porcentajes del orden de milésima decimal por ciento, por lo que no se tendrá en cuenta.

De igual manera que en el caso anterior, el rango de temperaturas aquí determinado es similar al del trabajo de Hu Jin-Cheng y colaboradores [13].

Por otro lado, la Figura 4.4 muestra los resultados obtenidos con la simulación realizada utilizando JmatPro.

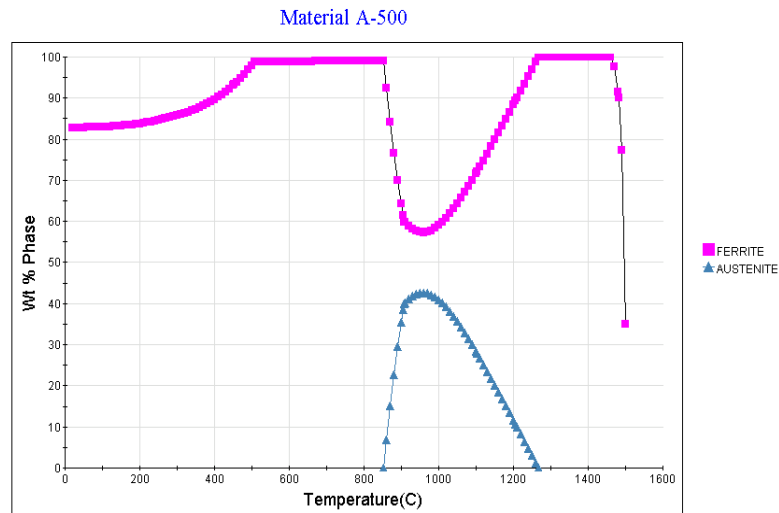


Figura 4. 4. Evolución de fases desde la temperatura de solidificación hasta TA en la simulación con JmatPro con el acero A-500.

De acuerdo con este software, la estabilidad de la región bifásica $\alpha+\gamma$ se extiende entre 852 °C y 1270 °C, por lo que los resultados son similares a los obtenidos con Thermo-Calc, Se determinó entonces que, adoptando un criterio conservador, en este acero podría aparecer la fase austenita, γ , entre 830 °C y 1270 °C.

En los cálculos analíticos a través de Thermo-Calc y JmatPro, el rango de temperatura donde coexisten ambas fases ($\alpha +\gamma$) es bastante similar en las dos calidades evaluadas, ya que para el B-490 aparecía la fase γ entre 826 y 1230°C, es decir, en un rango de 404 °C. En el caso del acero A-500, la fase γ estaría presente entre 830 y 1270 C, en un rango de 440 °C; superior al de la otra calidad; lo que se puede explicar en virtud del mayor carácter gammágeno del acero A-500.

La diferencia composicional en cuanto a los elementos gammagenos y alfa genos se aprecia mejor al localizar ambas calidades en el diagrama de Schaeffler (Figura 4.5).

Se destaca que ambas calidades están dentro de la región ferrítica del diagrama, pero la calidad B-490 es un poco más “ferrítica”, ya que se sitúa ligeramente desplazada hacia la derecha.

Tomando en consideración todos estos datos junto con la información del proceso convencional de laminación y recocido intermedio del acero 430 aportada por Acerinox se diseñaron y ejecutaron los diferentes ensayos experimentales.

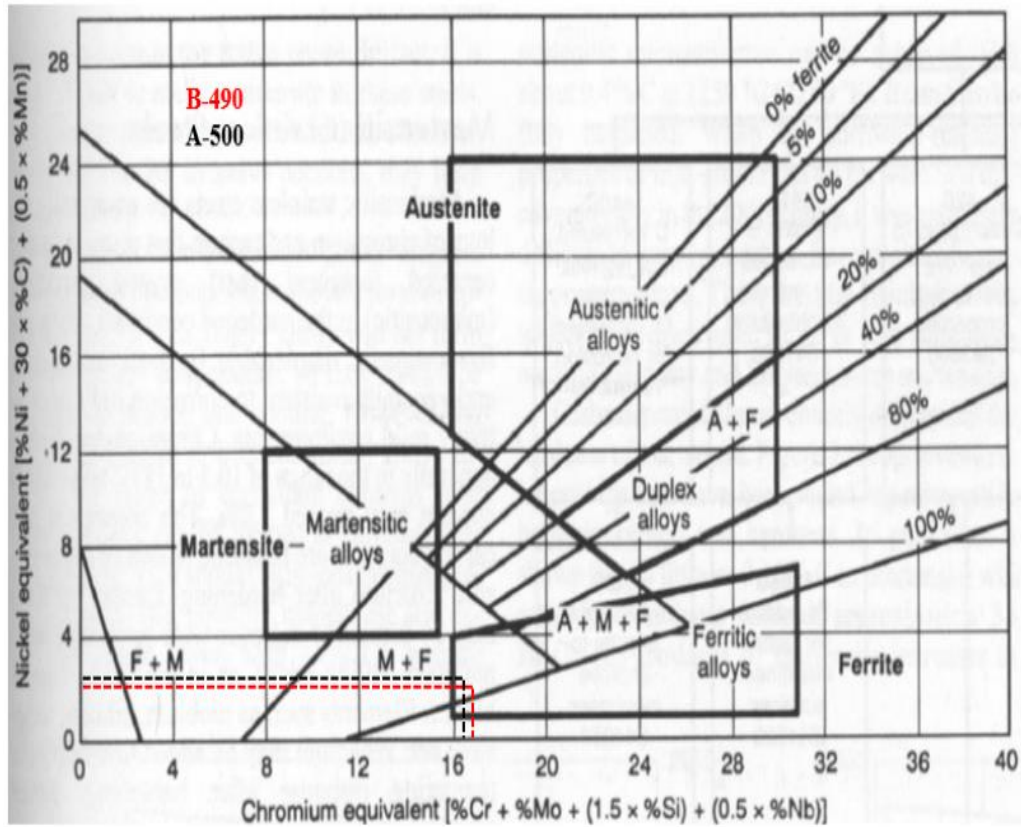


Figura 4. 5. Representación de las calidades B-490 (color rojo) y A-500 (color negro) en el diagrama de Schaeffler.

4.2. RESULTADO DE LOS ENSAYOS DILATOMÉTRICOS, DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE Y METALOGRAFICOS

En la Tabla 4.2 se muestran las condiciones de ejecución de todos los ensayos de laboratorio realizados con los dos aceros, que se analizarán en el presente capítulo.

Tabla 4. 2. Condiciones experimentales de los ensayos ejecutados con los aceros B-490 y A-500.

Condición	Calentamiento	Enfriamiento	Deformación	Observaciones	
1	N/A	N/A	N/A	Acero de partida, proveniente de probetas extraídas de un slab.	
2	V=10 °C/ s hasta 1310 °C ⁽¹⁾ , mantenimiento a 1310 °C durante 10 min.	Enfriamiento brusco	N/A	Calentamiento hasta el dominio ferrítico.	
3	V= 110 °C /min hasta 570 °C V= 60 °C /min hasta 1170 °C V= 1 °C /min hasta 1185 °C	Enfriamiento brusco	N/A	Ciclo de calentamiento, simula el Precalentamiento en el Horno antes de iniciar la laminación en caliente. Datos industriales. Análisis del efecto de la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de empape	
4		Enfriamiento al aire V= 5,4 °C /s	N/A		
5		Enfriamiento al aire V= 11,1 °C /s	N/A		
6		Enfriamiento al aire V= 11,1 °C /s	Etapas: Etapas 1: -0,20 a T= 1100 °C Etapas 2: -0,25 a T= 1050 °C Etapas 3: -0,25 a T= 1025 °C Etapas 4: -0,25 a T= 1000 °C Velocidad de deformación 5s ⁻¹		Mantenimiento de 10s a 1000 °C y enfriamiento indicado.
7		Enfriamiento al aire V= 11,1 °C /s			Mantenimiento de 30s a 1000 °C y enfriamiento indicado.
8		Enfriamiento al aire V= 5,4 °C /s			
9		Enfriamiento brusco			

⁽¹⁾Se utilizó una temperatura de 1350°C con el acero A-500.

4.2.1. Aceros de partida (condición 1)

En la Figura 4.6 y en la Figura 4.7 se muestra la condición 1 del acero B-490 y del acero A-500 respectivamente, es decir, la microestructura de partida que presenta el acero tras la colada continua. Se observa una microestructura mezcla de ferrita y martensita con proporciones aproximadas de 78% y 22% respectivamente en el caso del acero B-490 y de 71% y 29% en el caso del acero A-500. La martensita procede sin duda de la transformación de la austenita estable a alta temperatura.

Se realizaron medidas de microdureza Vickers con cargas de 300 g con el fin de determinar la dureza de los constituyentes y asegurar así que el constituyente oscuro era martensita. Se pone de manifiesto en la misma Figura 4.6 y 4.7 que la huella generada sobre dicho constituyente es mucho más pequeña que la otra. En la Tabla 4.3 se muestran los resultados de microdureza, que ponen de manifiesto la significativa diferencia de dureza entre la ferrita y la martensita. Como cabía esperar la matriz ferrítica tiene una microdureza mucho menor que la martensita.

Tabla 4. 3. Microdurezas Vickers de los aceros B-490 y A-500 bajo cargas de 300g.

Material	Ferrita (HV)	Martensita (HV)
B-490	153 ± 4	566 ± 36
A-500	178 ± 4	662 ± 17

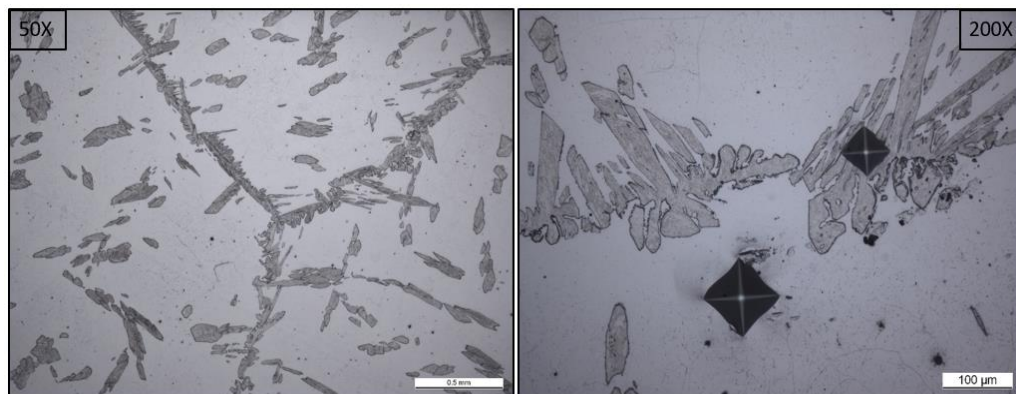


Figura 4. 6. Micrografía del material de estudio de partida B-490, justo después de la colada continua.

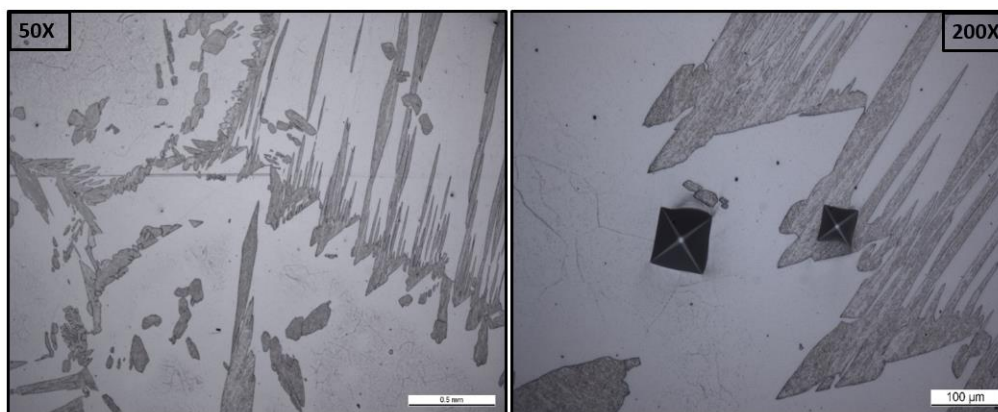


Figura 4. 7. Micrografía del material de estudio de partida A-500, justo después de la colada continua.

Como se ha indicado, el acero A-500 tiene un mayor contenido de elementos gammágenos, por lo que es más propenso a la formación de austenita. Los resultados de microdureza obtenidos sobre la ferrita y la martensita se pueden ver en la Tabla 4.3. Los valores de microdureza de la martensita presente en el acero A-500 son mayores que los de la martensita presente en el otro acero; debido sin duda al mayor contenido de carbono del acero A-500.

La Figura 4.8 muestra los resultados de dureza medidos tras las 9 condiciones de ensayo en los aceros B-490 y A-500. Se destaca que se han medido siempre durezas superiores en la calidad A-500, calidad más austenítica, con un mayor contenido de carbono.

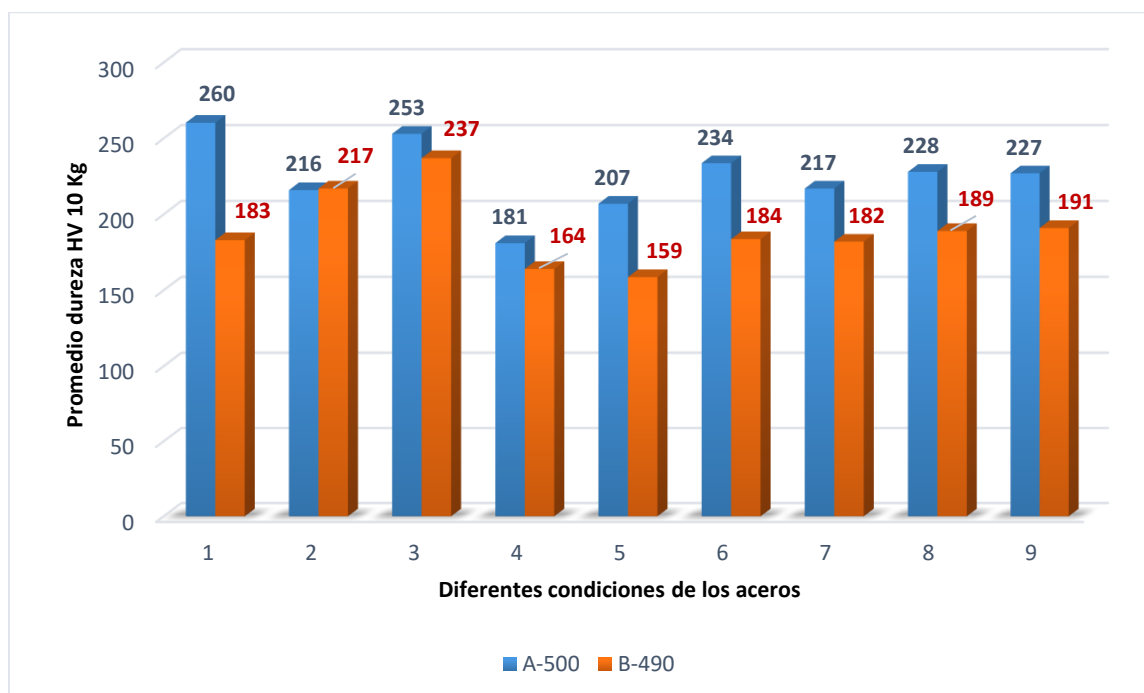


Figura 4. 8. Valores de dureza Vickers en ambos aceros B-490 y A-500, en las diferentes condiciones de ensayo.

Tal y como se puede apreciar en la Figura 4.6 Y 4.7, si bien ambos aceros tienen una microestructura de matriz ferrítica con un constituyente secundario martensítico, el contenido de martensita es del 22% en la calidad B-490 y del 29% en la A-500. Se hace notar también la diferencia de dureza en esta condición (260 HV frente 183 HV, Figura 4.8). Se debe resaltar que esta diferencia no solo es debida al porcentaje de martensita inicial presente en cada acero, sino a que las microestructuras presentes en el acero A-500 son más duras que en el B-490, tal y como ya se había destacado en la Tabla 4.3.

4.2.2. Condición 2

Este ensayo consistió en un calentamiento hasta una temperatura muy alta (1310°C para el acero B-490 y 1350 °C para A-500, ver Tabla 4.2, que simularía el acero al terminar su solidificación) seguido de un enfriamiento brusco. Las Figura 4.9 y 4.10 corresponden a los resultados de los ensayos dilatométricos obtenidos con el acero B-490, las figuras 4.11 y 4.12 las del A-500, y la Figura 4.13 muestra la microestructura obtenida al final del ensayo en ambos aceros.

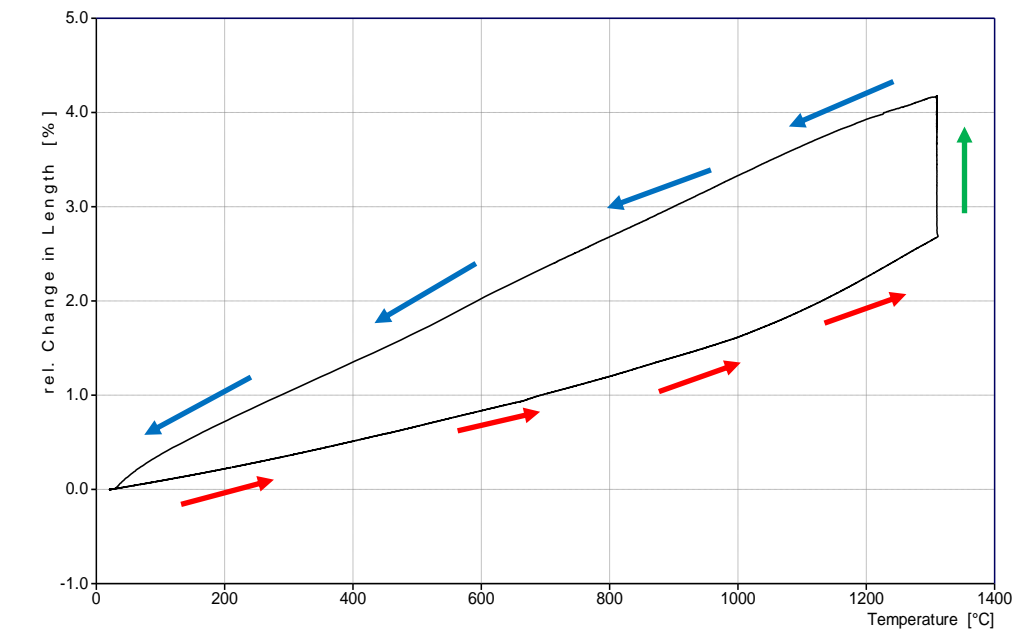


Figura 4. 9. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico durante el calentamiento, mantenimiento y enfriamiento en el ensayo 2 del acero B-490.

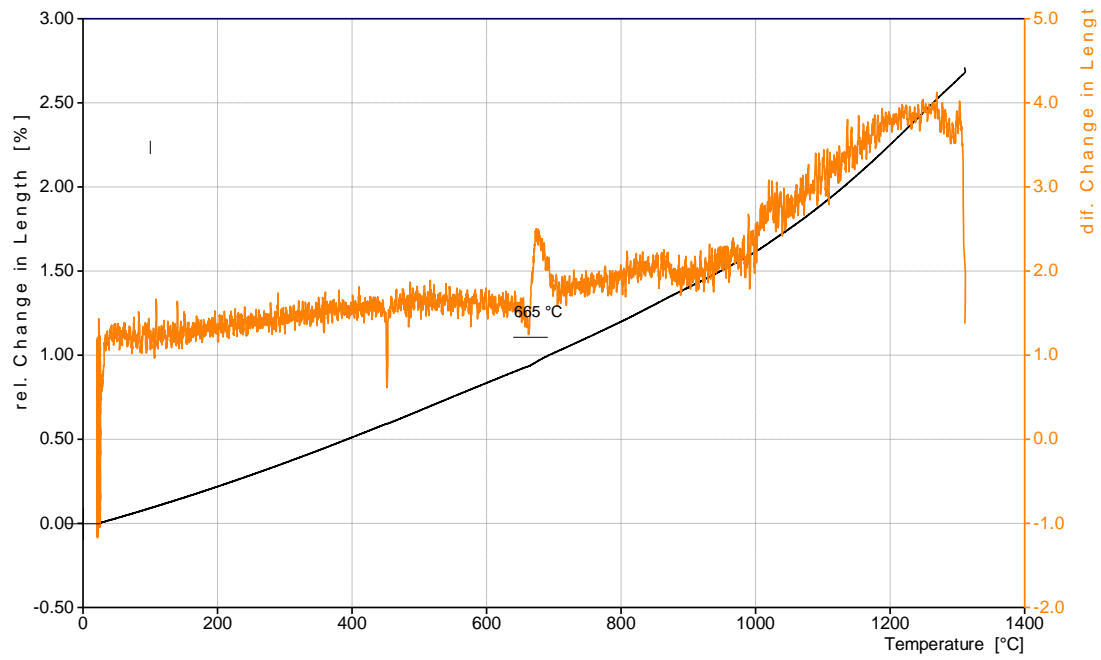


Figura 4. 10. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud frente a la temperatura durante el calentamiento en el ensayo 2 del acero B-490.

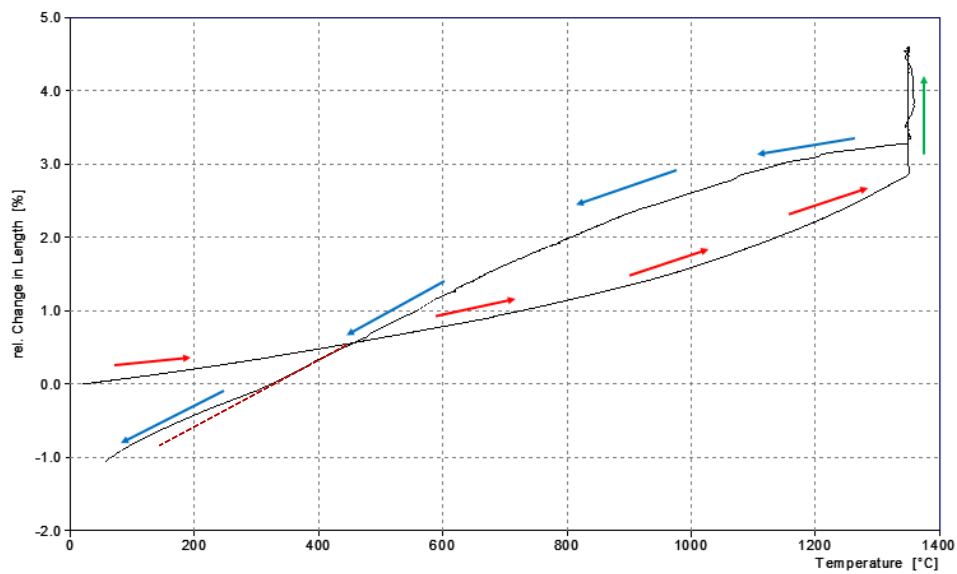


Figura 4. 11. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico durante el calentamiento, mantenimiento y enfriamiento en el ensayo 2 del acero A-500.

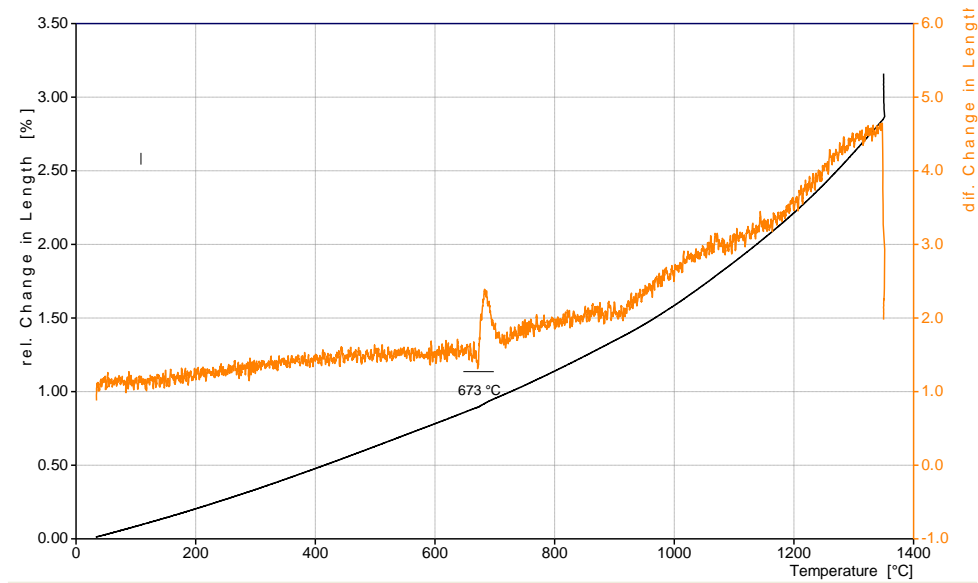


Figura 4. 12. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud frente a la temperatura durante el calentamiento en el ensayo 2 del acero A-500.

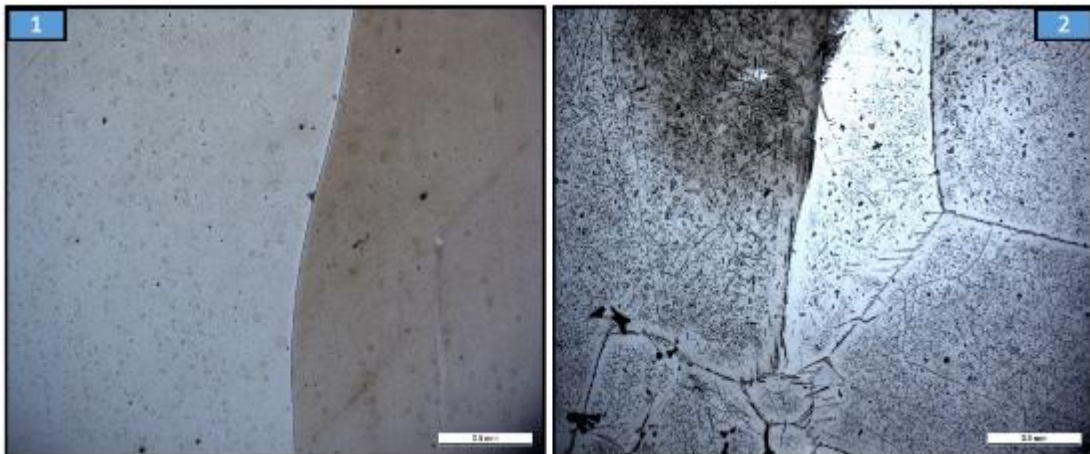


Figura 4. 13. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 2. 50x

En las Figuras 4.9 y 4.10, no presenta anomalías claras para ver el posible inicio o final de transformación de fases o constituyentes, este problema podría estar asociado a los volúmenes molares de las fases bcc y fcc que pueden ser similares, como lo indican Christien y colaboradores [9] en su investigación o al tipo de palpador utilizado en los ensayos dilatométricos, que fue de alúmina que, si bien tiene una mayor resistencia a alta temperatura, tiene una menor sensibilidad que el de sílice para la detección de estas transformaciones, pero este último no es resistente a altas temperaturas por lo que no fue posible su uso en los ensayos ejecutados. La micrografía mostrada en la Figura 4.13-1, tras el enfriamiento brusco desde 1310°C se ha obtenido una microestructura totalmente ferrítica para el acero B-490. Al enfriar bruscamente ya no ocurre cambio alguno, ya que esta alta velocidad de enfriamiento no permite que la ferrita se transforme, ni que precipiten carburos y la ferrita queda sobresaturada en carbono, lo que explicaría la mayor dureza medida en esta microestructura (217 HV frente a

183 HV, Figura 4.8). A esta temperatura tan elevada se produjo un crecimiento desmesurado del grano ferrítico del acero B-490, habiéndose observado granos mayores que 5 mm (mayores que el diámetro de las probetas dilatométricas, 5 mm).

En las Figuras 4.11 y 4.12, correspondientes al acero A-500, se observa una variación que se produce en el enfriamiento un cambio de pendiente, en torno a los 320 °C (Figura 4.11), lo que estaría sujeto al inicio de la transformación martensítica. En la Figura 4.13-2, se observa un segundo constituyente martensítico. En la Figura 4.14 se ven imágenes amplificadas de este constituyente en el microscopio electrónico de barrido: se trata de “parches” martensíticos. En cuanto a la menor dureza obtenida en relación a la condición inicial (216 HV frente a 260 HV, Figura 4.8), se debe a la menor proporción de martensita presente en esta condición. Debe destacarse finalmente que se han obtenido durezas prácticamente iguales en las dos calidades (217 HV frente 216 HV, Figura 4.8).

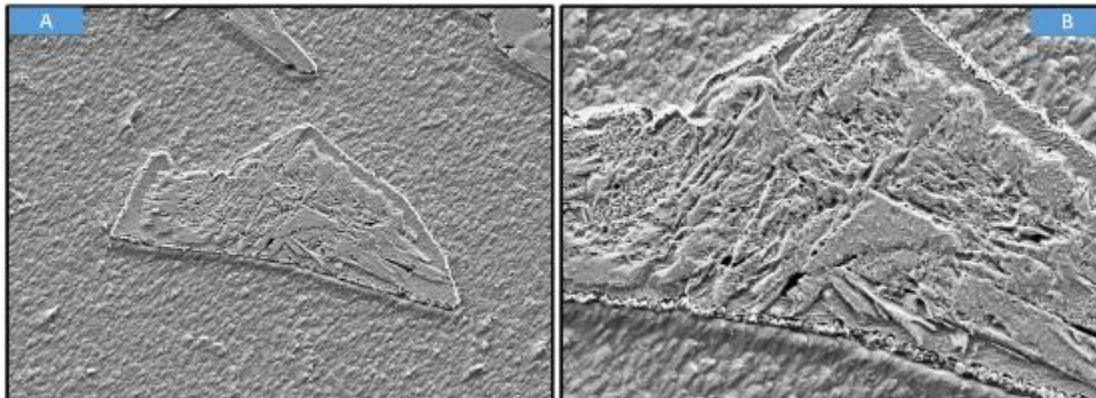


Figura 4. 14. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B), tras el ensayo 2 del acero A-500.

4.2.3. Condición 3

En este ensayo se llevó a cabo un calentamiento progresivo en tres etapas hasta 1185°C y a continuación se realizó un enfriamiento brusco con ambos aceros. En las Figuras 4.15 y 4.16 se presentan los resultados de los ensayos dilatométricos del B-490, mientras que las Figuras 4.17 y 4.18 corresponden al A-500, y en la Figura 4.19 se puede ver la microestructura final obtenida en ambas calidades.

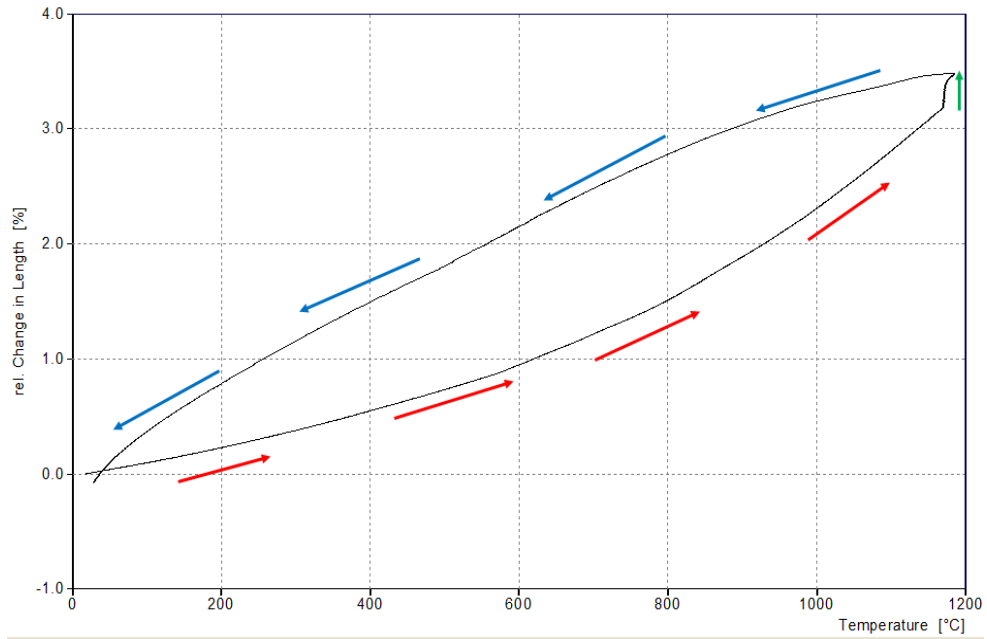


Figura 4.15. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico 3 del acero B-490.

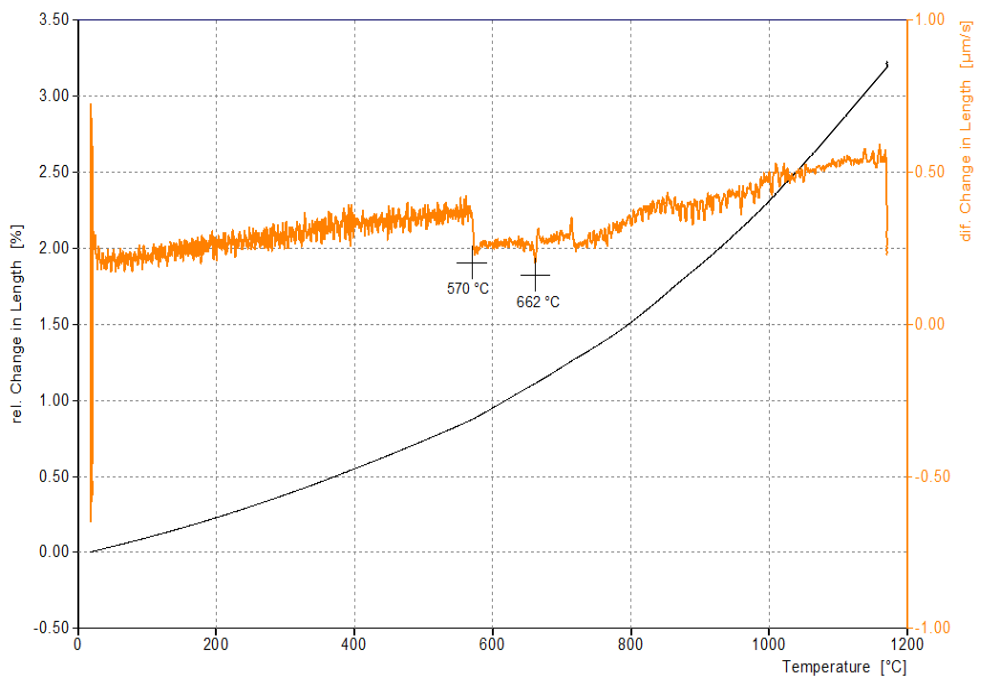


Figura 4.16. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud durante el calentamiento en el ensayo dilatométrico 3 del acero B-490.

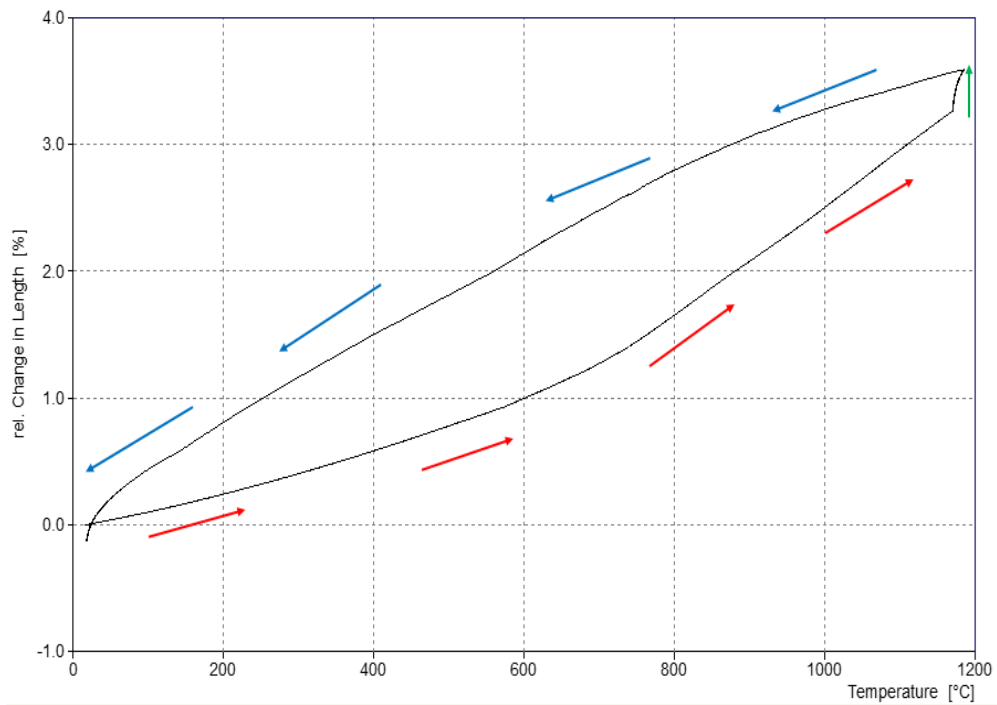


Figura 4.17. Representación del cambio relativo de longitud vs. temperatura, en el ensayo dilatométrico 3 del acero A-500.

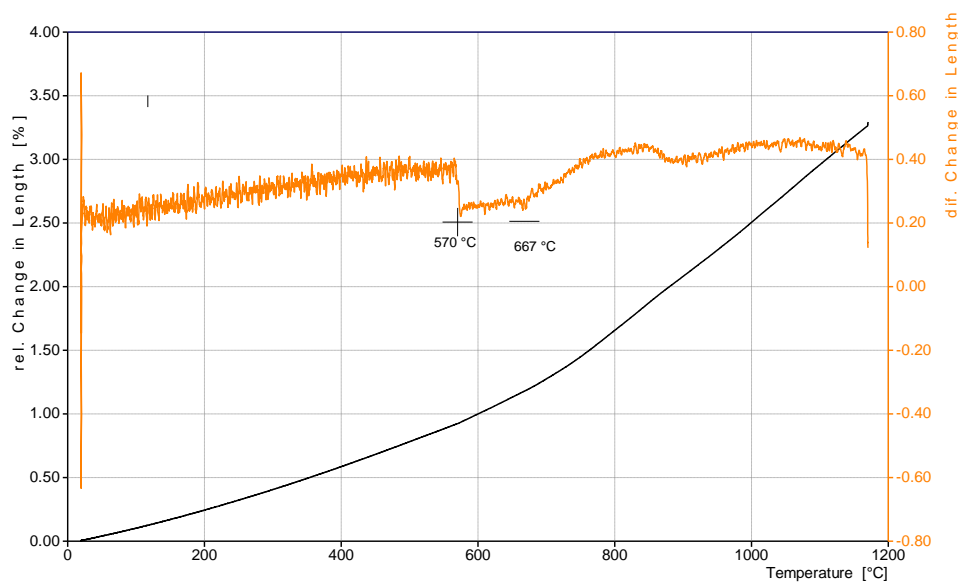


Figura 4.18. Representación de la primera derivada del cambio relativo de longitud durante el calentamiento en el ensayo dilatométrico 3 del acero A-500.

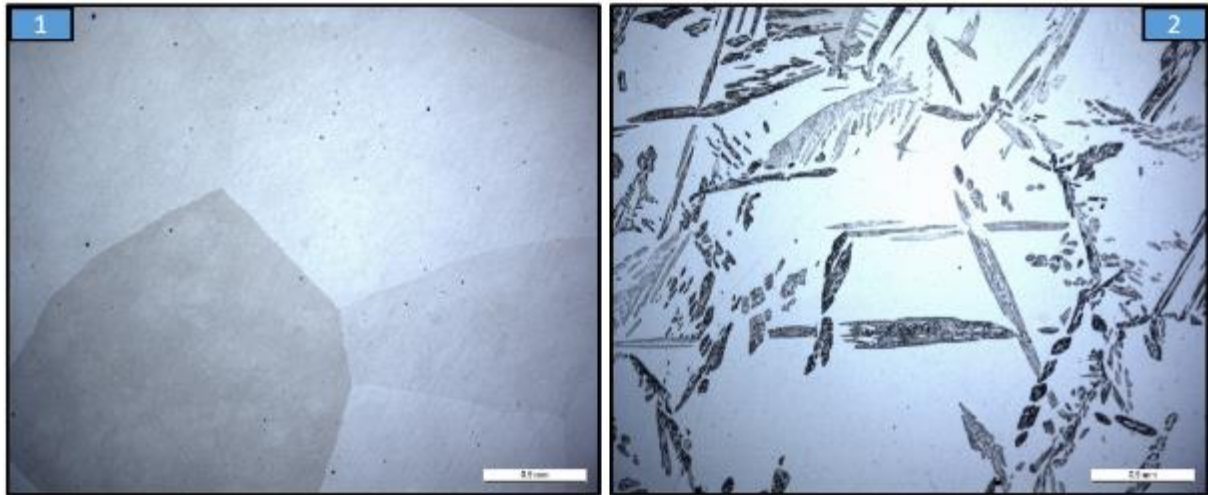


Figura 4. 19. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 3. 50x.

En las Figura 4.15 al 4.18, no es posible detectar variaciones notables en los dilatogramas tanto para el acero B-490 y A-500 y esto posiblemente se deba a lo comentando anteriormente sobre la similitud de los volúmenes molares de las fases de bcc y fcc o la sensibilidad del palpador utilizado para la ejecución de estos ensayos, por lo que el dilatómetro fue de gran ayuda para la ejecución de los tratamiento térmicos y termomecánicos. De cualquier manera, tras el brusco enfriamiento final desde 1185°C también se ha obtenido en el acero B-490 una microestructura 100% ferrítica (Figura 4.19-1) y el enfriamiento brusco nuevamente ha dado lugar a una sobresaturación de carbono (precipitación prácticamente nula) en la matriz ferrítica, lo que se traduce en un aumento de la dureza del material en relación a la condición 1 de partida (237 HV frente a 183 HV, Figura 4.8). En este caso al utilizarse una temperatura de tratamiento muy inferior a la de la condición 2, el grano de ferrita ha crecido menos y así se justifica la mayor dureza medida en esta condición con respecto a la anterior (condición 2). El tamaño de grano aproximado en esta condición sigue siendo de todos modos muy grande, en torno a 1.6 mm.

Se hace notar que a 1185°C los softwares utilizados predecían una microestructura bifásica de austenita y ferrita en el acero B-490 de manera que las predicciones termodinámicas hay que interpretarlas con cautela. De cualquier modo, se aproxima más el resultado obtenido con Thermo-Calc, que predice la formación de un 4,46% de fase austenítica a dicha temperatura.

A-500, en este caso a 1185°C la microestructura del acero es bifásica de ferrita más austenita (predicha de manera correcta en este caso por los softwares) y tras el enfriamiento dicha austenita se transforma en martensita (Figura 4.19-2). Este contenido de martensita es prácticamente idéntico al observado en la condición inicial del acero A-500, lo que justifica que las durezas en estos dos estados sean también iguales (253 HV frente a 260 HV). En esta condición el acero A-500 es algo más duro que el B-490 en virtud de la presencia de martensita (253 HV frente a 237 HV, Figura 4.8).

Hay que tomar en cuenta que los diagramas de fase obtenidos con un software para calcular equilibrios termodinámicos no se determinan tomando en cuenta el efecto de la velocidad de

calentamiento. El calentamiento empleado en los ensayos corresponde a condiciones de proceso industriales y, por lo tanto, muy alejadas de las condiciones de equilibrio.

4.2.4. Condición 4

En este ensayo se llevó a cabo el mismo calentamiento progresivo en tres etapas hasta 1185°C y a continuación se realizó un enfriamiento más lento, a 5.4°C/s (Tabla 4.2) con ambos aceros. No se presentan ya los resultados dilatométricos al ser similar al ensayo anterior (condición 3), ya que la pauta de calentamiento no se ha variado y durante el enfriamiento, nunca se ha detectado el cambio de longitud asociado a la transformación de la austenita en ferrita o en martensita. La Figura 4.20 se ha recogido la microestructura final obtenida en ambos aceros.

Tras el enfriamiento al aire (5.4°C/s) desde 1185°C el acero B-490, parece que se entra en una región bifásica $\alpha+\gamma$, ya que la Figura 4.20-1 muestra que al final del enfriamiento se ha obtenido una cierta fracción de una segunda fase. La Figura 4.21 muestra imágenes amplificadas de esta segunda fase del B-490 en el microscopio electrónico de barrido. Se trata de ferrita con una gran cantidad de carburos precipitados. En el enfriamiento relativamente lento desde 1185°C se pasa por la región bifásica $\alpha+\gamma$ y luego la austenita, a dicha velocidad de enfriamiento, se vuelve a transformar en ferrita que al estar muy sobresaturada en carbono (la mayor parte del carbono aparece disuelto en la austenita), éste termina precipitando en forma de carburos. Se obtiene así un producto con una dureza menor que la del acero de partida (164 HV frente a 183 HV, Figura 4.8).

En la Figura 4.20, se muestra la similitud que existe entre las microestructuras de los dos aceros: ambos presentan una matriz ferrítica con presencia de una segunda fase. En las Figuras 4.21 y 4.22 se presentan imágenes amplificadas de esta segunda fase en ambos aceros obtenidas en el microscopio electrónico de barrido. Se trata de ferrita con una gran cantidad de carburos precipitados y parece que también hay martensita. En el enfriamiento relativamente lento desde 1185°C pasa un fenómeno similar al ya explicado anteriormente, es decir, se pasa por la región bifásica $\alpha+\gamma$ y luego la austenita se vuelve a transformar parcialmente en ferrita que, al estar muy sobresaturada en carbono, éste termina precipitando en forma de carburos. Se obtiene así un producto con una dureza menor que la del acero de partida (181 HV frente a 260 HV, Figura 4.8).

Con objeto de descartar que los “parches” que se presentan como segunda fase pudieran tener presencia de austenita retenida se utilizó la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EDBS, por sus siglas en inglés) del microscopio electrónico de barrido. Los resultados de la Figura 4.23, a 5000 aumentos y 65% de indexado, nos indica que prácticamente el 100% de esta estructura es BCC/BCT, es decir, ferrítica (BCC)/martensítica (BCT).

Comparando ahora las durezas de los dos aceros en esta condición, se han medido 181 HV en el acero A-500 y 164 HV en el B-490, que se justifica por el mayor porcentaje de segunda fase del presente en el acero A-500 (Figura 4.20).

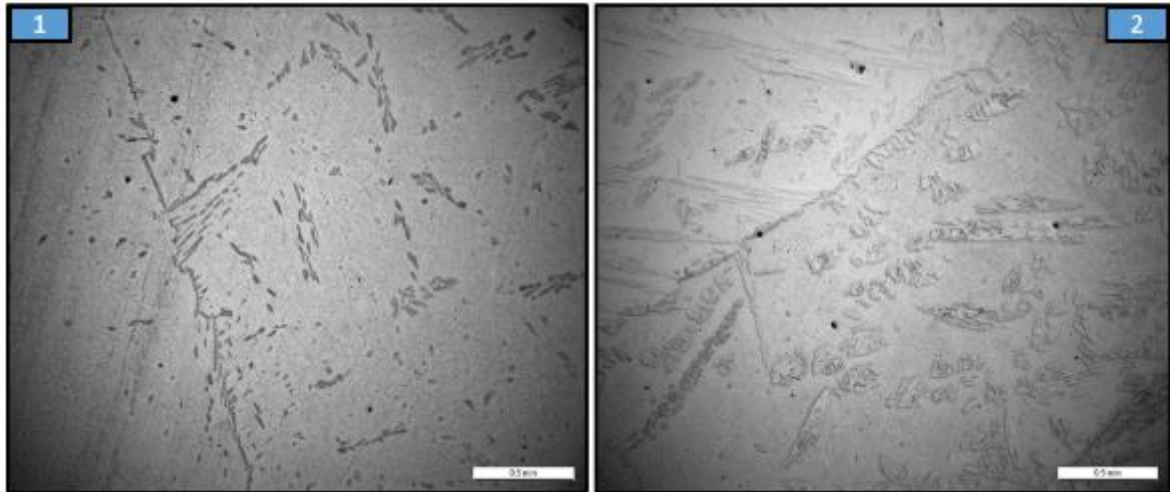


Figura 4. 20. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 4. 50x.

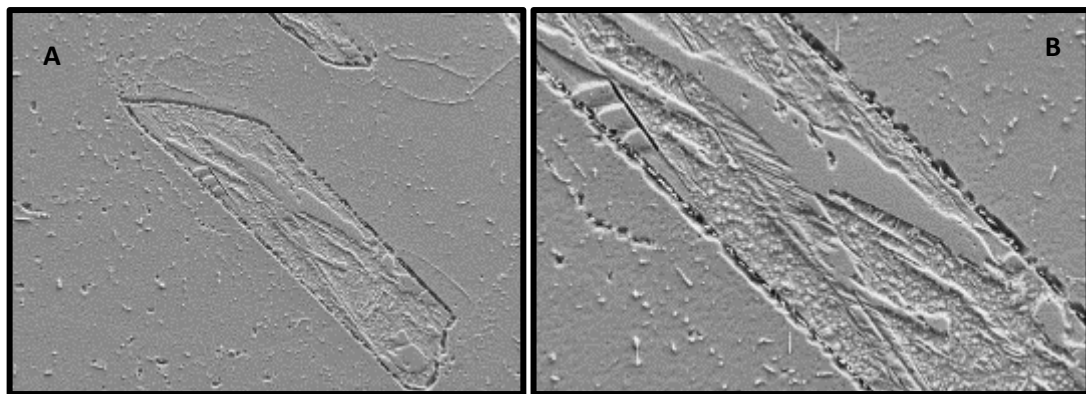


Figura 4. 21. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B), tras el ensayo 4 del acero B-490.

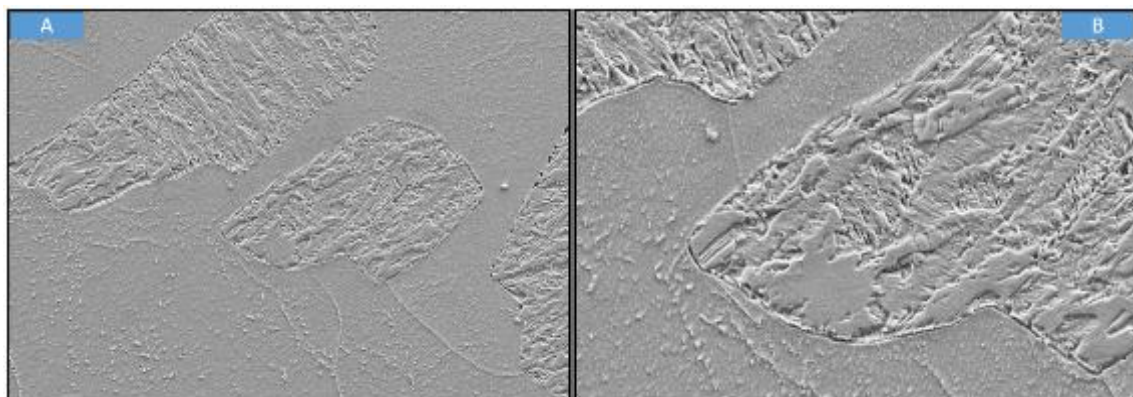


Figura 4. 22. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición 4 del acero A-500.

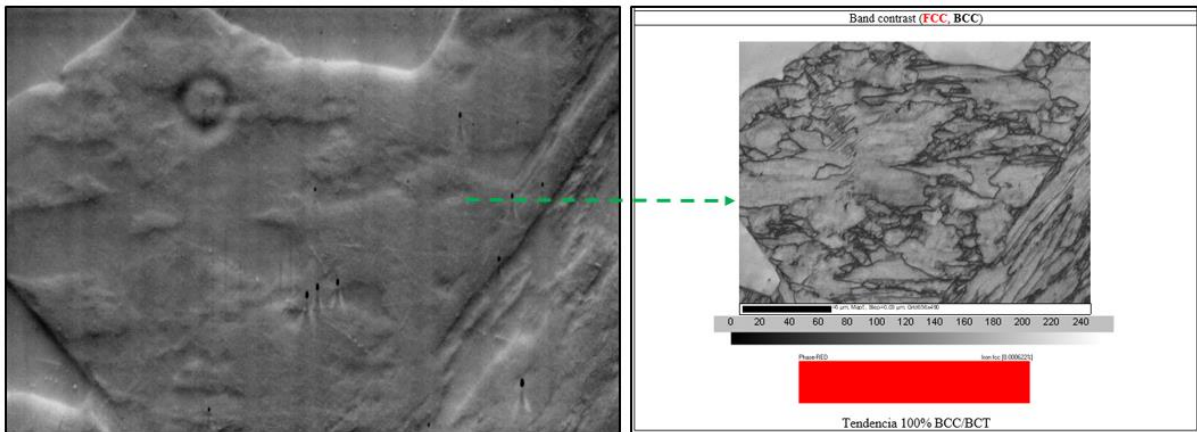


Figura 4. 23. Imagen de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en la condición 4 del acero A-500.

4.2.5. Condición 5

En este ensayo se llevó a cabo un calentamiento progresivo en tres etapas hasta 1185°C y a continuación se realizó un enfriamiento a 11.1°C/s (Tabla 4.2), es decir, un enfriamiento algo más rápido que el utilizado en el ensayo anterior. La Figura 4.28 muestra la microestructura obtenida al final de este tratamiento para ambos aceros.

Al final del tratamiento se ha obtenido una microestructura similar a la del ensayo 4 en lo que respecta al B-490, es decir, una matriz ferrítica con una fracción de una fase secundaria oscura y también reflejan durezas similares 159 HV frente 164 HV en estas dos condiciones, Figura 4.8 (compárense también las Figuras 4.24-1 y 4.28-1), ya que de cualquier modo la velocidad de enfriamiento permite que ocurran transformaciones similares a las ya comentadas anteriormente en el ensayo 4. También se ha obtenido un producto más blando que el acero de

partida (159 HV frente a 183 HV). Los ensayos 4 y 5 son los que han dado lugar a las menores durezas (Figura 4.8).

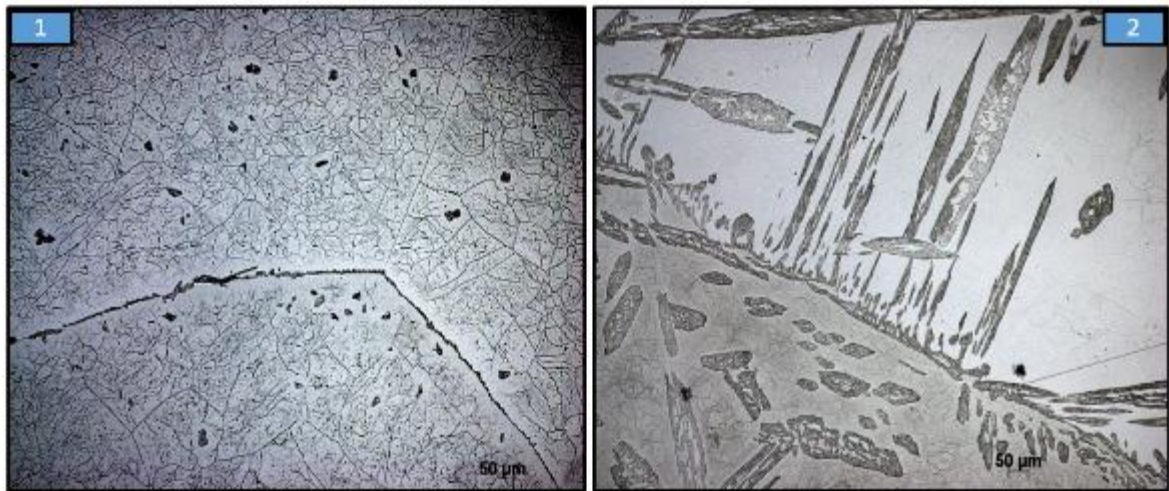


Figura 4. 24. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 5. 100x

En cuanto al acero A-500, esta variación de la velocidad de enfriamiento nos ha genera un cambio significativo con respecto al ensayo 4 del mismo acero (compárense las Figuras 4.20-2 y 4.24-2). Se observa un claro aumento del constituyente junto a un aumento de la dureza (207 HV frente 181 HV), que se atribuye a la presencia de martensita. En esta condición se han medido diferencias de dureza significativas entre las dos calidades (207 HV en A-500 y 159 HV en B-490, Figura 4.8).

En los ensayos siguientes (condiciones 6, 7, 8 y 9) se aplicaron adicionalmente ciclos de deformación a alta temperatura, con objeto de simular la laminación en caliente del producto, que se presentan con un mayor detalle en la Tabla 4.4. Se debe resaltar que estos valores se seleccionaron a partir de los datos industriales proporcionados por Acerinox.

Tabla 4. 4. Ciclo de deformación aplicado a las condiciones 6, 7, 8 y 9 de los acero B-490 y A-500.

	Deformación (%)	Temperatura (°C)	Velocidad Deformación (s-1)
Etapa 1	-20	1100	5
Etapa 2	-25	1050	
Etapa 3	-25	1025	
Etapa 4	-25	1000	

4.2.6. Condición 6

En este ensayo se calentaron las probetas a 1185°C, se aplicó el ciclo de deformación mostrado en la Tabla 4.4, se mantuvieron 10 s a 1000°C y finalmente se enfriaron a 11.1 °C/s. Las Figuras 4.25 y 4.26 muestran los resultados de los ensayos de deformación del acero B-490 y las Figuras 4.27 y 4.28 los del A-500, mientras que la Figura 4.29 recoge la microestructura final obtenida en ambas calidades.

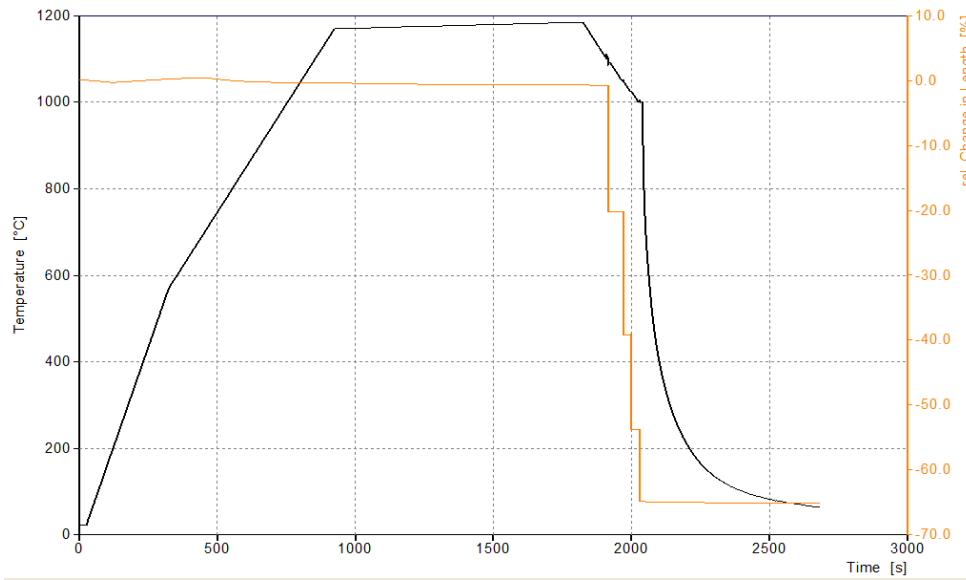


Figura 4. 25. Representación de la temperatura y del cambio de longitud vs. tiempo. Ensayo 6, del acero B-490.

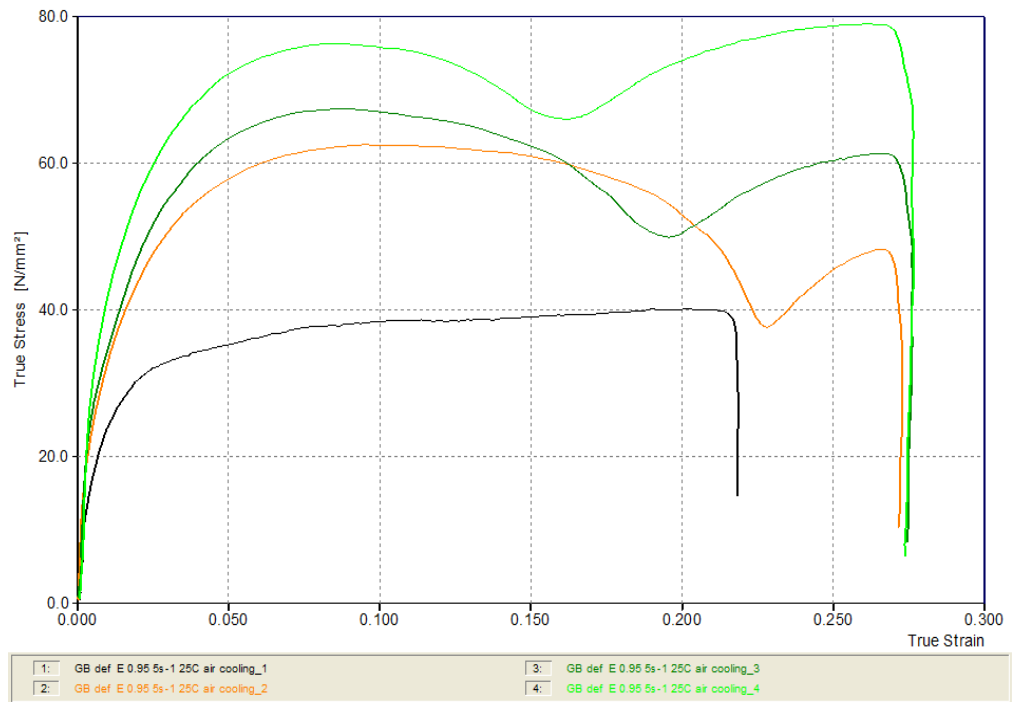


Figura 4. 26. Representación de la tensión vs. Deformación en los 4 ciclos de deformación. Ensayo 6 del acero B-490.

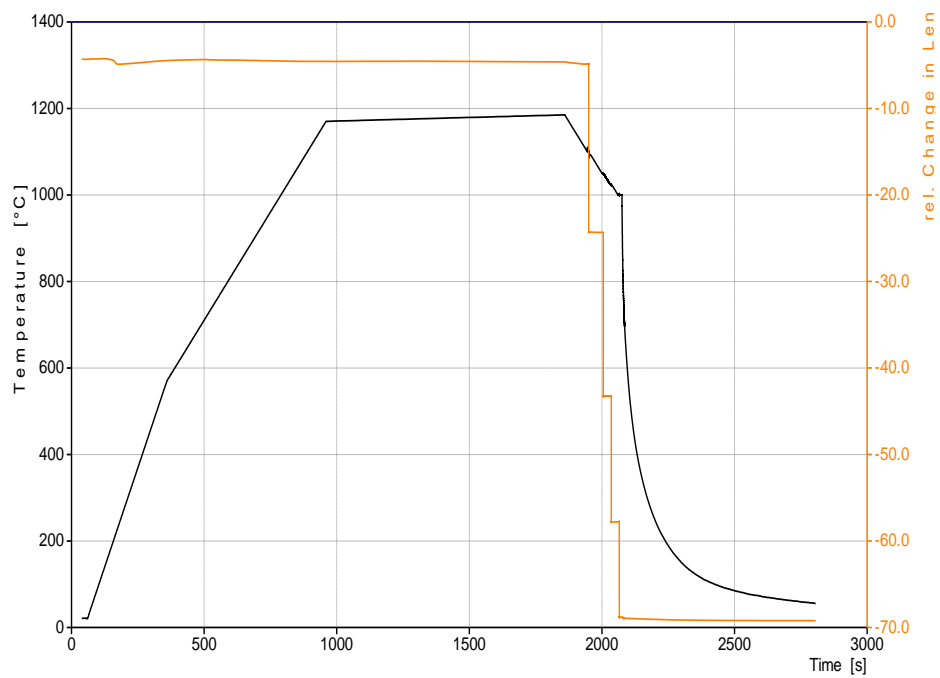


Figura 4. 27. Representación de la temperatura y del cambio de longitud vs. tiempo. Ensayo 6, del acero A-500.

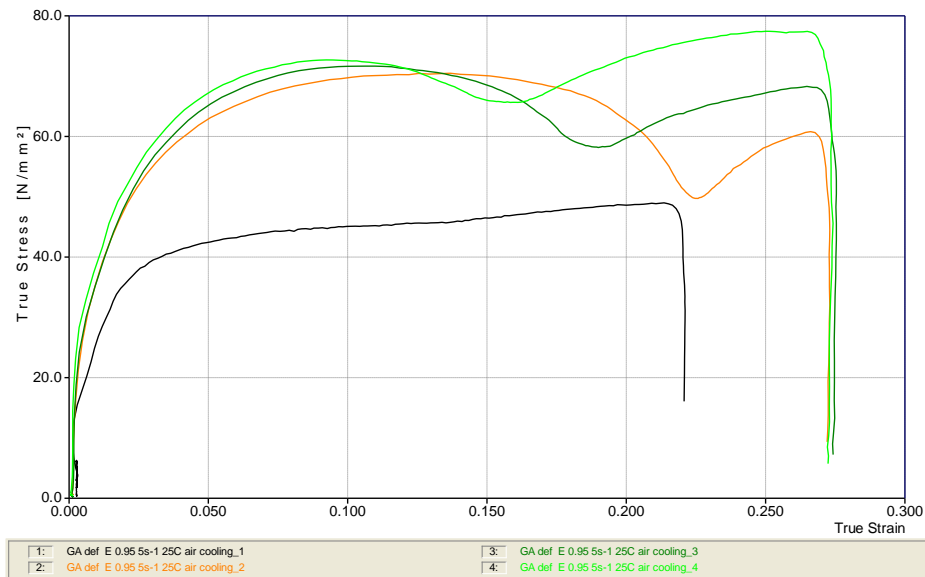


Figura 4. 28. Representación de la tensión vs. Deformación en los 4 ciclos de deformación. Ensayo 6 del acero A-500.

En las Figuras 4.26 y 4.28 se aprecia claramente que la resistencia de los aceros aumenta de un ciclo a otro, debido a la disminución de la temperatura (desde 1100 a 1000°C). A partir del segundo ciclo de deformación, el acero presenta recristalización dinámica de pico múltiple, ya que se observa una caída de la tensión y luego un segundo pico de la tensión al incrementar la deformación aplicada, tal y como se había indicado en la Figura 2.5.

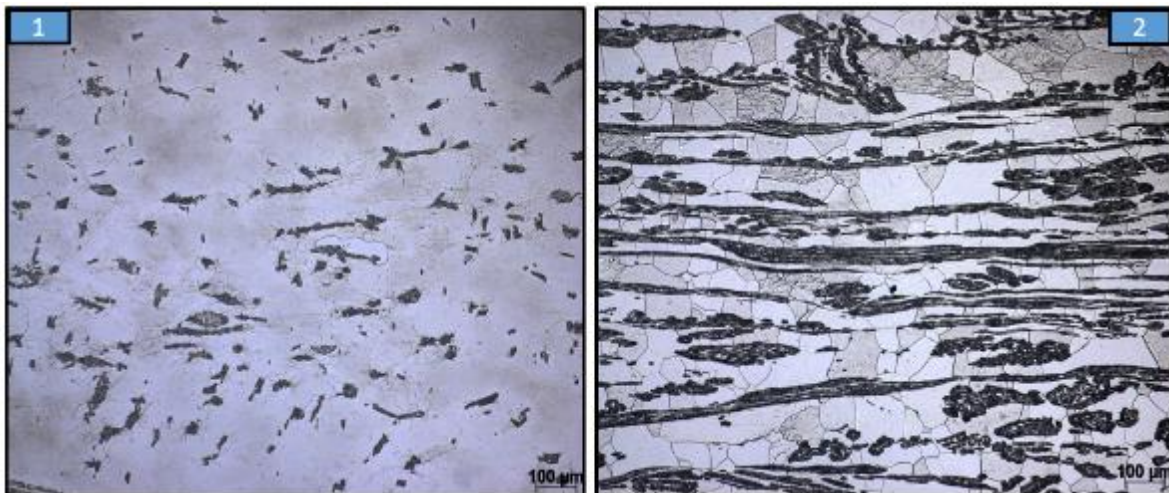


Figura 4. 29. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 6. 100x.

La Figura 4.29-1, correspondiente al acero B-490, muestra la aparición de una segunda fase dispersa en la fase matriz ferrítica. En la observación bajo un mayor número de aumentos mediante microscopía electrónica de barrido se observa una matriz ferrítica sin carburos (Figura 4.30-A) y en los parches (Figura 4.30-B) se aprecia una configuración compleja formada por

ferrita en forma de bandas, carburos precipitados e islas posiblemente de martensita. En este caso se ha obtenido una dureza idéntica a la del acero de partida (184 HV frente a 183 HV, Figura 4.8), lo que confirmaría que el componente mayoritario del segundo constituyente sería martensita.

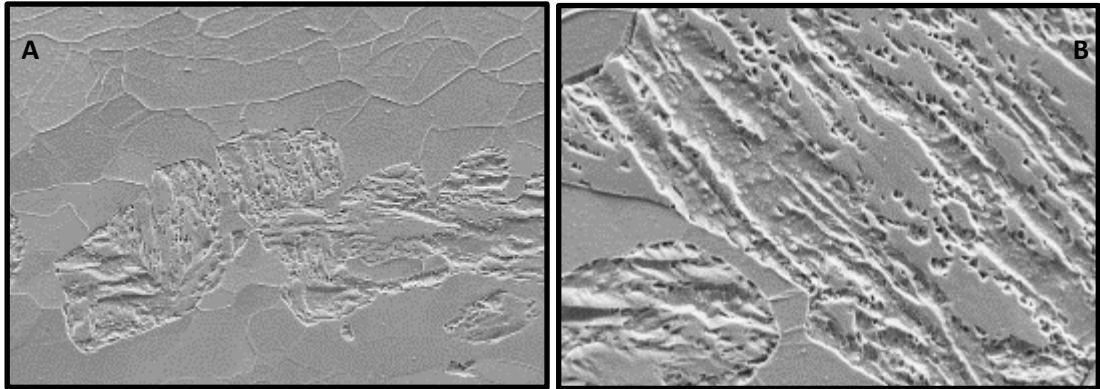


Figura 4. 30. Microscopia Electrónica de Barrido a 2000X (A) y 5000X (B), en el estado 6 del Acero B-490.

La presencia de una segunda fase en forma de bandas es mucho más clara en el acero A-500 (Figura 4.29-2). En la observación bajo un mayor número de aumentos mediante microscopia electrónica de barrido del acero A-500 se observa una fase matriz ferrítica libre de carburos (Figura 4.31-A), mientras que el segundo constituyente (Figura 4.31-B) parece estar constituida principalmente por martensita. En este caso se ha obtenido una dureza algo menor que la del acero de partida (234 HV frente a 260 HV, Figura 4.8).

La diferencia de dureza entre los dos aceros tras este ensayo fue significativa, 234 HV en el A-500 frente a 184 HV en el B-490. Esto se debe que la presencia del constituyente en el acero A-500 es mucho mayor que en el B-490, como se había ya mostrado en la Figura 4.29.

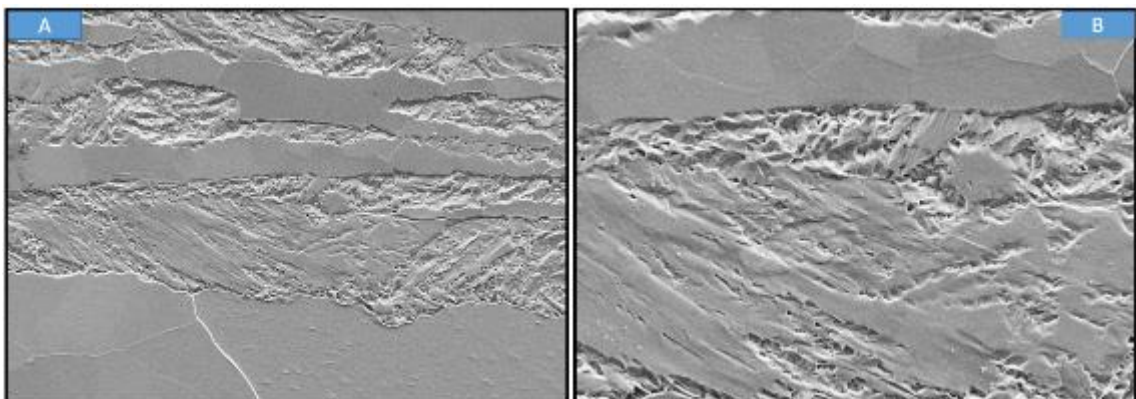


Figura 4. 31. Imágenes de microscopia electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición 6 del acero A-500.

4.2.7. Condición 7

Se trata de un ensayo similar al anterior, con la salvedad de que en este caso se mantuvo un tiempo de 30 s (en vez de 10 s) tras la última deformación realizada a 1000°C, (no se presentan los resultados de la deformación en caliente, por ser similares a los de los ensayos anteriores).

La microestructura final tras este tratamiento en el acero B-490, Figura 4.32-1, es muy parecida a la del ensayo anterior (condición 6, Figura 4.29-1). Solo cabe destacar que en virtud del mayor tiempo de mantenimiento a 1000°C tras la deformación en caliente se aprecia un crecimiento local del grano ferrítico. De cualquier manera, en este caso, como en el ensayo anterior, se ha obtenido una dureza idéntica a la del acero de partida (182 HV frente 183 HV).

En cuanto al acero A-500, también muestra una microestructura prácticamente igual a la de la condición anterior, pero al aplicar un mayor mantenimiento a 1000 °C, ocurre una mayor recristalización y crecimiento de los granos, que explicaría la ligera disminución de la dureza respecto a la de la condición 6 (217 HV frente 234 HV, Figura 4.8).

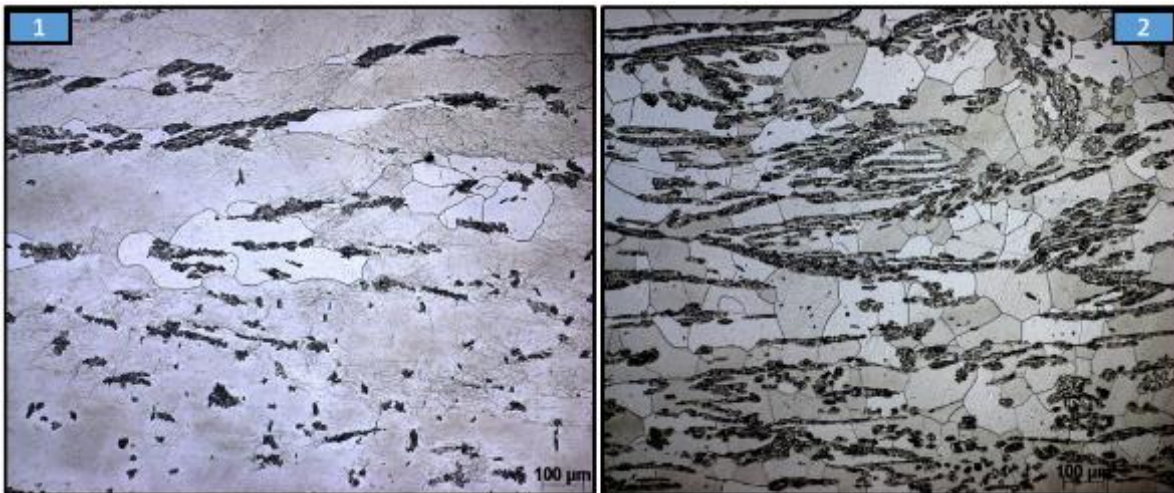


Figura 4. 32. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 7. 100x.

En cuanto a las durezas entre ambos aceros, se sigue cumpliendo que el material A-500 presenta mayor dureza que el B-490 (217 HV frente a 182 HV, Figura 4.8,) debido a la mayor presencia del constituyente secundario en A-500, Figura 4.32.

4.2.8. Condición 8

Se trata de un ensayo similar al anterior (condición 7), con la salvedad de que en este caso se ha utilizado una velocidad final de enfriamiento desde 1000°C de 5.4°C/s en vez de 11.1 °C/s.

La Figura 4.33 muestra la microestructura obtenida al final de este tratamiento (no se presentan los resultados de la deformación en caliente, por ser similares a los de los ensayos anteriores).

La micrografía de la Figura 4.33-1 relativa al B-490, es similar a las obtenidas en los dos ensayos anteriores, con la salvedad de que al disminuir la velocidad de enfriamiento parece que

se produce una recristalización más completa de los granos ferríticos. En este caso se ha obtenido una dureza general de 189 HV, que sigue siendo muy parecida a la medida en los dos ensayos anteriores (184 HV y 182 HV para condición 6 y 7 respectivamente) y a la de la condición de partida (183 HV).

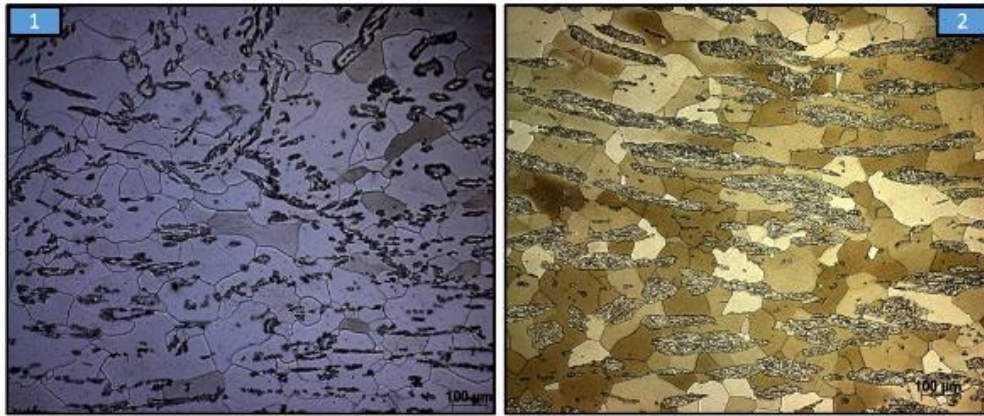


Figura 4. 33. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en la condición 8. 100x.

En cuanto al acero A-500, la diferencia de dureza respecto a las condiciones anteriores ha sido muy pequeña. La microestructura de los dos aceros no es muy diferente en este caso, Figura 4.33-2, se observa una matriz ferrítica con bandas del constituyente secundario, pero el acero B-490 sigue teniendo menor presencia de este constituyente y menor dureza (189 HV frente a 228 HV, Figura 4.8).

4.2.9. Condición 9

Se trata de un ensayo igual que el anterior, con la salvedad de que en este caso se ha utilizado una velocidad de enfriamiento final brusca desde 1000°C.

La Figura 4.34 muestra en este caso la microestructura final obtenida en ambos aceros. En cuanto al B-490 (Figura 4.34-1), se ha obtenido una microestructura muy similar a las de las condiciones presentadas anteriormente.

En cuanto al acero A-500 (Figura 4.34-2), su microestructura y su dureza (227 HV) también son similares a las de las condiciones anteriores.

Tras este ensayo se aprecia una diferencia significativa en la fracción del constituyente entre ambos aceros, siendo apreciablemente mayor en el acero A-500 (Figura 4.34-2), lo que se traduce en una mayor dureza (227 HV frente a 191 HV).

Volviendo a la Figura 4.8, se destaca que la dureza de los dos aceros obtenida en los ensayos en los que se ha aplicado el ciclo de deformación apenas ha variado al modificar la velocidad de enfriamiento, lo que implica que la velocidad de enfriamiento no es un factor determinante desde el punto de vista de la dureza que se consigue en el producto final.

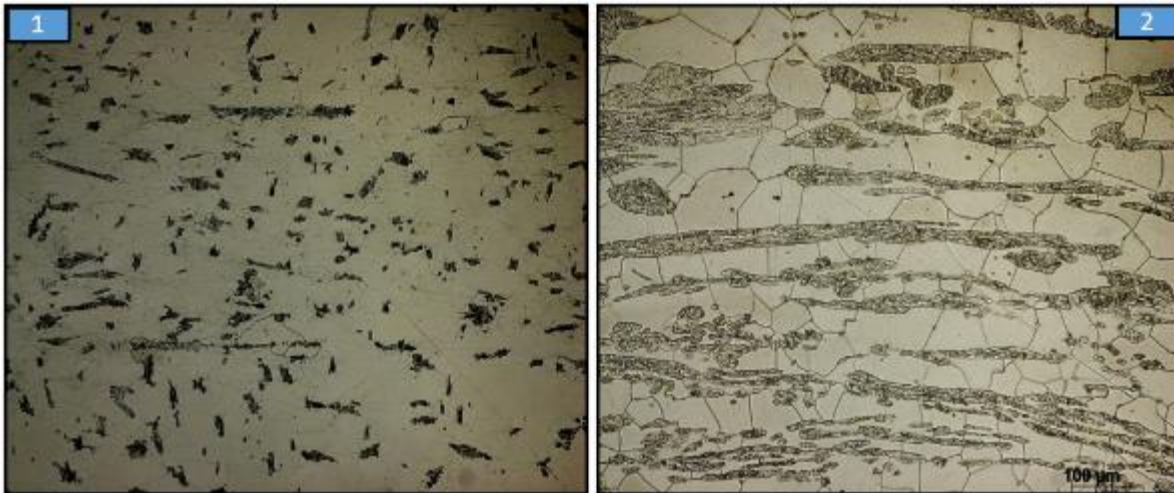


Figura 4. 34. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) en el estado 9. 100x.

Por otro lado, en los cuatro ensayos en los que se ha aplicado la deformación en caliente (tal y como se indicó, en ellos se varió el tiempo de permanencia a 1000°C y la velocidad de enfriamiento final) se han obtenido siempre microestructuras bifásicas, en las que la segunda fase, procedente de la austenita estable al final de la laminación (1000°C), estaba constituida principalmente por martensita, siendo la fracción de este constituyente apreciablemente mayor en el acero A-500.

Además, de acuerdo con los resultados del ensayo 9, tras la deformación en caliente que se ha terminado a 1000°C (1800 °F aprox.) estaríamos aún en la región bifásica $\alpha+\gamma$ en ambos aceros (Figura 4.34, ya que cabe esperar que la austenita presente a 1000°C se transforme en martensita en el enfriamiento brusco final). Volviendo entonces a las curvas de transformación TTT de la austenita del acero 430, en la Figura 4.35 se han vuelto a representar junto a los tres enfriamientos con los que se ha venido trabajando (brusco, 11.1 °C/s y 5.4 °C/s). Este gráfico predice que este rango de velocidades de enfriamiento apenas influye en la transformación de la austenita (en los tres supuestos se formaría martensita) y su influencia principal sería la mayor o menor precipitación de carburos, que a su vez influiría en la sobresaturación en carbono de la segunda fase y, consecuentemente, en su dureza. Entonces, para asegurar que la austenita presente al terminar la laminación en caliente se transforme completamente en ferrita y que el carbono se reparta de un modo homogéneo por toda la aleación se aconsejaría realizar un mantenimiento en torno a los 700°C (1300 °F) durante una hora aproximadamente, tal y como se ha representado con línea discontinua en la misma Figura 4.35.

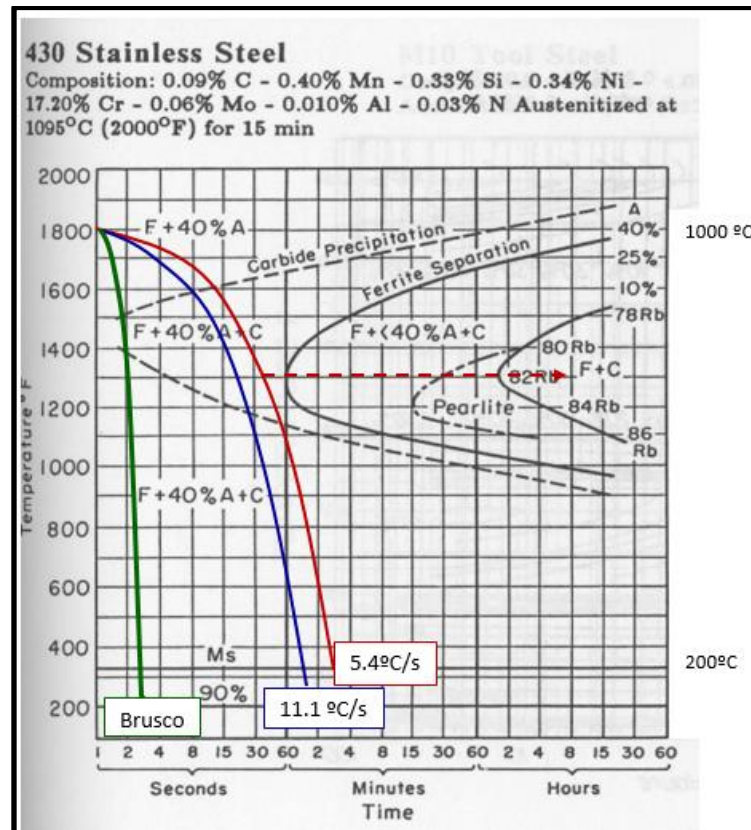


Figura 4. 35. Curvas TTT de transformación de la austenita del acero 430 junto a enfriamientos desde 1000°C realizados de modo brusco, a 11.1°C/s y a 5.4°C/s

4.3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE RECOCIDO INTERMEDIO

En esta sección se presentan los resultados de los ensayos llevados a cabo para el estudio de la aplicación de un tratamiento térmico de recocido intermedio a los aceros B-490 y A500, después de la laminación en caliente de los mismos. Con este fin se realizó un mantenimiento de 1 hora a las temperaturas de 800 °C, 700 °C, 600 °C y 500 °C, y posteriormente se continuó con un enfriamiento natural (al aire) en todos los casos. La Figura 4.36, muestra los resultados de la dureza obtenida en los dos aceros al finalizar estos ensayos.

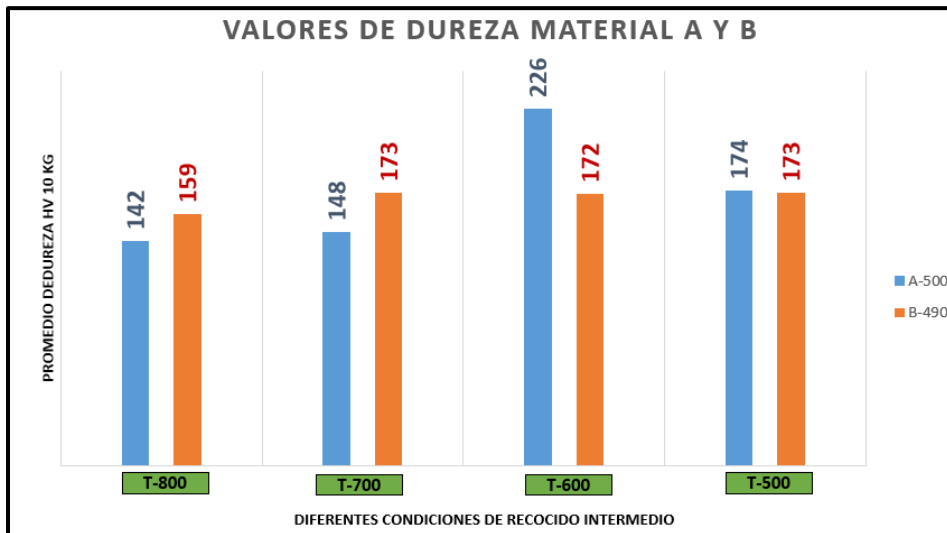


Figura 4. 36. Valores de dureza tras los recocidos intermedios.

4.3.1. Recocido intermedio a 800 °C

En la Figura 4.37 se muestran las micrografías obtenidas en ambos aceros tras el mantenimiento a 800 °C. En ambos casos se sigue apreciando la presencia de la fase secundaria y también debe destacarse que tras este tratamiento se han alcanzado los menores valores de dureza, destacándose especialmente la baja dureza medida en el acero A-500 (142 HV frente 159 HV en el B-490, Figura 4.36). En las Figuras 4.38 (acero B-490) y 4.39 (acero A-500) en la observación bajo un mayor número de aumentos mediante microscopía electrónica de barrido, se observa una matriz ferrítica con carburos dispersos y una fase secundaria en forma de “parches” de ferrita y carburos precipitados en ambas calidades. Se ha conseguido de este modo transformar toda la austenita en ferrita, aunque ha quedado todavía una cierta heterogeneidad en el reparto de los carburos. Podemos así decir que este tratamiento nos optimiza bastante la microestructura de ambos aceros.

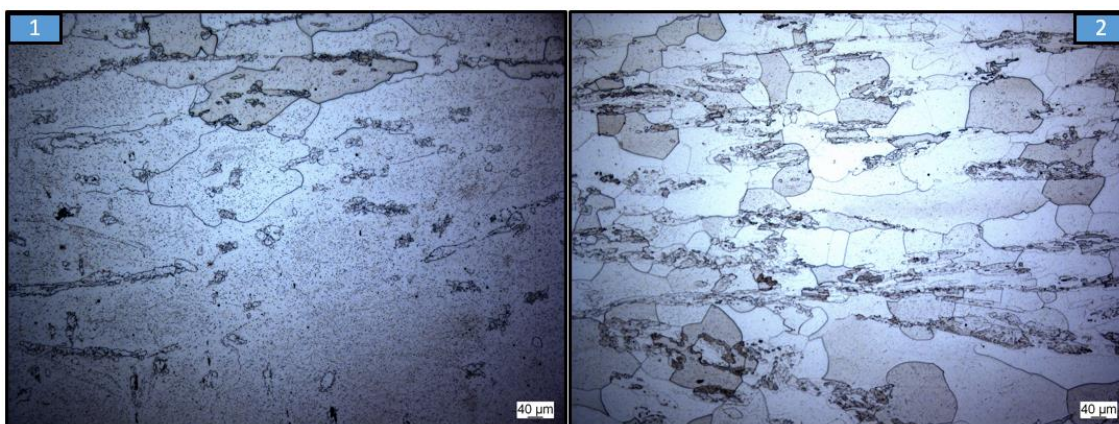


Figura 4. 37. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 800 °C, 100x.

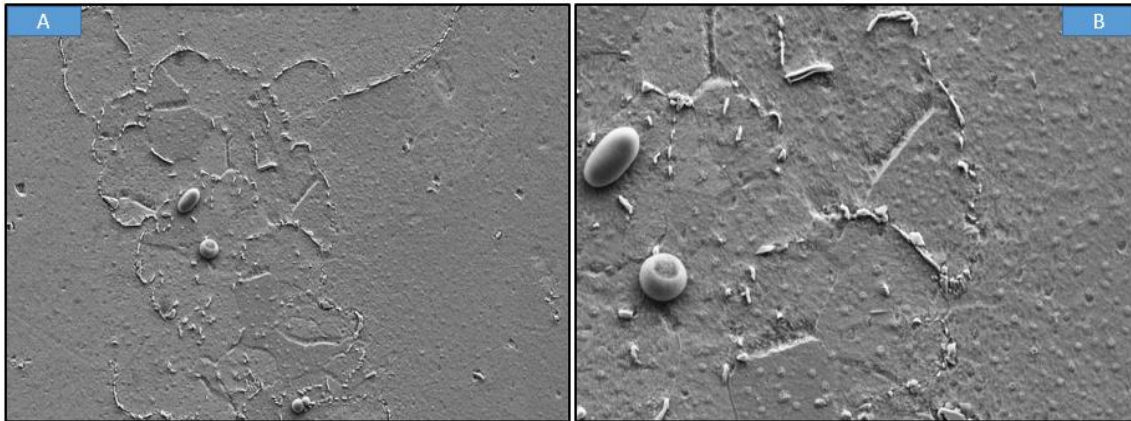


Figura 4. 38. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición de recocido con mantenimiento a 800 °C del acero B-490.

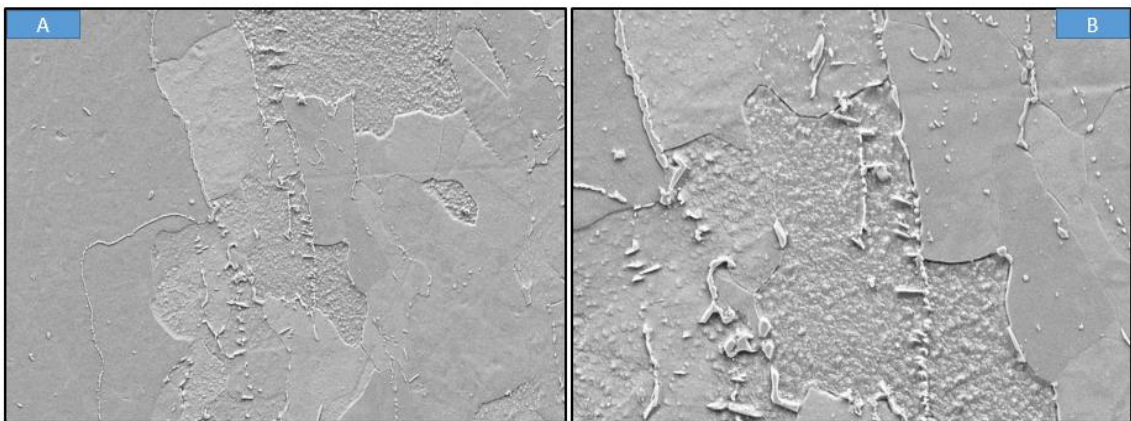


Figura 4. 39. Imágenes de microscopía electrónica de barrido a 2000x (A) y 5000x (B) en la condición de recocido con mantenimiento a 800 °C del acero A-500.

4.3.2. Recocido intermedio a 700 °C

La Figura 4.40 muestra las microestructuras de los aceros tras el mantenimiento a la temperatura a 700 °C. En el acero B-490 (Figura 4.40-1) se nota claramente una mayor fracción de la fase secundaria, que justificaría la mayor dureza en relación al acero A-500 (Figura 4.40-2) en esta misma condición, y también justificaría la mayor dureza comparada con el manteamiento a 800 °C (173 HV frente 159 HV). En cambio, en la calidad A-500 se ha obtenido microestructuras y durezas muy parecidas a las del caso anterior.

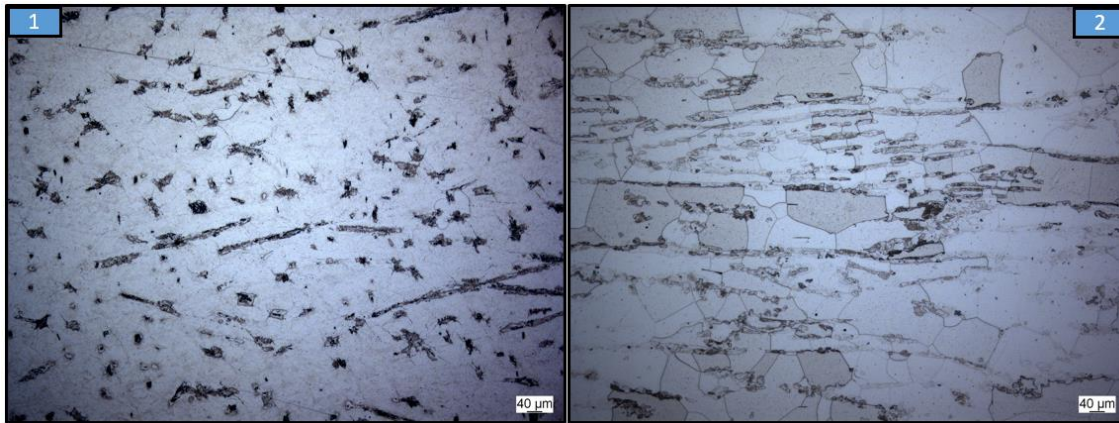


Figura 4. 40. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 700 °C, 100x.

4.3.3. Recocido intermedio a 600 °C

La Figura 4.41 muestra los resultados tras el mantenimiento a 600 °C para los aceros B-490 y A-500. En este caso se observa claramente una mayor proporción del constituyente secundario en el acero A-500 (Figura 4.41-2), que justificaría el mayor valor de dureza medido en este acero con respecto al B-490 (226 HV frente 172 HV, Figura 4.36). En el caso del A-500, la dureza es prácticamente la misma que la obtenida en la condición 8 (226 HV frente 228 HV, Figura 4.36 y 4.8 respectivamente) y lo mismo ocurre con la microestructura (ver Figuras 4.33-2 y 4.41-2). Por otro lado, en el caso del acero B-490 (Figura 4.41-1), la aplicación de este recocido apenas difiere del realizado a 700°C.

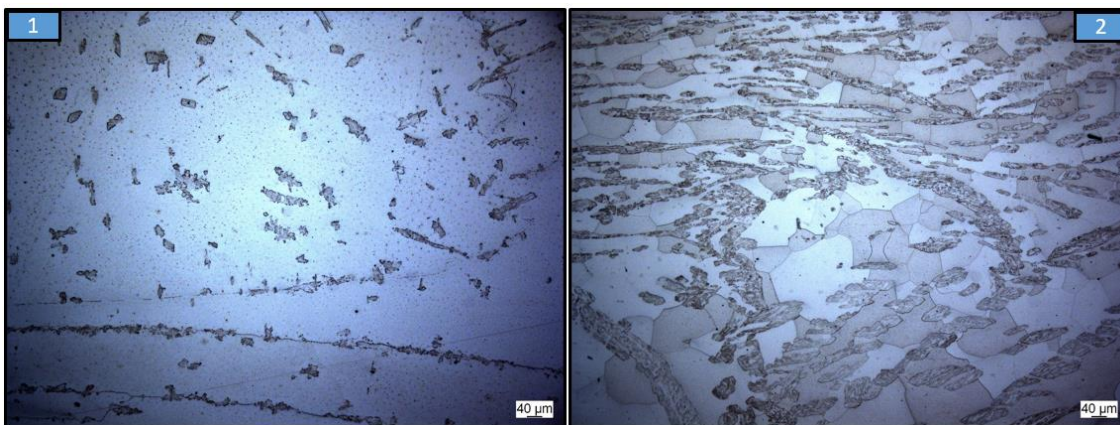


Figura 4. 41. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 600 °C, 100x.

4.3.4. Recocido intermedio a 500 °C

La Figura 4.42 muestra la microestructura tras el mantenimiento a la temperatura a 500 °C para ambos aceros. Se han obtenido durezas similares en ambas calidades (174 HV frente 173 HV). En cuanto al A-500, existe una disminución de la fase secundaria con respecto al recocido intermedio de 600 °C, notándose también en menor dureza (174HV frente 226 HV) con respecto a dicho recocido, lo cual estaría influenciado básicamente por la proporción de dicha fase secundaria.

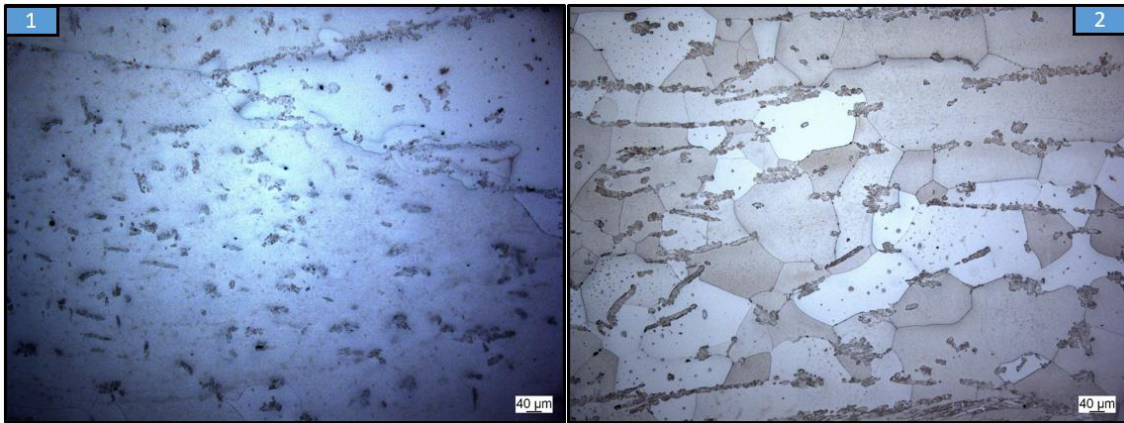


Figura 4. 42. Micrografías comparativas de los aceros B-490 (1) y A-500 (2) tras el mantenimiento de 1 hora a 500 °C, 100x.

5. CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos se pueden destacar las siguientes conclusiones:

- La región bifásica $\alpha+\gamma$ calculada a través de los softwares termodinámicos (ThermoCalc y JMatPro) para composiciones químicas extremas del acero inoxidable 430 se ajusta a los obtenidos en investigaciones previas con calidades de acero similares a la estudiada en el presente trabajo. Sin embargo, estos programas no permiten ajustar con una precisión suficientemente fiable los límites de la región bifásica de este acero (tampoco tienen en cuenta el efecto de la ruta de calentamiento).
- Al calentar el acero B-490 (calidad más ferrítica) a una temperatura de 1310°C se alcanza la región monofásica alfa, e igualmente ocurría tras un calentamiento a 1185°C (previa a la laminación en caliente).
- En el acero A-500 (calidad más austenítica) no se llegó a alcanzar el dominio monofásico ferrítico en el calentamiento realizado a 1350 °C, ni tampoco a 1185°C.
- Tras calentamientos a 1185°C seguidos de un proceso de laminación en caliente entre 1100 y 1000°C, independientemente de la velocidad de enfriamiento utilizada, se obtuvieron siempre (con las dos calidades) estructuras bifásicas de ferrita con un segundo constituyente mayoritariamente martensítico. Los tiempos de permanencia a 1000°C al término de la laminación en caliente apenas influyeron tampoco en la microestructura ni en la dureza finalmente obtenidas.
- La fracción del segundo constituyente fue siempre mayor en el acero A-500, lo que explica la mayor dureza medida siempre en esa calidad, aunque la dureza de la martensita en esta calidad fue también mayor, lo que se justifica en virtud de su superior contenido en carbono (0,041% frente a 0,025%).
- En ninguno de los ensayos efectuados tras la deformación en caliente, terminada a 1000°C, se ha conseguido obtener una microestructura uniforme (idealmente de ferrita con carburos uniformemente precipitados), por lo que con objeto de evitar la formación de martensita y generar un reparto uniforme de los carburos en la ferrita se propone realizar adicionalmente un mantenimiento a una temperatura intermedia. A este respecto, con objeto de asegurar la transformación de toda la austenita que existe al terminar el proceso de laminación en caliente del acero es conveniente realizar un mantenimiento a 800°C durante al menos una hora. De este modo se asegura su transformación en ferrita y una dureza mínima en el producto final, que facilitará su posterior laminación en frío.
- Por último, se ha puesto de manifiesto que variaciones mínimas de la composición química dentro del rango admisible del acero inoxidable AISI 430, pueden llegar a generar grandes cambios microestructurales y de dureza en los productos finales laminados en caliente, que podrían comprometer los procesos de laminación en frío necesarios para obtener productos muy delgados.

6. PRESUPUESTO

El presupuesto estimado de la siguiente investigación se muestra a continuación:

6.1. GASTO DE PERSONAL

-Investigador en formación: 300 €/mes * 6 meses = 1800 €

6.2. ENSAYOS EJECUTADOS

Tabla 6. 1. Presupuesto de los ensayos realizados.

Ensayos	Coste Unitario	Cantidad	Coste TOTAL
Ensayos dilatométricos	238,42 €	8	1.907,36 €
Ensayos dilatométricos de deformación	415,26 €	16	6.644,16 €
Sesión observación en el FEG-SEM (<i>Microscopía Electrónica de Barrido</i>)	360,52 €	6	2.163,12 €
Sesión de "Electron Backscattered Diffraction (EBSD)"	721,04 €	1	721,04 €
Dureza HV con 3 indentaciones en cada probeta	30,00 €	26	780,00 €
COSTE TOTAL			12.215,68 €
COSTE TOTAL + IVA (21%)			14.780,97 €

De acuerdo a lo mostrado anteriormente, da un coste total estimado del Trabajo Fin de Master es 16.580,97 euros.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Proyecto Hefesto: “Estudio experimental para el ajuste de las condiciones de proceso del acero inoxidable ferrítico para resolver problemas de fragilización y sensibilización que afectan a su producción y propiedades finales. 2015
- [2] Shahid Zaman, Muhammad Adil Khattak y Mohd Nasir Tamin. “Effects of Welding on the Microstructural Properties of AISI 430 Ferritic Stainless Steel”. *Journal of Advanced Research in Materials Science* 44, Issue 1. 2018.
- [3] Universidad Politécnica de Cataluña, *Manual de Diseño para Acero Inoxidable Estructural*, cuarta edición. 2017.
- [4] Euroinox, *Manual de aceros inoxidables de Euro Inox*, Euro Inox, Luxemburgo, 2002.
- [5] Cindy Estefanía Morales Bazaldúa, “Estudio de la recristalización en la zona de unión de un compuesto de matriz a359/sic20p utilizando el proceso de soldadura por fricción agitación”. *Corporación Mexicana de Investigación en Materiales*, 2016.
- [6] J. S. Hinton and J. H. Beynon. *Restoration Processes during Hot Deformation in the δ – ferrite and Austenite Dual Phase Region of AISI430 Ferritic Stainless Steel*. *ISIJ International*, Vol. 47, 2007.
- [7] P G. Roberts, G. Krauss, T.Kennedy, *Tool Steels*, ASM Intenational, Materials Park, Ohio, USA, 1998.
- [8] *Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels*, Edit. G.F. Vander Voort, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1991.
- [9] F. Christien, M.T.F. Telling, K.S. Knight “A comparison of dilatometry and in-situ neutrón diffraction in tracking bulk phase transformations in a martensitic stainless steel”. *SciecieDirect, Revista Tecnología e innovación*, N° 9, 2016.
- [10] Rodríguez, Mario, López, Víctor, Miranda, Valeria, Escamilla, Cristobal, Ávila, Osiris. *Aplicación del Software Thermo-Calc Prisma en el Análisis de la Precipitación de un Acero Ferrítico*. *Revista Tecnología e Innovación*. Vol. 3 No.9. 2016
- [11] Uriel Martínez Sandoval, *Aplicaciones del Programa Themor-Calc Para el Análisis de Aleaciones*. Instituto Politécnico Nacional, México. 2014.
- [12] ASTM E-92. “Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. 2017
- [13] Hu Jin-cheng, SONG Hong-mei, YU Ming² and JIANG Lai-zhu. “Thermo-Calc Calculation and Experimental Study of Microstructure of SUS 410s and SUS 430 Ferrite Stainless Steels at High Temperature. *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium* 2007.