

Máster interuniversitario en integridad estructural y durabilidad de materiales, componentes y estructuras

TRABAJO FIN DE MÁSTER

Influencia de los microaleantes en las transformaciones de un acero de fase compleja endurecible en prensa utilizado en automoción.

Vicente Pérez Aroca

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM-CSIC)

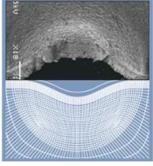
Francisca García Caballero y Carlos Capdevila Montes

Francisco Javier Belzunce Varela

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

Universidad de Oviedo

Noviembre 2021



Máster interuniversitario en integridad estructural y durabilidad de materiales, componentes y estructuras

TRABAJO FIN DE MÁSTER

Resumen:

En esta época donde prima la sostenibilidad, la economía circular, horizontes verdes y demás objetivos para reducir emisiones e intentar consumir menor cantidad de recursos, la industria del automóvil no se queda atrás. Para conseguir estos propósitos, se están investigando nuevas aleaciones y procesos de fabricación más respetuosos con el medio ambiente. Entre las familias de aceros avanzados de alta y súper alta resistencia del sector del automóvil destacan los aceros de endurecimiento en prensa (con sus siglas en inglés, PHS).

En este trabajo se estudia el efecto de los microaleantes en la microestructura de diferentes aceros PHS, las cuales determinan sus características microestructurales, como el tamaño de grano, las fases presentes en la microestructura y otras propiedades tecnológicas como la templabilidad. También se realiza una simulación utilizando elementos finitos del proceso de conformado en caliente de una chapa de acero usando las aleaciones objeto de este trabajo. Para esta investigación, se han realizado experimentos de dilatometría con posterior caracterización microestructural mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de electrones retrodispersados.



Índice

| | |
|--|----|
| 1. Introducción y objetivos..... | 2 |
| 2. Procedimiento experimental | 8 |
| 2.1. Tratamiento de las muestras | 8 |
| 2.2. Materiales | 8 |
| 2.3. Caracterización microestructural..... | 9 |
| 2.4. Determinación de puntos críticos de calentamiento y enfriamiento mediante dilatometría..... | 9 |
| 2.5. Determinación del tamaño de grano austenítico | 11 |
| 2.6. Diagramas de Transformación-Temperatura-Tiempo (TTT) | 13 |
| 2.7. Diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT)..... | 13 |
| 2.8. Simulación del proceso de conformado mediante elementos finitos | 14 |
| 3. Resultados y discusión | 20 |
| 3.1. Caracterización microestructural del material en estado de recepción..... | 20 |
| 3.2. Puntos críticos de calentamiento y enfriamiento..... | 23 |
| 3.3. Tamaño del grano austenítico..... | 26 |
| 3.4. Diagramas TTT | 28 |
| 3.5. Diagramas CCT..... | 30 |
| 3.6. Simulación del proceso de conformado..... | 32 |
| 4. Conclusiones..... | 35 |
| 5. Presupuesto | 36 |
| 6. Referencias..... | 37 |
| 7. Anexos..... | 39 |
| Anexo II..... | 39 |
| Anexo II..... | 42 |
| Anexo III..... | 49 |
| Anexo IV | 53 |

1. Introducción y objetivos

En los aceros usados en la automoción se puede distinguir dos grandes familias: los aceros convencionales y los aceros avanzados de alta resistencia (de sus siglas en inglés, "AHSS"). La diferencia principal entre estas dos familias radica en su microestructura. Mientras que los aceros convencionales (Tabla 1) muestran una microestructura monofásica de ferrita, con posible presencia de perlita, los aceros avanzados de alta resistencia (Tabla 2) son multifase. Además de ferrita presenta martensita, bainita y/o austenita. Esta diferencia microestructural provoca grandes diferencias en su resistencia a la tracción, aumentando desde los 800 MPa (siendo más común valores entre 200 y 500 MPa) en los aceros convencionales, hasta superar los 2000 MPa en los AHSS.

Tabla 1. Aceros convencionales usados en el sector del automóvil [1][2][3]. Las siglas se corresponden con su nombre inglés, con el que se conocen habitualmente.

| Nombre | Composición | Características | Aplicaciones | Laminado |
|--|--|---|---|----------------------|
| Aceros libres de intersticiales (IF) | Baja en carbono. Baja aleación, pequeña cantidad de fósforo | Muy blandos, límite elástico bajo y gran alargamiento. Capacidad de endurecer por deformación (el fósforo endurece en solución sólida) | Capó | En frío |
| Aceros dulces | Baja y ultrabajo en carbono | Muy blandos, límite elástico bajo y gran alargamiento | Diversos usos no estructurales | En frío y/o caliente |
| Aceros endurecibles en horno (BH) | Baja en carbono y con presencia de nitrógeno en solución sólida | Límite elástico entre 180 y 300 MPa. Capacidad de endurecerse en horno debido a la presencia de nitrógeno en solución sólida | Capó y puertas | En frío |
| Aceros al Carbono-Manganeso (CMn) | Baja en carbono. Manganeso hasta 1.5% | Límites elásticos entre 235 MPa y 450 MPa | Chasis (en desuso). Se usaron en la década de los 70 para aligerar el peso de los automóviles | En caliente |
| Aceros de alta resistencia y baja aleación o Aceros microaleados (HSLA) | Baja en carbono, manganeso hasta 1.5% y microaleantes (Ti, Nb, V...) | Límites elásticos ente 235 y 600 MPa. Los aleantes inducen un control de afino de grano mediante procesos de precipitación | Bastidor, ruedas, guías de asiento y travesaños | En frío y/o caliente |

Tabla 2. Aceros avanzados de alta resistencia aplicados al sector del automóvil [2][3][4]. Las siglas se corresponden con su nombre inglés, con el que se conocen habitualmente.

| Nombre | Composición | Características | Usos | Laminado |
|--|---|--|--|----------------------|
| Acero Ferrítico-Bainítico (FB) | 0.18% carbono, 2% manganeso, mínimo 0.015% aluminio y cantidades variables de niobio, titanio y boro | Parecida composición que los HSLA, pero con mayor resistencia a tracción por la presencia de bainita. | Partes del chasis y suspensión | En caliente |
| Acero de Prensa Templado (PQS) | Baja en carbono, hasta 1.8% de manganeso, aleantes como silicio, aluminio y boro. | Límite elástico entre 450 y 600 MPa | Pilar B | En caliente |
| Acero de plasticidad inducida por transformación (TRIP) | Media en carbono, 2% de silicio, 2.5% manganeso y otros aleantes | Límite elástico hasta 600 MPa. Cantidad significativa de austenita retenida que al sufrir una deformación plástica transforma a martensita aumentando su resistencia a la tracción | Parachoques | En frío |
| Acero dual (DP) | 0.1-0.23% carbono, 0.5-1.0% silicio, 1.8-3.0% manganeso, y microaleantes, como titanio, niobio, cromo y manganeso | Límite elástico entre 300 y 1100 MPa. | Llantas, perfiles ligeros, asientos de amortiguadores, elementos de fijación | En frío y/o caliente |
| Acero de fase compleja (CP) | Baja en carbono, 2.2% manganeso y aleantes, como cromo, molibdeno, niobio, titanio, aluminio, vanadio y boro | Límite elástico entre 600 y 900 MPa. Los aleantes precipitan como carbonitruros y son responsables de un gran afinado de grano. También tienen una cantidad aceptable de austenita retenida que provoca el efecto TRIP | Parachoques y zonas de relevancia frente a choques | En frío y/o caliente |

Continuación Tabla 2

| | | | | |
|---|---|---|--|----------------------|
| Acero de Plasticidad inducida por maclado (TWIP) | 12-30% manganeso y hasta 1% carbono, 3% silicio y 3% aluminio | Límite elástico sobre 1000 MPa. Por la cantidad de manganeso la austenita es estable a temperatura ambiente. Durante la deformación plástica se generan maclas que aumentan considerablemente su dureza | Chasis | En caliente |
| Acero martensítico (MS) | 0.13-0.35% carbono, 0.3-1% silicio, 2.4-3% manganeso | Límite elástico entre 900 y 1700 MPa. Estructura casi totalmente martensita con presencia de ferrita o bainita | Parachoques, refuerzo de puertas, traviesa de techo | En frío y/o caliente |
| Acero de endurecimiento por prensado (PHS) | 0.25-0.36% carbono, 0.8-1.4% manganeso, 0.0005% boro y microaleantes como titanio, niobio, molibdeno y cromo | Límite elástico entre 1000 y 2000 MPa. Son los de mayor límite elástico | Viga parachoques y refuerzos de puerta, montante de vano, pilar central, suelo, túnel, salpicadero y techo | En frío y/o caliente |
| Acero bainítico libre de carburo (CBF) | Aceros en desarrollo con un 1.5% en Si, que evita la precipitación de cementita en la transformación bainítica estabilizando la austenita. Como resultado se forman bainitas con placas muy finas de ferrita separadas por regiones de austenita enriquecidas en carbono. Presentan valores de resistencia a la tracción entre 1200 y 1500 MPa. | | | |
| Aceros templados con reparto del carbono (Q&P) | Aceros en desarrollo. Estos aceros se consiguen tras ciclos térmicos de temple seguido de un calentamiento por encima de Ms para distribuir el C entre la martensita y la austenita no transformada. Resistencias a la tracción entre los 1000 y 1300 MPa. | | | |
| Aceros de manganeso medio (Med-Mn) | Aceros en desarrollo. Con contenidos en manganeso entre el 3% y el 12%. También tienen como aleantes aluminio y silicio. Por la cantidad de manganeso, estabilizan la austenita a temperatura ambiente, consiguiendo el efecto TRIP y/o TWIP. | | | |

Una vez introducidos los tipos de acero disponibles en la industria automovilística, nos centraremos en los aceros PHS, en su conformado y se hará también una breve evolución histórica.

El acero PHS [5] de uso más extendido y base de la que derivan multitud de aleaciones es el PHS1500, o comúnmente llamado 22MnB5. Los números que continúan tras PHS se refieren al límite elástico del acero en MPa. En cuanto a la nomenclatura química, se indica el porcentaje de carbono, en este caso 0.22%, seguido de la suma de manganeso y boro en tanto por ciento y

referido a una fracción de cuatro, en este caso 5/4, o lo que es lo mismo, 1.25%. En caso de aparecer otros elementos en la denominación, se indican los aleantes de la aleación sin cuantificar su tanto por ciento. El PHS1500 en estado de recepción, generalmente tiene una microestructura ferrito-perlítica con un límite elástico entre 300-600 MPa y con un alargamiento (A_{80}) superior al 12%. Una vez tratado, el acero puede aumentar su resistencia hasta alcanzar un límite elástico de 1500 MPa, pero reduciendo considerablemente su alargamiento a tracción. Para estas aleaciones se puede estimar su microestructura en función de sus aleantes, a partir de las curvas CCT de transformación de la austenita que se presentan en la Figura 1.

Derivados de este acero base, existen otras aleaciones con límites elásticos superiores e inferiores. Para límites elásticos inferiores, la ductilidad crece considerablemente. Existen en esta familia aceros con un límite elástico tan bajo como 500 MPa, que se emplean en piezas donde se requiere una gran capacidad de absorción de energía. Por otro lado, las aleaciones con límites elásticos superiores, entre 1800-2000 MPa, tienen el problema de la fragilización por hidrógeno.

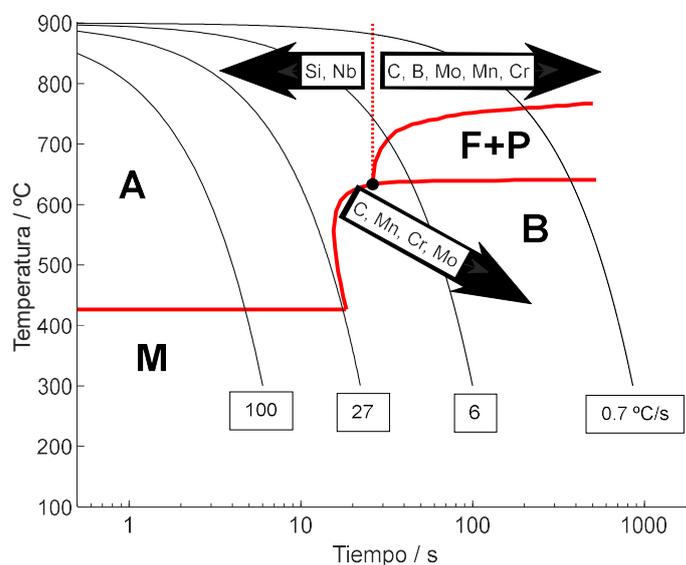


Fig 1. Efecto de los elementos de aleación en la posición de las curvas CCT del acero 22MnB5 [6].

Aparte de estos aceros que fueron desarrollados para ser endurecidos tras el conformado en prensa (Press Hardening), también se utilizan otras aleaciones que, aunque estrictamente pertenecen a otro tipo de aceros, se les puede catalogar como PHS. Estos aceros son los inoxidables martensíticos [7], en especial el AISI SS420C, los aceros con contenidos medios de manganeso [8] de tercera generación; y los aceros de fase compleja [5], más concretamente la aleación comercial Tribond®.

Los aceros PHS se conforman por diferentes métodos, que se resumen en la Tabla 3.

El desarrollo del proceso Press Hardening comenzó en Luleå en 1973 [9], donde fue llevado por primera vez a cabo por la empresa Norrbottens Järnverks AB (NJA), transferida en 1978 a SSAB. En 1975, la Universidad Tecnológica de Luleå junto a Volvo y a NJA, comenzaron un proyecto de seis años para el desarrollo de esta tecnología. Las primeras piezas conformadas en 1984 procesadas por Press Hardening, fueron 4 vigas para las puertas del vehículo Saab 9000.

En 1998, ArcelorMittal desarrolló el primer acero PHS, Usibor1500®, con recubrimiento de aluminio-silicio [10]. Este hito hizo que en 2000 apareciesen en el mercado automóviles con un

contenido de partes conformadas en caliente superior al 3% en peso, siendo las primeras piezas conformadas los pilares A y B.

En 2005 salió al mercado el Volkswagen Passat. Este coche tenía entonces más del 15% en peso de acero PHS. Esto fue posible por el desarrollo del proceso híbrido en dos pasos y el barnizado del acero en vez del recubrimiento con una capa de aluminio-silicio. También fue el primer automóvil donde se usó el PHS fuera de las vigas y pilares de las puertas, en el túnel de transmisión y en el tabique cortafuegos.

Se superó la barrera del 20% en peso en el año 2012, con la incorporación al mercado del Volvo V40, Audi A3 y el Volkswagen Golf (28% de PHS en peso).

El acero PHS ha ido ganando terreno frente a metales ligeros como el aluminio. Las primeras generaciones del Audi A8 estaban fabricadas con un 100% de aluminio. En la tercera generación del A8 (2010-2017) se cambiaron los pilares B de aluminio por una capa de PHS y otra de acero estampado en frío. En la cuarta generación (2017), el porcentaje de PHS ha ascendido hasta el 17% del peso.

El uso de los aceros PHS se ha extendido también al vehículo eléctrico. Hoy en día se les puede encontrar en casi todos los modelos que se comercializan en un porcentaje superior al 8% en peso, llegando en ciertos casos hasta el 31%.

La tecnología Press Hardening y el uso de aceros PHS no solo se restringe a los coches utilitarios, sino que también se usan en los vehículos pesados. Por ejemplo, el compacto Ford Transit Connect presenta el 16% en peso de acero PHS, la pickup FCA RAM 1500 tiene un 15% en peso y los camiones Scania de segunda generación muestran alrededor del 4% en peso de acero PHS.

El objetivo de este trabajo es la caracterización microestructural de tres aleaciones de acero PHS junto a una simulación utilizando elementos finitos de un proceso de conformado con endurecimiento en prensa, Press Hardening.

Tabla 3. Métodos de conformado de los aceros PHS [11][12][13]. Las siglas se corresponden con su nombre inglés, que es que son conocidos habitualmente.

| Proceso | Proceso | Características |
|---|---|---|
| Directo (chapa) | Calentamiento-Conformado-Temple-Recorte | Es el proceso conocido como Press Hardening. Para aceros de la familia 22MnB5 sin recubrimiento (en atmósfera controlada) o recubrimiento de Al-Si. |
| Indirecto (chapa) | Conformado y recorte-Calentamiento-Temple-Recorte | Proceso conocido como Form Hardening. La ventaja frente al procesado directo es que se puede incorporar varios dados en el tren de fabricación. Para aceros 22MnB5. No sirve para aceros con recubrimiento Al-Si ya que rompería. |
| Hibrido (chapa) | 1er conformado-Calentamiento-2ndo conformado-Temple-Recorte | Es el proceso más usado para el 22MnB5, sobre todo con recubrimiento de Al-Si. |
| Directo Pre-Enfriado (chapa) | Calentamiento-Preenfriamiento-Conformado-Temple-Recorte | Proceso para aceros 22MnB5 con recubrimiento de Zn. Antes de conformar se enfría hasta los 500 °C para evitar la aparición de grietas en la capa. |
| Multipaso (chapa) | Calentamiento-Preenfriamiento-Conformado y recorte-Temple al aire | Análogo al proceso anterior, pero para aceros 22MnSiB9-5 templados al aire. |
| Perfilado de PHS (barra) | Calentamiento-Temple-Corte-Recorte y perforado | Para fabricar tubos, tuberías y perfiles de sección constante. El calentamiento es por inducción. |
| Form Fixture Hardening (barra) | Corte-Calentamiento-Conformado por flexión-Temple-Recorte y perforado | Para fabricar tubos, tuberías y perfiles de sección constante. El calentamiento se realiza en horno donde entran las piezas ya cortadas. |
| Endurecimiento por soplado/Conformado de metales por gas caliente (barra/tubo) | Corte de barra o tubo/soldadura-Calentamiento-Conformado por presión-Temple-Perforado | Se consiguen mayores durezas para un mismo material. |
| Doblado en caliente y temple tridimensional (3DQ) (tubo) | Corte de tubo-Calentamiento local por inducción-Flexión 3D-Temple en agua-Perforado | Usado para realizar piezas únicas no rectas. |
| Conformado por aire de tubo de acero (STAF) (tubo) | Corte de tubo-Preforma en frío-Calentamiento-Conformado por presión-Temple-Perforado | Puede realizar temple diferenciales. Posibilidad de dejar flancos en una pieza para futuras soldaduras, con otras técnicas se necesitarían dos piezas. |

2. Procedimiento experimental

2.1. Tratamiento de las muestras

Cómo se va a ver durante todo el trabajo, se realizó el estudio sobre muestras de dilatometría. Estas muestras se han mecanizado para tener unas dimensiones de 10x4x1.3 mm. Para realizar su caracterización, las muestras se han embutido en baquelita Polyfast® de la marca Struers. A continuación, las probetas de baquelita se desbastaron usando lijas de grano desde 320 hasta 2000. Para finalizar la preparación de las muestras, estas se han pulido usando pasta de diamante de 3, 1 y ¼ µm.

2.2. Materiales

Para el estudio experimental se han seleccionado tres aceros. Estos tres aceros, Tabla 4, son aceros de alta resistencia pertenecientes a la familia 22MnB5, que se usan en el sector del automóvil. El proveedor y fabricante de los aceros ha sido ArcelorMittal.

Los tres aceros han sido conformados siguiendo el mismo procedimiento. Se cortaron planchas de acero proveniente de una colada continua. A continuación, se calentaron dichas planchas y se laminaron en caliente en 5 pasadas hasta reducir su espesor un 77.3%. El siguiente paso fue una laminación en frío donde se redujo el espesor un 60%, obteniéndose un espesor final de 1.3 mm. Por último, se realizó un recocido para ablandar y relajar tensiones y un baño en una aleación fundida de aluminio-silicio (90%Al-10%Si) para incorporar una capa de protección contra la oxidación. En la Tabla 5 se detalla tanto el tratamiento térmico aplicado en cada caso tras el temple en prensa como las condiciones de ejecución del revestimiento.

Tabla 4. Composición química de los aceros (cantidades máximas en la aleación). Se marcan en negrita los elementos aleantes diferenciadores de cada acero.

| Acero | %C | %Si | %Mn | %Al | %Cr | %Mo | %Ni | %Nb | %Ti | %B | %P | %S |
|----------------|-------------|-------------|-------------|-----------|------|-------------|----------------|-------------|------|-------|------|------|
| Fortiform1180® | 0.23 | 2.00 | 2.90 | 0.015-1.0 | 0.60 | - | - | - | - | 0.005 | 0.04 | 0.01 |
| Usibor1500® | 0.25 | 0.40 | 1.40 | 0.01-0.1 | 0.35 | - | - | 0.01 | 0.05 | 0.005 | 0.03 | 0.01 |
| Usibor2000® | 0.36 | 0.80 | 0.80 | 0.01-0.06 | 0.50 | 0.50 | <0.5 | 0.07 | 0.07 | 0.005 | 0.03 | 0.01 |

Tabla 5. Tratamiento térmico de recocido y recubrimiento aplicados a los aceros comerciales.

| Acero | Calentamiento | Tiempo de recocido | Enfriamiento | Baño en Al-Si | Tiempo de inmersión | Enfriamiento |
|----------------|----------------------|--------------------|--------------|---------------|---------------------|--------------|
| Fortiform1180® | 4 °C/s hasta 730 °C | 80s | 10 °C/s | 650 °C | 50s | 10 °C/s |
| Usibor1500® | 30 °C/s hasta 750 °C | 50s | 8 °C/s | 650 °C | 10s | 20 °C/s |
| Usibor 2000® | 20 °C/s hasta 750 °C | 70s | 10 °C/s | 650 °C | 10s | 25 °C/s |

En el Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM-CSIC) se recibieron dos planchas de cada acero con dimensiones de 400x500x1.3 mm. La mayoría de las muestras que se usaron en el trabajo experimental han sido cortadas con unas dimensiones de 10x4x1.3 mm, coincidiendo la longitud larga la dirección longitudinal de laminación.

2.3. Caracterización microestructural

Se ha realizado una caracterización mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y un análisis de durezas con el fin de verificar que el material se ha recibido tal como especifica el fabricante. Se caracterizaron tanto la sección longitudinal como la transversal por si hubiera diferencias derivadas de la laminación.

En la sección longitudinal se observó una estructura fuertemente bandeada, por lo que se calculó el índice de anisotropía (AI) y el camino libre medio entre bandas (λ).

La anisotropía microestructural se ha cuantificado usando el método de las intersecciones según la norma ASTM E 1268-99 [14]. Con esta norma medimos el índice de anisotropía (AI) asociado a la morfología del grano ferrítico. Un AI de 1 significa que el grano es isótropo, y cuanto más alejado de 1, el grano estará más alargado en la dirección de laminación. Este índice se calcula a través de la fórmula:

$$AI = \frac{\bar{N}_{L\perp}}{\bar{N}_{L\parallel}} \quad (1)$$

Siendo $\bar{N}_{L\perp}$ las veces que una línea guía perpendicular a la dirección de laminación intersecta por unidad de longitud con fronteras de grano y $\bar{N}_{L\parallel}$, las veces que lo hace una línea guía paralela a la dirección de laminación.

El camino libre medio entre los pequeños precipitados se calcula de la siguiente forma:

$$\lambda = \frac{1-V_V}{\bar{N}_{L\perp}} \quad (2)$$

Donde V_V es la fracción de volumen de la segunda fase (cementita/perlita) y $\bar{N}_{L\perp}$ el número de veces que una línea intersecta por unidad de longitud con las citadas partículas. La fracción de cementita, V_V , se ha calculado según la norma ASTM E 562-01[15].

Las medidas se hicieron sobre micrografías ópticas tomadas de la sección longitudinal a 1000 aumentos con el microscopio Olympus GX51. La fracción de volumen se calculó con el software informático ImageJ.

Para medir las durezas, se utilizó la escala de dureza Vickers con un durómetro Zwick aplicando una carga de 10 Kg.

2.4. Determinación de puntos críticos de calentamiento y enfriamiento mediante dilatometría

Con el fin de determinar a qué temperaturas podemos austenizar los aceros, lo primero que se ha calculado fueron sus temperaturas críticas de calentamiento, esto es, Ac_1 , temperatura para la que la perlita comienza a transformarse en austenita, entrando en el campo $\gamma+\alpha$; Ac_3 , temperatura para la que la microestructura se ha transformado totalmente a austenita; y Ms y Mf , temperaturas a las cuáles empieza y termina respectivamente la transformación martensítica.

Para determinar las temperaturas Ac , se han aprovechado las muestras que más tarde servirán para construir los diagramas TTT y CCT. El tratamiento térmico realizado para obtener los diagramas TTT, Figura 2a, en el dilatómetro BARH 805D, ha sido un calentamiento a 7.5 °C/s hasta los 930 °C, con un tiempo de austenización de 3 minutos, seguido de un temple hasta la

temperatura isotérmica (300, 350, 400, 450, 500, 550 y 600 °C), un mantenimiento a dicha temperatura durante 30 minutos y un temple final hasta temperatura ambiente. Por otro lado, el tratamiento térmico para la construcción de los diagramas CCT, realizado también en el dilatómetro BARH 805D, es el descrito en la Figura 2b, consistente en un calentamiento a 7.5 °C/s hasta los 930 °C, seguido de un tiempo de austenización de 3 minutos para emplear luego diferentes velocidades de enfriamiento, CR (desde 100 °C/s hasta 0,05 °C/s).

En esta sección solo nos ocuparemos del calentamiento, que es donde hemos hallado los puntos críticos.

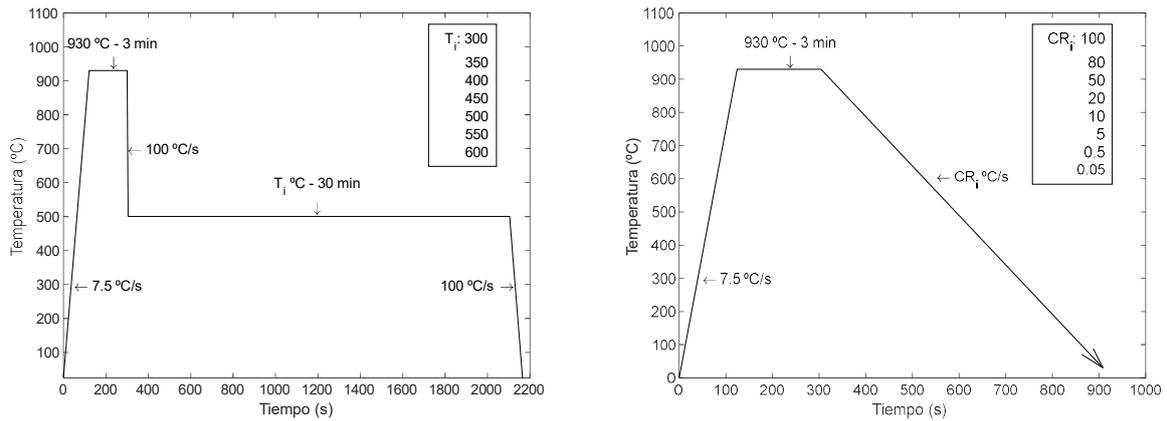


Fig 2. Tratamientos térmicos, a) TTT, b) CCT

Como se observa en la Figura 2a), se han usado 7 temperaturas diferentes de mantenimiento isotérmico, entre 300 y 600 °C, por lo que se dispuso de 7 muestras para determinar las temperaturas Ac. Para ello, se procesaron los datos obtenidos en el dilatómetro y se representó el cambio relativo de longitud de la probeta (% o RCL) frente a la temperatura (°C). Sobre el gráfico, se trazaron pendientes en los tramos de pendiente constante. Cuando la curva graficada se aleja de la zona de pendiente constante significa que está teniendo lugar una transición de fase. En la Figura 3 podemos ver un ejemplo representativo de una curva dilatométrica y las temperaturas Ac₁ y Ac₃ calculadas del modo indicado (735 y 880 °C) [16].

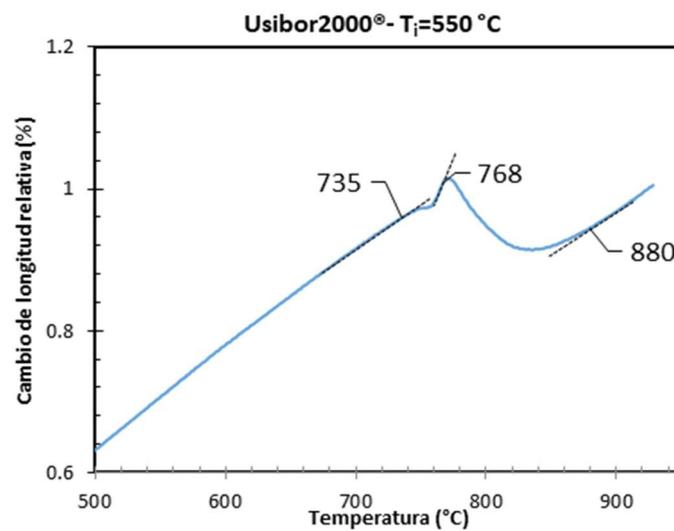


Fig 3. Ejemplo del uso del método de las pendientes para la determinación de puntos críticos

Para el cálculo de Ms y Mf, se realizó un tratamiento de temple con cada acero también en el dilatómetro. Se calentó la muestra a 7.5 °C/s hasta los 930 °C y se mantuvo a esta temperatura durante 3 minutos. Después se enfrió rápidamente hasta temperatura ambiente, bajo una velocidad de enfriamiento de 100 °C/s.

Finalmente, se midieron las temperaturas críticas correspondientes con los datos obtenidos en el dilatómetro.

Para comprobar y dar validez al cálculo de Ms y Mf, se ha examinado la microestructura de las distintas muestras mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM) con el fin de confirmar que el único microconstituyente era la martensita. Finalmente, se determinó la dureza en estado de temple de cada acero (microestructura martensítica).

2.5. Determinación del tamaño de grano austenítico

El tamaño de grano austenítico es uno de los responsables de las propiedades finales de los aceros. Un tamaño de grano pequeño implica un acero más resistente y tenaz. También un grano austenítico pequeño, aumenta la energía libre de superficie de los granos lo que implica una mayor cinética en la nucleación de las fases y la activación de la precipitación en los límites de grano.

Para que los aceros sean comparables entre sí, y podamos estudiar el efecto de los microaleantes, se debe comprobar que los tamaños medios de los granos austeníticos son parecidos. Esto implica realizar medidas en una fase, la austenita, que no es estable a temperatura ambiente. Para solventar este problema se puede recurrir a diferentes técnicas, tanto físicas como químicas.

ATAQUE TÉRMICO

El ataque térmico tiene como finalidad el revelado indirecto del borde grano austenítico [17]. Durante la austenización de las muestras previamente pulidas, los átomos situados en las intersecciones de los granos se evaporan revelando surcos que corresponden a las fronteras de grano de la austenita, Figura 4.

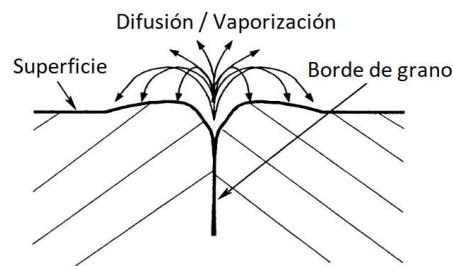


Fig 4. Representación del efecto del ataque térmico.

Para realizar la medida del tamaño de grano austenítico se han realizado los siguientes pasos:

- Pulido de las muestras. Por el tamaño de las muestras, se procedió a montarlas en baquelita para tener una mayor comodidad en la preparación metalográfica. Se desbastaron las muestras usando lijas de número 320, 600, 1200 y 2000. Posteriormente se pulieron con pasta de diamante de tamaño de partícula de 3, 1 y 0.25 μm . Una vez pulidas, con la ayuda de un cincel y un martillo, se rompió la baquelita y se

procedió a la observación de la superficie pulida. Se prepararon tanto la sección longitudinal, L, como la transversal, T.

- Ataque térmico en el dilatómetro. En el horno de inducción del dilatómetro BARH 805A se realizó el tratamiento térmico siguiente: calentamiento a 100 °C/s hasta la temperatura de austenización deseada, mantenimiento en esa temperatura 3 minutos y enfriamiento sin alterar las condiciones de vacío hasta temperatura ambiente. Para ver la evolución del tamaño de grano con la temperatura se eligieron tres temperaturas de austenización: 900, 915 y 930 °C, temperaturas próximas a las temperaturas industriales del Press Hardening.
- Toma de micrografías. Con el microscopio óptico Nikon EPIPHOT 200 y un sistema de filtros polarizadores y un prisma Nomarski, se tomaron micrografías de la superficie pulida. Se usó microscopía Nomarski porque con este sistema de filtros se capta el relieve de las superficies, ayudando significativamente en la siguiente fase de determinación del tamaño de grano.
- Determinación del tamaño de grano. Haciendo uso de la norma ASTM E 112-01[18], se ha medido el tamaño de grano por el método de la intersección lineal.

ATAQUE QUÍMICO

Mediante el ataque químico no se puede determinar directamente el tamaño de grano austenítico, pero teniendo en cuenta que existe una diferencia entre el volumen de la celda de la austenita y de la martensita de aproximadamente un 4%, podemos estimar aquél midiendo el tamaño de las agujas de martensita con objeto de ver si los resultados del ataque térmico eran coherentes.

Con el fin de revelar el grano austenítico previo sobre estructuras templadas se ha usado como ataque el reactivo siguiente: 100 mL de agua, 2 g de ácido pícrico, 50 mL de jabón neutro y 4 gotas de ácido clorhídrico.

En el dilatómetro BARH 805D, se realizó el tratamiento de temple con una velocidad de enfriamiento de 100 °C/s. Posteriormente se preparó la probeta metalográfica en baquelita, que se desbastó y pulió. A continuación, se sumergió la muestra en el reactivo durante 2.5 minutos para el Usibor2000®, 3 minutos para el Fortiform1180® y 4 minutos para el Usibor1500®. Finalmente se obtuvieron micrografías en diferentes zonas de la muestra para la determinación del tamaño de grano, que se midió, como en el ataque térmico, utilizando la norma ASTM E 112-01[18].

MAPA DE EBSD

Haciendo uso de la técnica de difracción de electrones electrodispersados (EBSD) sobre la muestra templada, se pueden analizar los planos cristalográficos de la estructura martensítica. Haciendo una reconstrucción gráfica de los datos, se obtiene un mapa de desorientaciones sobre el que se puede identificar las fronteras de ángulo alto de las estructuras, que corresponden a los bordes de grano austenítico previos. Este mapa se puede usar para estimar el tamaño de grano austenítico haciendo uso de la norma ASTM E 112-01[18] aplicando el método de intersecciones lineales.

2.6. Diagramas de Transformación-Temperatura-Tiempo (TTT)

Estos diagramas son característicos de cada acero. En ellos se puede identificar la microestructura que tendrá un acero en los distintos tratamientos térmicos isotérmicos.

Se realizaron los diagramas extrayendo de las curvas de dilatometría determinadas en el apartado 2.3 (Fig. 2a) el tiempo que pasa hasta que tiene lugar un cambio de fase. Este cambio de fase se ve reflejado en la curva dilatométrica obtenida durante el mantenimiento isotérmico. Al mantenerse la temperatura constante no hay cambio relativo de longitud de la muestra, por lo que tendremos una línea horizontal en función del tiempo. La longitud de la línea horizontal que representa que no hay transformación de fase es el tiempo de incubación. En el instante que deja de ser horizontal, comienza la transformación de fase. La caracterización de las fases presentes se realizó con microscopía óptica y electrónica de barrido; y a través de medidas de dureza.

Recientemente, se ha propuesto un método [19], que relaciona el pico de la derivada del cambio de longitud (DRCL) con el porcentaje de fase transformado. Se ha comprobado que el máximo de la derivada corresponde con una transformación del 50%. También se pueden estimar los porcentajes de transformación. Para ello se calcula el tiempo para alcanzar el pico de DRCL y a continuación los tiempos correspondientes al 5 y al 95 % de la transformación. En este ejemplo los tiempos obtenidos son 1.1, 2.1 y 28.5 segundos para transformaciones del 5, 50 y 95% (Figura 5b).

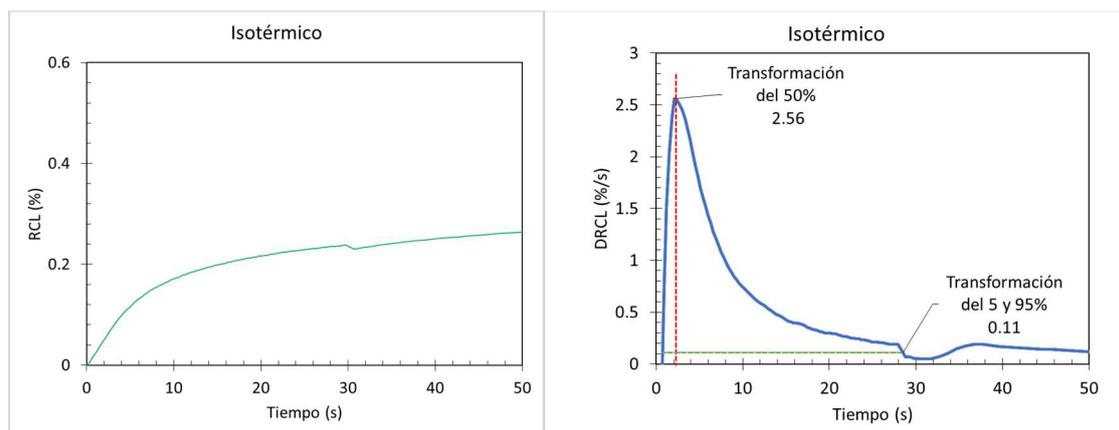


Fig 5. (a) Variación de la longitud de la muestra en función del tiempo, b) Definición de los porcentajes de transformación a través de la derivada de la curva anterior.

2.7. Diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT)

Los diagramas CCT son una representación del cambio de fases que tiene lugar en un material al realizarse un enfriamiento continuo. Estos diagramas son útiles ya que a nivel industrial habitualmente se utilizan enfriamientos continuos.

Son diagramas únicos para cada aleación, y suelen diferir de los TTTs en que el tiempo de transformación se retrasa. Al realizar un enfriamiento continuo, la aleación se aleja de su estado de equilibrio llevándose a cabo mecanismos cinéticos y termodinámicos diferentes al caso del mantenimiento isotérmico del TTT.

La construcción de los CCTs se realiza también a través de las curvas dilatométricas obtenidas en los enfriamientos continuos (Figura 2 b), junto con la observación en los microscopios ópticos

y electrónico de barrido de las probetas obtenidas y la determinación de sus durezas. Para la construcción de estos diagramas se toma como referencia de tiempo cero el momento exacto en el que se ha comenzado el enfriamiento y se recogen los tiempos para los que tienen lugar las distintas transformaciones. Con la ayuda de los microscopios y la determinación de las durezas se identifican las fases presentes al final de cada uno de los enfriamientos. Por último, se traza el diagrama CCT correspondiente.

2.8. Simulación del proceso de conformado mediante elementos finitos

La simulación numérica es una herramienta útil ampliamente usada por sus múltiples ventajas. Alguna de estas es el abaratamiento en cuanto a que no hay que replicar los ensayos con los gastos de tiempo, coste de material y de personal que conlleva. Cabe destacar que los resultados de las simulaciones numéricas no deben tomarse como válidas totalmente ya que se simula situaciones simplificadas que dependen de más factores que los simulados. La simulación numérica sirve como primera aproximación a la resolución de un problema. Hay que mencionar que en las simulaciones numéricas se simula primero casos simplificados y posteriormente se va aumentando la complejidad de éstas.

En este trabajo se llevó a cabo una primera simulación muy simplificada en la que no se van a tener en cuenta ni el tamaño de grano ni los cambios de fase, ya que ello complicaría demasiado la simulación. A esto hay que añadir que la simulación va a ser estática y no dinámica para simplificar fenómenos que aparecerían, como la fluencia y tampoco se tendrá en cuenta la variación de las propiedades de los aceros con la temperatura.

La simulación se ha llevado a cabo con un software de elementos finitos Abaqus, con licencia del Departamento de Construcción e Ingeniería de Edificación de la Universidad de Oviedo. Estos programas resuelven las simulaciones con ecuaciones ya implementadas, aunque el usuario puede añadir o modificarlas a su conveniencia. Por ejemplo, para la realización de este trabajo no se han añadido o modificado las ecuaciones que el programa ha usado para la realización de la simulación.

En este trabajo se han determinado las tensiones residuales tras el conformado en caliente de una chapa plana de acero (Press Hardening) en el que unas matrices le darán forma de sombrero. La chapa se calienta hasta 930 °C, a continuación, las matrices le darán la forma y finalmente se enfriará hasta los 400 °C. La temperatura de 930 °C se ha elegido porque es la que industrialmente se usa para austenizar este tipo de aceros, y la de 400 °C se ha elegido para simplificar la simulación. A esta temperatura, como se verá posteriormente en la Figura 24, los aceros aún se encuentran en estado austenítico (no ha comenzado aún la transformación). Se han empleado las tres aleaciones ya indicadas más atrás: Fortiform1180® (con límite elástico de 850 MPa), Usibor1500® (con límite elástico de 1141 MPa) y Usibor2000® (con límite elástico de 1462 MPa).

Se han seguido los siguientes pasos:

- Diseño de las piezas implicadas. La chapa de acero se ha tomado como un sólido 3D deformable y las matrices como sólidos rígidos discretos. En la Figura 6 se han representado los bocetos de las piezas con sus medidas (en mm). La Figura 7 muestra una vista tridimensional de la lámina y de las matrices.
- Selección de los parámetros del material de la chapa que se va a conformar. Las propiedades que se han usado para definir los aceros han sido: el módulo de Young, el

coeficiente de Poisson y coeficiente de expansión térmica. Estas propiedades son las mismas para los tres aceros simulados: 210 GPa, 0.3 y $3.6 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ respectivamente. La diferencia de los aceros viene dada por la ecuación de Johnson-Cook necesaria para el conformado en caliente. Esta ecuación corresponde a un modelo constitutivo que tiene en cuenta el endurecimiento por deformación (primer término de la ec. 3), la viscosidad (segundo término de la ec. 3, que muestra el efecto de la velocidad de deformación aplicada) y el ablandamiento por efecto de la temperatura (tercer término en la ec. 3). Esta ecuación se representa como:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right] \quad (3)$$

A , B y n son parámetros que se obtienen al ajustar la curva de un ensayo de tracción-deformación realizado a temperatura ambiente a una ecuación de la forma:

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (4)$$

C es un parámetro que depende del material, para los aceros se toma $1.2 \cdot 10^{-2}$. $\dot{\varepsilon}_0$ es la velocidad de deformación de referencia de valor 10^{-4} s^{-1} . T , T_r y T_m son las temperaturas de trabajo ($930 \text{ }^\circ\text{C}$), ambiente ($25 \text{ }^\circ\text{C}$) y de fusión respectivamente. Este tercer término de la ecuación (3) es el que tiene en cuenta la temperatura a la que se ha realizado el conformado.

- Mallado de la pieza. La lámina se ha mallado con elementos C3D8R, que son elementos lineales hexaédricos de ocho nodos con integración reducida. Se trata de un tipo de elemento rígido, pero que acepta bien las deformaciones. Como la lámina sufre grandes deformaciones en el conformado, la malla ha tenido que ser muy fina, lo que aumenta el tiempo de cálculo. En total se han utilizado 55800 elementos. Por compatibilidad del sistema, las dos matrices también se han mallado, pero al ser sólidos rígidos esto carece de relevancia (Figura 8).
- Ensamblado. En este paso las piezas se colocan en el lugar espacial donde se va a comenzar con la simulación (Figura 9).
- Definición de los pasos del proceso. La simulación tiene lugar en cuatro pasos. El primero es el calentamiento de la lámina hasta los $930 \text{ }^\circ\text{C}$. En el segundo paso se introduce una precarga. Esto se hace para minimizar las posibles incompatibilidades al darse el primer contacto entre lámina y matriz. El paso tercero consiste en la carga. Por último, el cuarto paso es el enfriamiento de la lámina hasta $400 \text{ }^\circ\text{C}$.
- Definición del contacto entre las partes. Se ha definido un coeficiente de fricción entre las partes de 0.6.
- Condiciones de contorno. Aquí se ha impuesto que la matriz inferior no tenga libertad de movimiento, la matriz superior solo se puede mover a lo largo del eje vertical y se ha considerado una simetría en la lámina. Al conformarse una figura simétrica, se puede eliminar de los cálculos la mitad de la pieza (imponiendo una simetría que hace que el programa lo tenga en cuenta) y así el proceso de cálculo es más corto (véase la Figura 9).
- Cargas. Se ha utilizado una precarga de 0.025 MPa y la carga 5 MPa , ambas aplicadas sobre la superficie plana de la matriz superior. De este modo se ha trabajado bajo la condición de tensión aplicada constante y con este dato el software empleado determina internamente la velocidad de carga aplicada en el conformado, $\dot{\varepsilon}$.

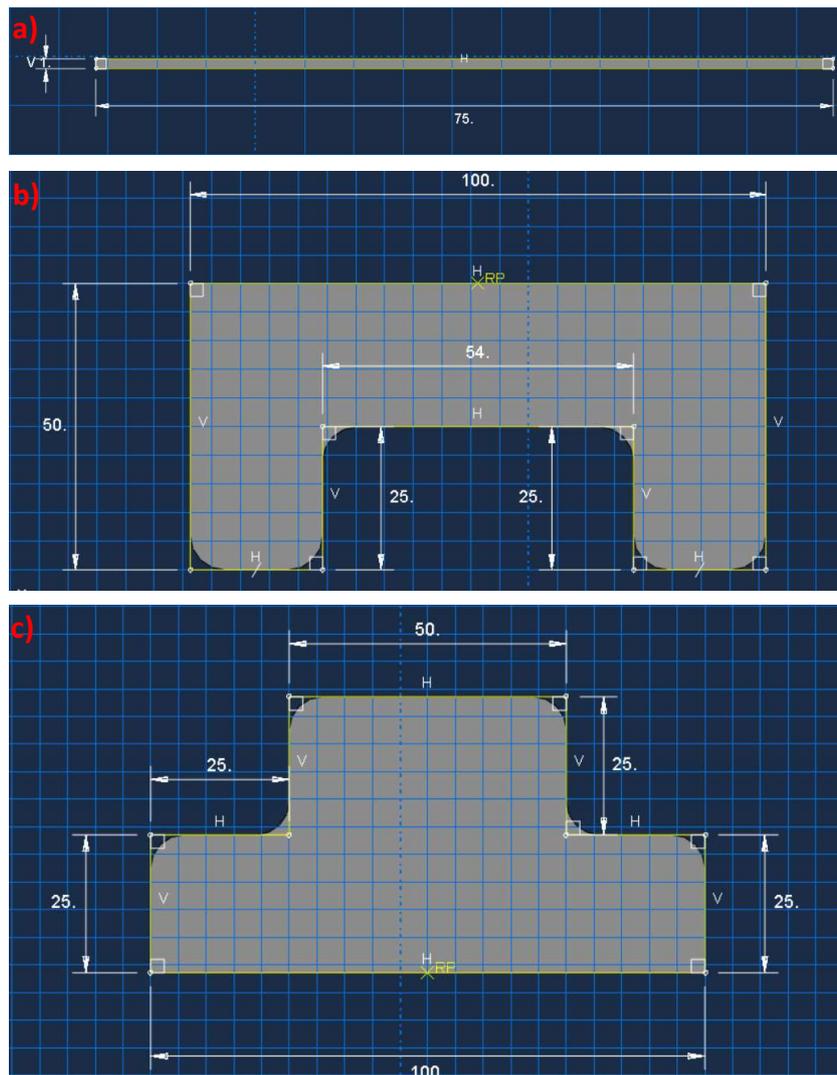


Fig 6. Boceto de las piezas utilizadas en la simulación. a) lámina de acero, b) matriz superior y c) matriz inferior.

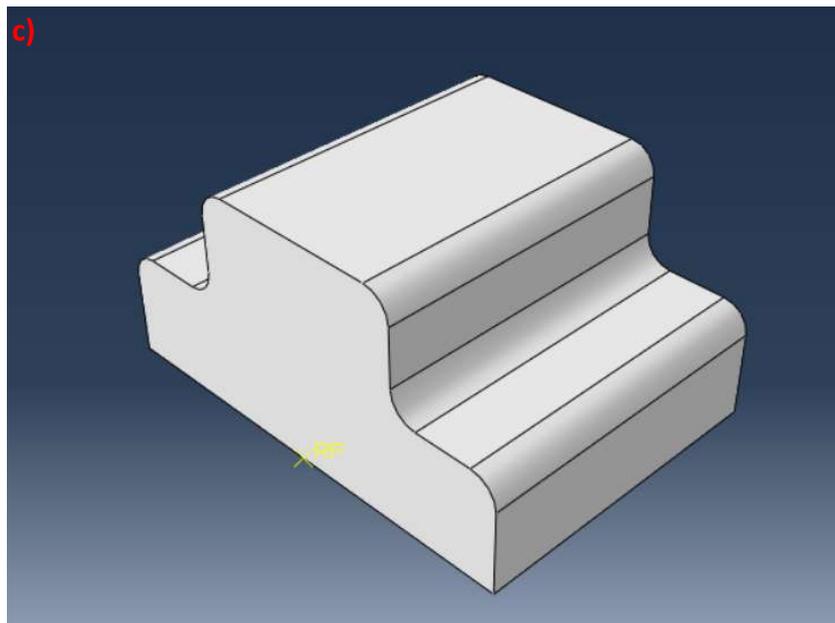
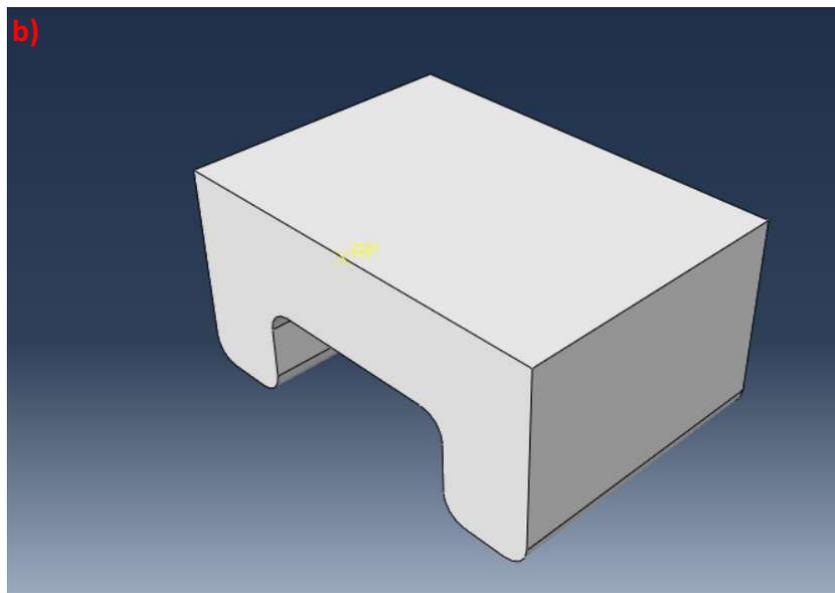
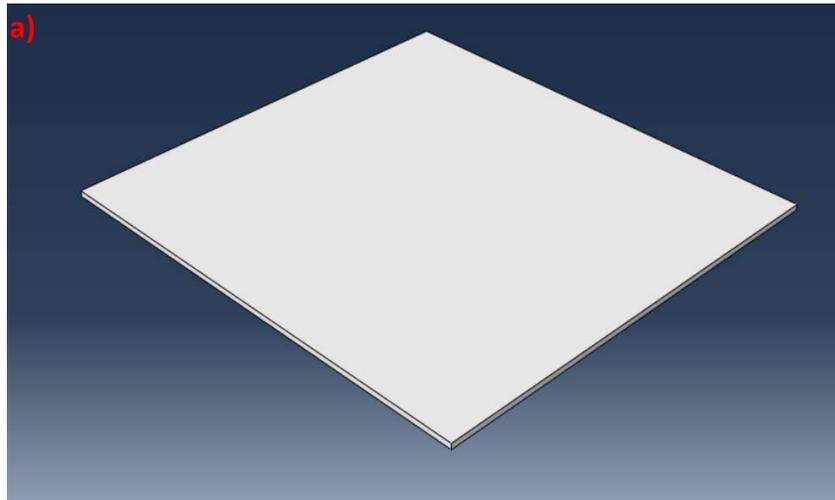


Fig 7. Piezas de la simulación. a) lámina de acero, b) matriz superior y c) matriz inferior.

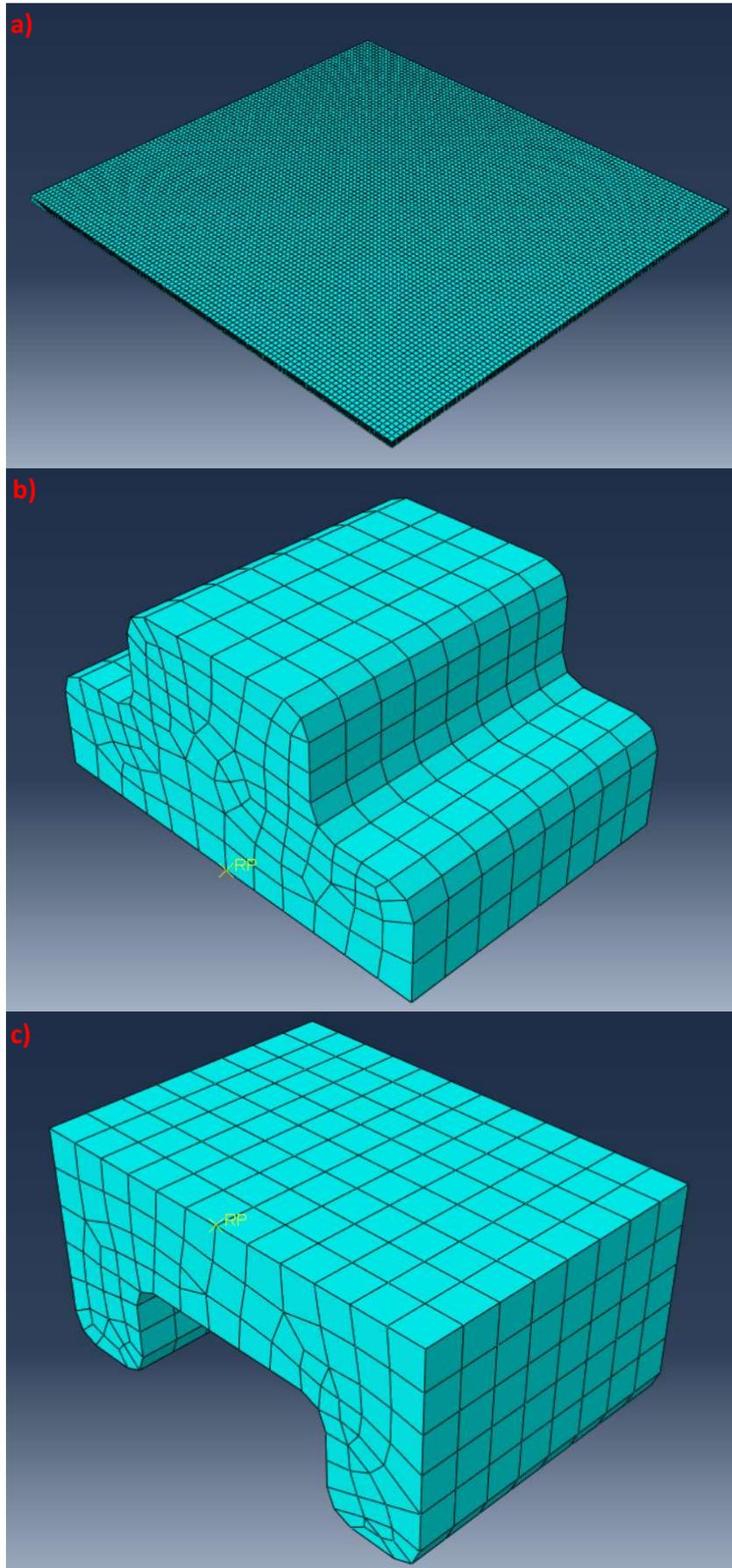


Fig 8. Mallado de las piezas. a) lámina de acero, b) matriz superior y c) matriz inferior.

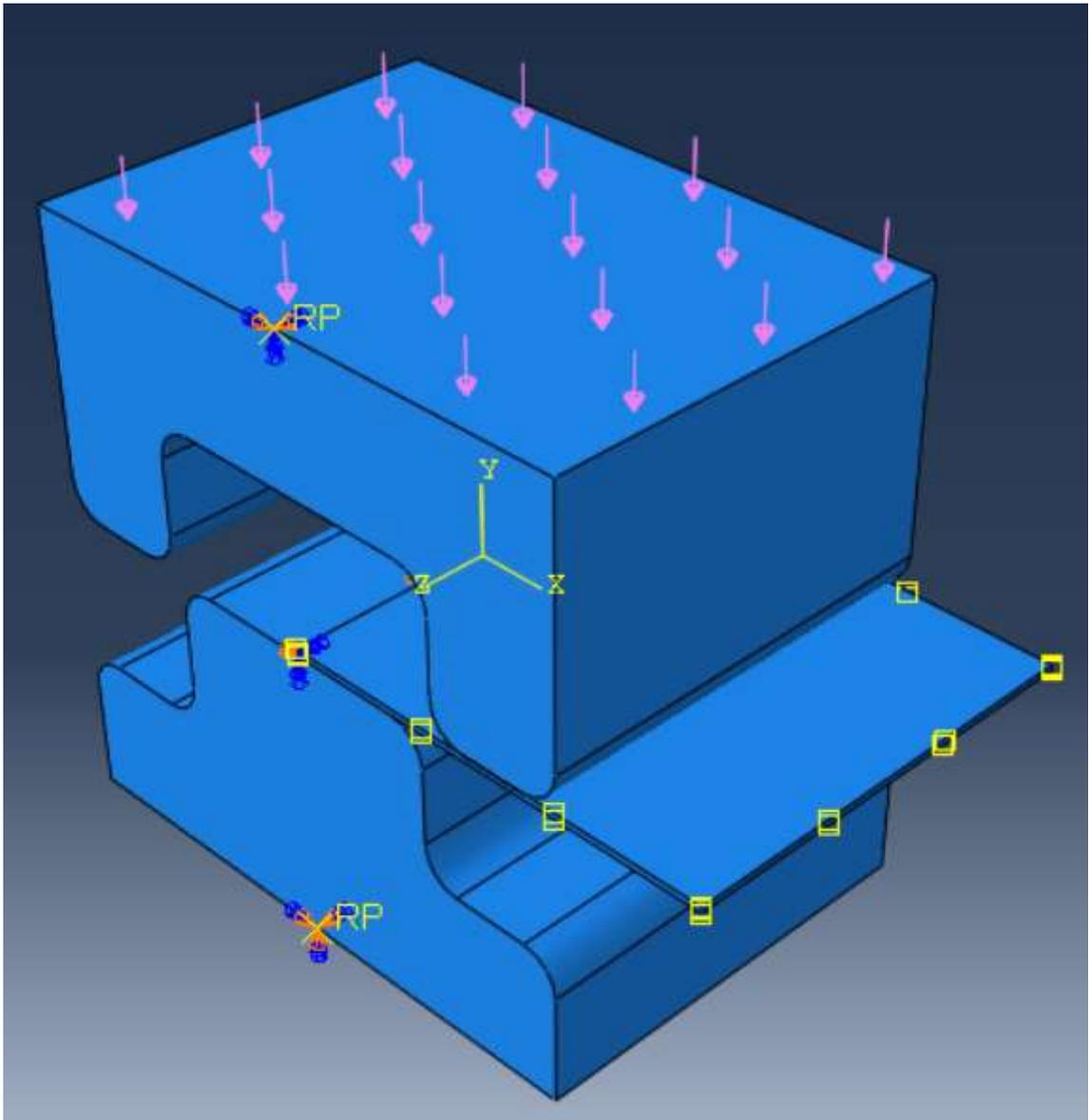


Fig 9. Disposición final de la chapa a conformar y las dos matrices indicando la zona de aplicación de la carga

3. Resultados y discusión

3.1. Caracterización microestructural del material en estado de recepción

Cómo se ha indicado en el capítulo anterior, el primer paso para caracterizar el acero recibido fue mediante microscopía óptica usando un microscopio Olympus GX51. En la Figura 10 se puede observar que las fases presentes en los tres aceros son las mismas, ferrita y cementita, pero con diferente distribución.

En el Fortiform1180®, Figura 10 (a) y (b), podemos apreciar a simple vista que la cementita está homogéneamente distribuida en la matriz de ferrita, mientras que en los aceros Usibor se aprecia un cierto bandeo, aparentemente más severo en el Usibor2000® (Figura 10(d)) que en el Usibor1500® (Figura 10(f)). También se observa una mayor fracción de cementita en este último acero que en los otros dos, debido a su mayor contenido de carbono, 0.34% frente a 0.22%. En la Tabla 6 se recogen los resultados relativos a los parámetros microestructurales medidos.

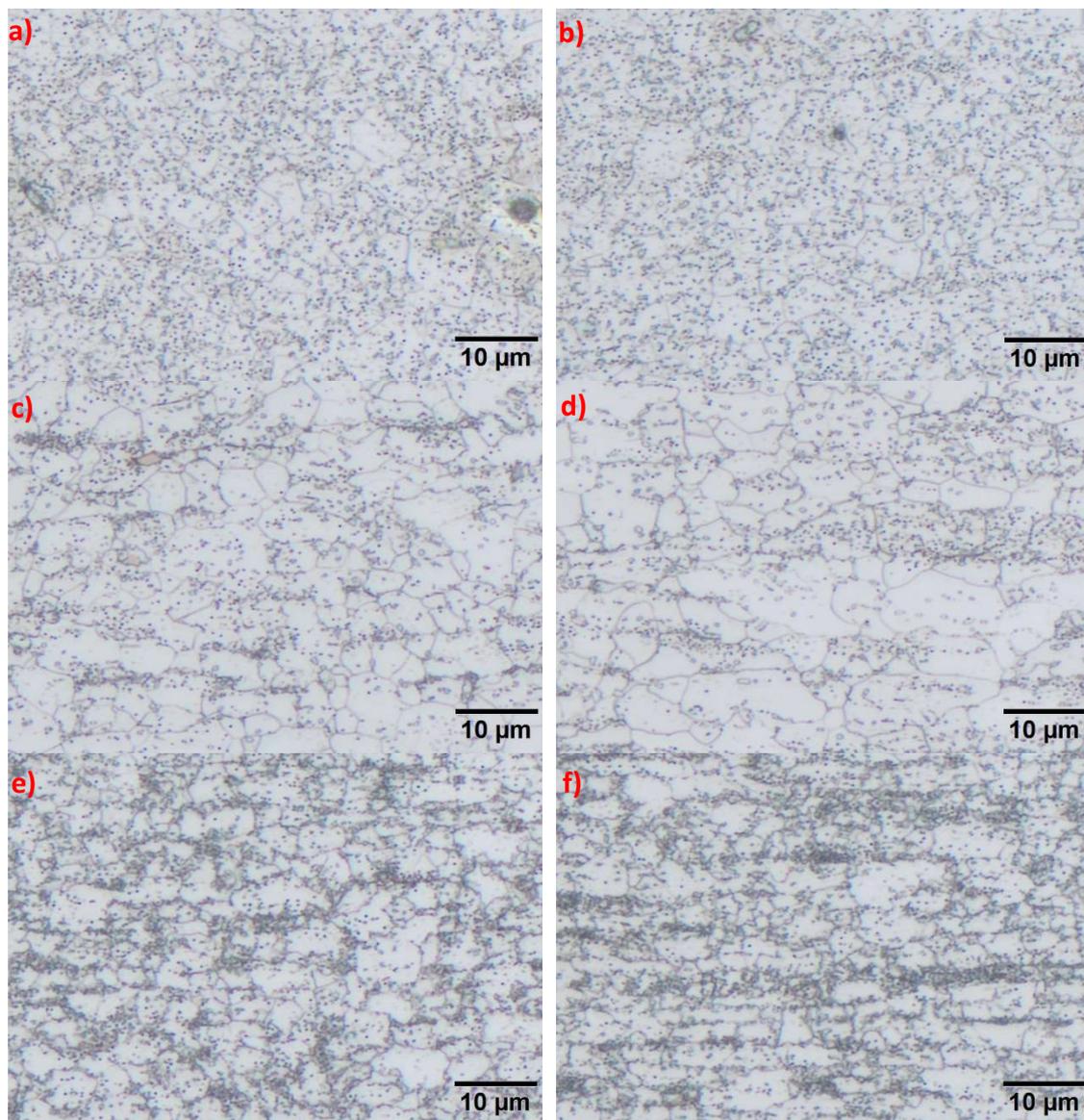


Fig 10. Micrografías ópticas de las estructuras de recepción de los aceros estudiados. Fortiform1180®: (a) Sección transversal y (b) sección longitudinal. Usibor1500®: (c) Sección transversal y (d) sección longitudinal. Usibor2000®: (e) Sección transversal y (f) sección longitudinal.

Tabla 6. Fracción de segundas fases, índice de anisotropía del grano de ferrita y camino libre medio entre precipitados de cementita de los aceros.

| Acero | V _v (%) | AI | λ (μm) |
|----------------|--------------------|-----------|-----------|
| Fortiform1180® | 24 ± 3 | 1.2 ± 0.5 | 1.1 ± 0.4 |
| Usibor1500® | 21 ± 3 | 1.3 ± 0.6 | 1.6 ± 0.4 |
| Usibor2000® | 29 ± 2 | 1.5 ± 1.0 | 1.2 ± 0.3 |

Se ha caracterizado la morfología de la cementita mediante el microscopio electrónico de barrido (SEM), Hitachi 4800. En el acero Fortiform1180®, Figura 11, se observan carburos globulares distribuidos homogéneamente en una matriz de ferrita, típicos de estructuras recocidas. Con el aumento lento y progresivo de la temperatura, la perlita se disuelve, desaparece su estructura laminar, pero perduran los carburos globulares distribuidos más o menos homogéneamente en la matriz ferrítica.

En los aceros Usibor1500® (Figura 12) y Usibor2000® (Figura 13), también observamos cementita globular. Además, se pueden ver colonias de perlita parcialmente disueltas. La presencia de perlita en disolución, indica que el recocido no se ha completado.

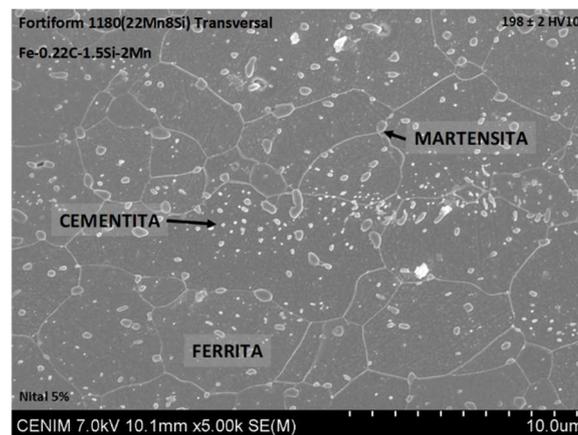


Fig 11. Micrografía electrónica de barrido del acero Fortiform1180®.

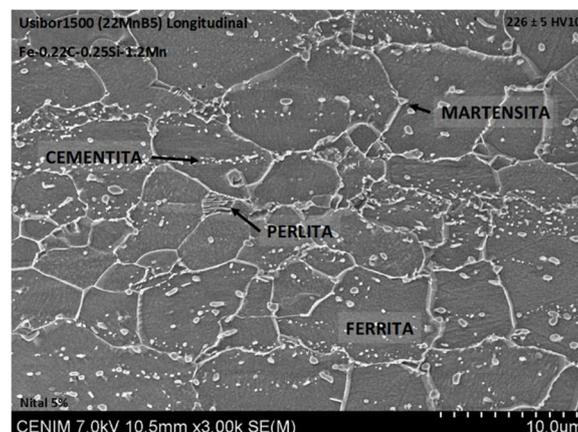


Fig 12. Micrografía electrónica de barrido del acero Usibor1500®.

En los tres aceros, hay presencia de martensita en algunos límites de grano y en los puntos triples de unión de granos, que nos indicaría que el tratamiento de recocido se ha realizado por encima de A_{c1} (Tabla 5), y de este modo se formaría una pequeña fracción de austenita. Para confirmar que los granos marcados en las Figuras 11, 12 y 13 son de martensita, las muestras se atacaron con reactivo LePera (ácido pícrico 4g + etanol 96mL | $Na_2S_2O_5$ 2g + agua 98 mL). Este reactivo revela la martensita de color blanco y la ferrita con un color bronceado como se observa en la Figura 14.

La Tabla 7 revela las durezas medidas en los tres aceros, que corresponden a las típicas de las estructuras de matriz ferrítica con carburos globulares dispersos que se obtienen tras recocidos de ablandamiento. Se hace notar la mayor dureza del Usibor2000® debido a su mayor contenido de carbono.

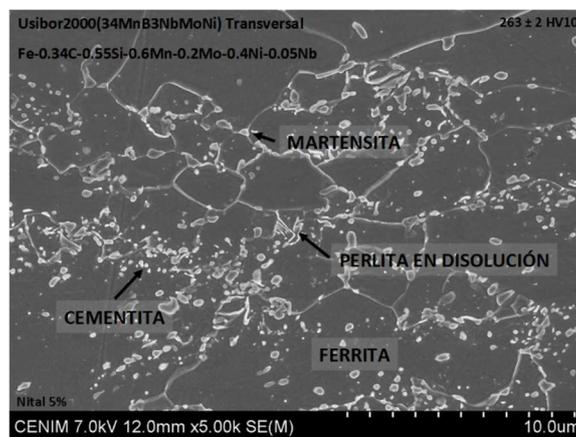


Fig 13. Micrografía electrónica de barrido del acero Usibor2000®.

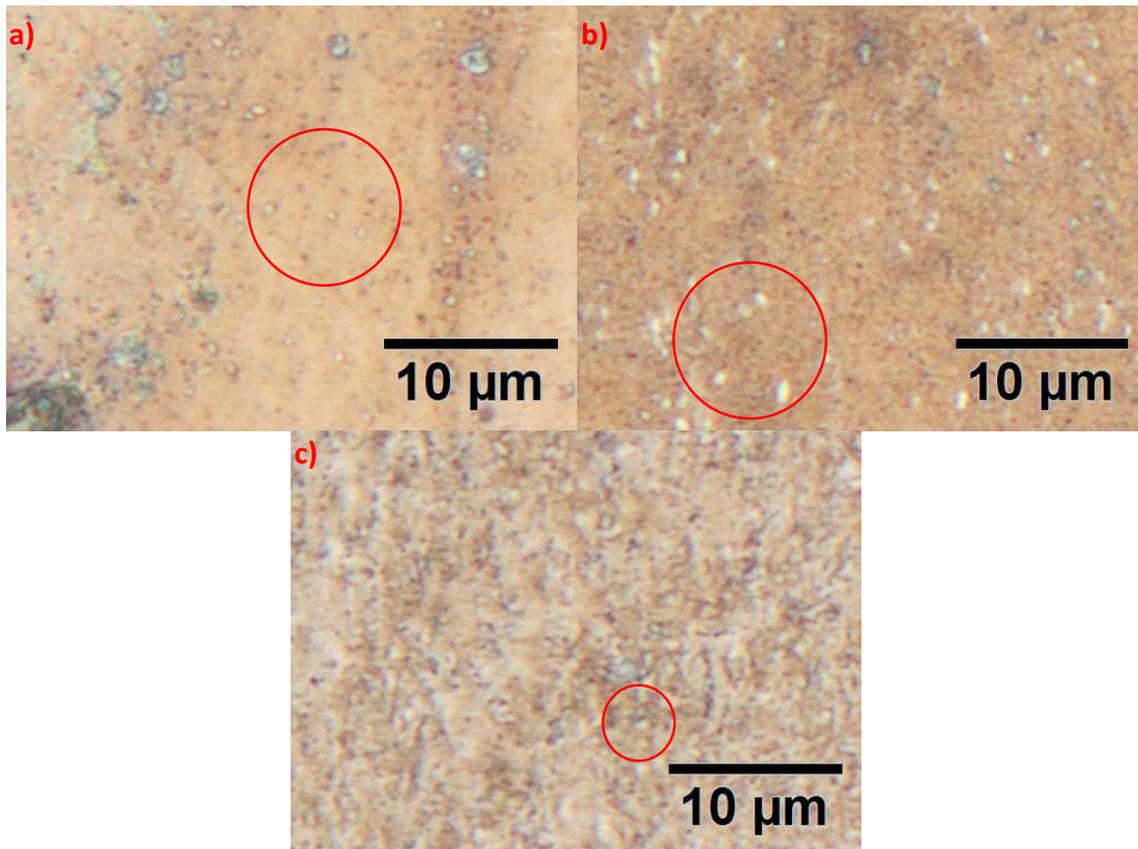


Fig 14. Micrografías ópticas obtenidas utilizando el ataque LePera. a) Fortiform1180®, b) Usibor1500®, c) Usibor2000®. Se han señalado los granos blancos que indicarían la presencia de martensita.

Tabla 7. Valores de dureza HV10.

| Acero | Transversal | Longitudinal |
|----------------|-------------|--------------|
| Fortiform1180® | 198 ± 2 | 203 ± 2 |
| Usibor1500® | 195 ± 2 | 226 ± 5 |
| Usibor2000® | 263 ± 2 | 254 ± 4 |

3.2. Puntos críticos de calentamiento y enfriamiento

Como ya se ha explicado, se han determinado las temperaturas de transición de fase mediante el método de las pendientes aplicado a las curvas dilatométricas.

Cómo se indicó en el capítulo 2, los puntos críticos Ac_1 y Ac_3 se han calculado con los datos obtenidos de 7 muestras. En el Anexo I, se presentan las curvas dilatométricas en la zona de calentamiento de cada acero. Con estas curvas se ha obtenido también una tercera temperatura crítica, que hemos llamado Ac_1^* , relacionada con el proceso de disolución de la cementita. En resumen, en el proceso de calentamiento ocurren los siguientes procesos: el comienzo de la formación de austenita (Ac_1), el final de la disolución de perlita/cementita (Ac_1^*) y el final de la transformación de ferrita en austenita, que corresponde por lo tanto a la austenización total de la muestra.

En la Tabla 8 se recogen las temperaturas calculadas en cada acero. De estos datos se extrae que la temperatura de austenización de los aceros Fortiform1180® y Usibor1500® en el proceso industrial (930 °C) puede ser relativamente baja ya que se mantiene solo 3 minutos y la cinética de transformación puede no ser lo suficientemente rápida. Normalmente, para asegurar una

completa austenización se suele requerir trabajar 50 °C por encima de A_{c3} . Las temperaturas A_{c1} determinadas también explican la aparición de granos de martensita en la microestructura de partida de los tres aceros, puesto que la austenización en el recocido se ha llevado a cabo ligeramente por encima de sus respectivas A_{c1} (Tabla 5).

Tabla 8. Temperaturas críticas de calentamiento.

| Acero | A_{c1} (°C) | A_{c1}^* (°C) | A_{c3} (°C) |
|---------------|---------------|-----------------|---------------|
| Fortifor1180® | 710 ± 6 | 752 ± 2 | 914 ± 10 |
| Usibor1500® | 733 ± 6 | 765 ± 7 | 885 ± 10 |
| Usibor2000® | 732 ± 8 | 764 ± 9 | 873 ± 9 |

Por otro lado, la determinación de M_s y M_f se ha realizado sobre las curvas dilatométricas de temple de los tres aceros. En las gráficas expuestas en la Figura 15 se vuelve a realizar la medida de las temperaturas críticas utilizando el método de la pendiente, en este caso en el curso del enfriamiento. En la Tabla 9 se han recogido estas temperaturas junto a las durezas obtenidas tras el temple. Destaca de nuevo el superior contenido de carbono del acero Usibor2000®.

En esta caracterización se encontraron algunos granos de ferrita sin transformar, lo que significa que el tiempo de austenización no se prolongó lo suficiente. Estos granos se han encontrado en los aceros Fortiform1180® (Figura 16) y Usibor1500® (Figura 17). Sin embargo, en el acero Usibor2000® (Figura 18) no se ha encontrado otra fase diferente a la martensita (Figura 18).

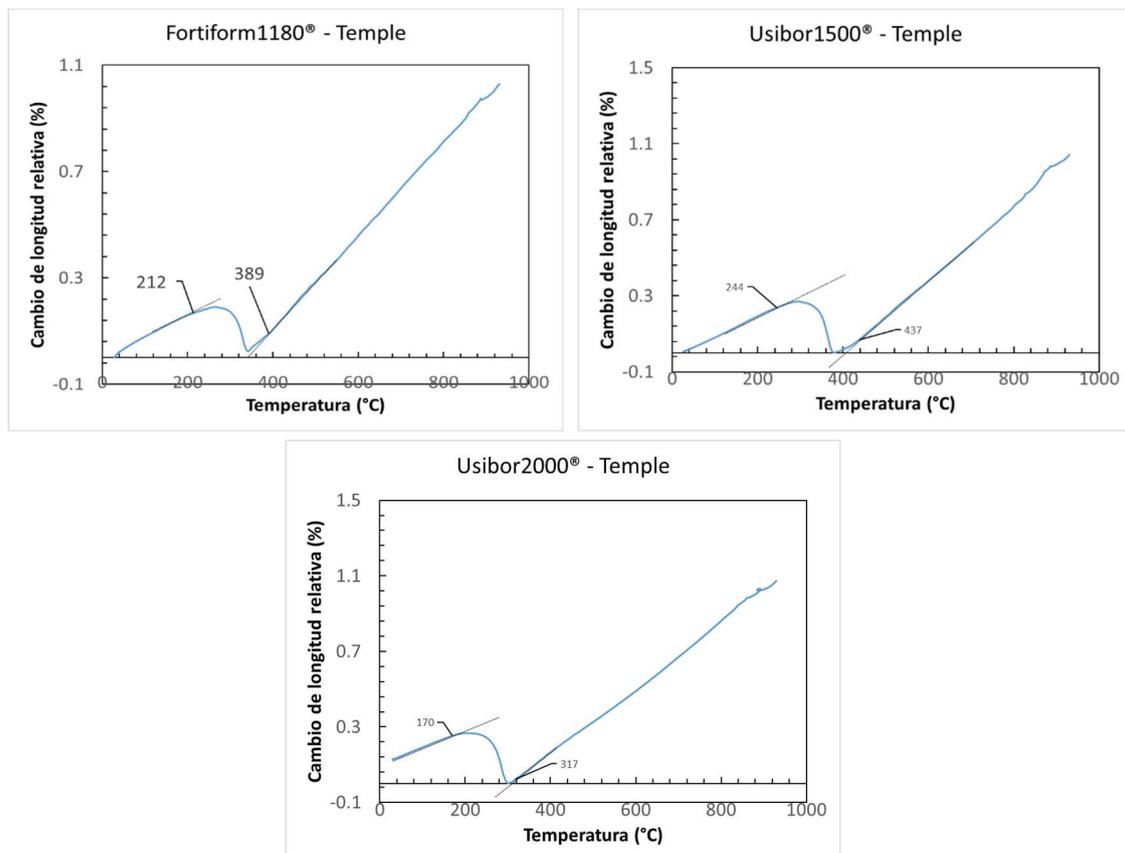


Fig 15. Curvas dilatométricas de enfriamiento para determinar M_s y M_f .

Tabla 9. Ms, Mf y durezas tras el temple de los tres aceros.

| Acero | Ms (°C) | Mf (°C) | HV10 |
|----------------|---------|---------|---------|
| Fortiform1180® | 389 | 212 | 527 ± 1 |
| Usibor1500® | 437 | 244 | 473 ± 4 |
| Usibor2000® | 317 | 170 | 609 ± 7 |

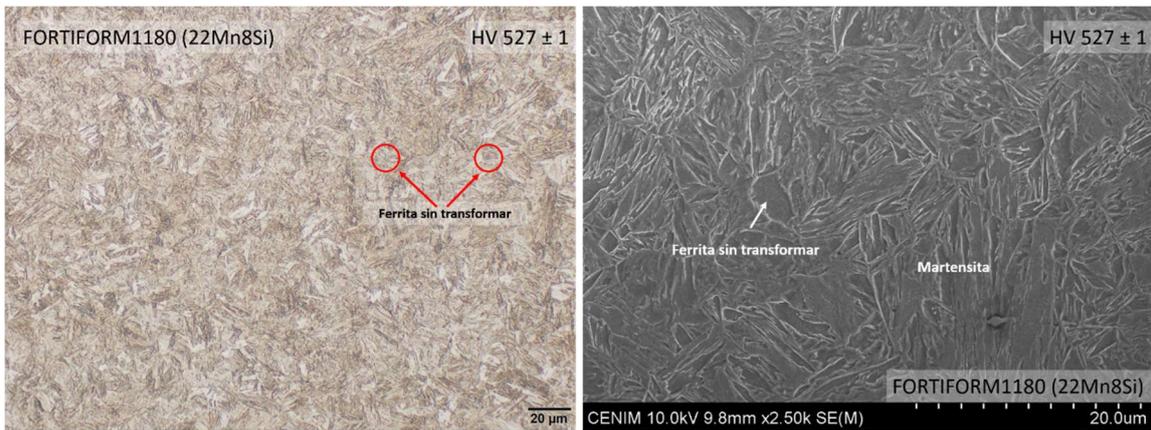


Fig 16. Micrografías del temple del acero Fortiform1180®.

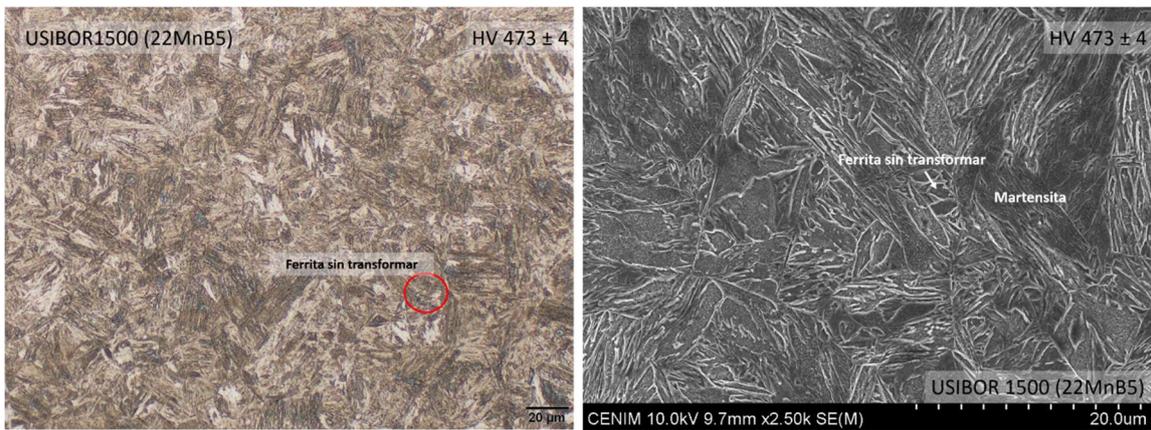


Fig 17. Micrografías tras el temple del acero Usibor1500®.

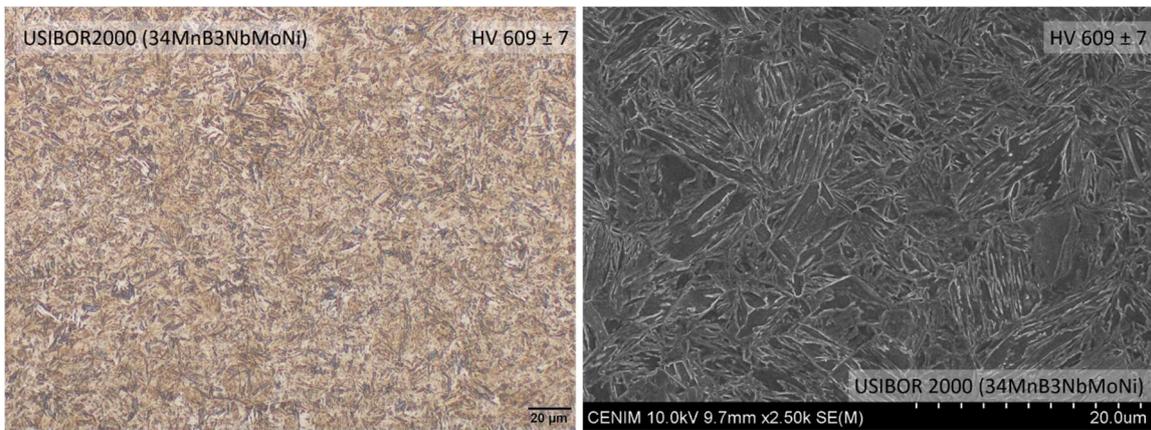


Fig 18. Micrografías tras el temple del acero Usibor2000®.

3.3. Tamaño del grano austenítico

Siguiendo los métodos descritos en el capítulo anterior, hemos obtenido los resultados reflejados en la Tabla 10 y en la figura 19. En los aceros Fortiform1180® y Usibor 2000® apenas se aprecia crecimiento de grano con el aumento de la temperatura entre 900 y 930 °C. Sin embargo, en el acero Usibor1500®, se observa, como describe García Mateo et al. [20], un cierto aumento del tamaño de grano al hacerlo la temperatura de austenización. Por otro lado, aunque existen ligeras diferencias en el tamaño de grano obtenido con los tres métodos, éstas no son importantes. El tamaño de grano austenítico disminuye con el grado de aleación del acero.

Tabla 10. Tamaños de grano austenítico obtenidos con los distintos métodos

| Acero | Ataque térmico | | | Ataque químico | Mapa EBSD |
|----------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|
| | ϕ a 900 °C (μm) | ϕ a 915 °C (μm) | ϕ a 930 °C (μm) | ϕ a 930 °C (μm) | ϕ a 930 °C (μm) |
| Fortiform1180® | 8.8 | 6.6 | 8.0 | 5.5 | 8.1 |
| Usibor1500® | 2.0 | 2.6 | 4.7 | 3.6 | 7.6 |
| Usibor2000® | 1.6 | 2.5 | 2.3 | 3.3 | 4.9 |

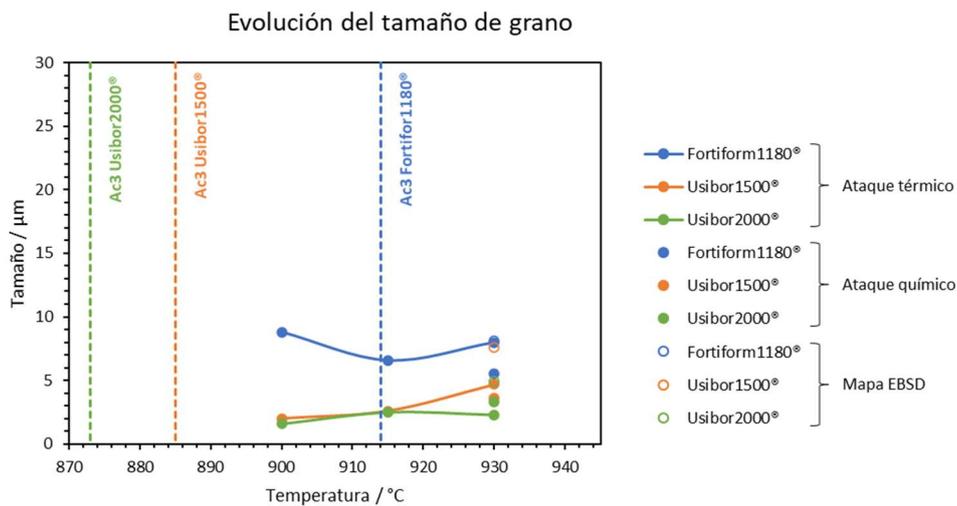


Fig 19. Evolución del tamaño de grano de los distintos aceros con la temperatura tras una austenización durante 180 s

En la Figura 20, se presenta una selección de las micrografías utilizadas para estimar el tamaño de grano austenítico.

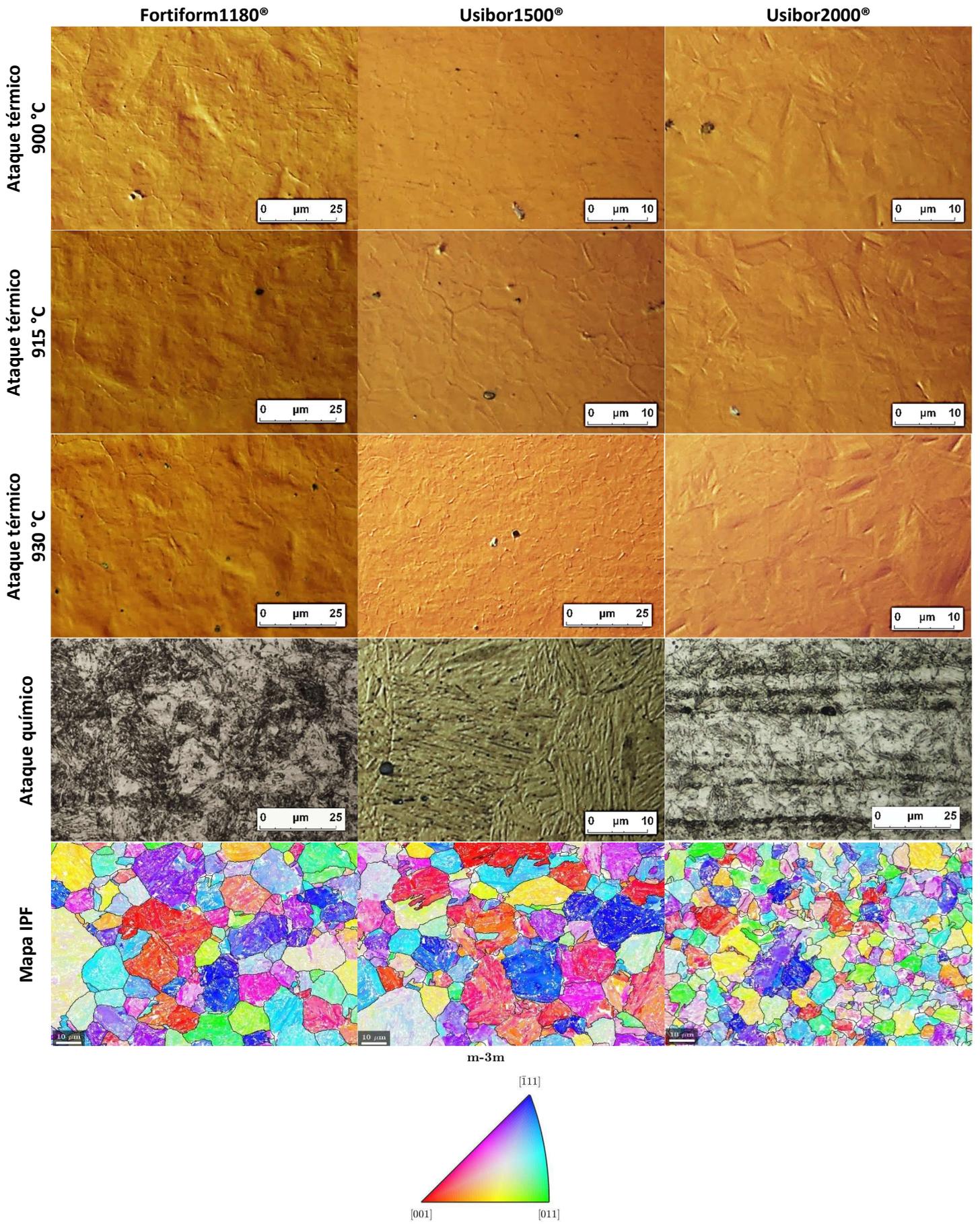


Fig 20. Micrografías usadas para determinar el tamaño de grano

3.4. Diagramas TTT

Realizando el tratamiento térmico descrito en la Figura 2a, se obtuvieron las curvas dilatométricas para cada uno de los tratamientos. Hay que destacar que al finalizar esos ensayos quedaron dudas en la determinación de Bs, por lo que se realizaron tratamientos isotérmicos adicionales a 475 °C con el Fortiform1180® y a 475 y 525 °C con los aceros Usibor1500® y Usibor2000®. Además, con los elementos de aleación de cada acero, se ha utilizado una herramienta[21] (creada por el Grupo de Investigación de Transformación de Fase y Propiedades Complejas de la Universidad de Cambridge) para predecir estos diagramas TTT. En el acero Fortiform1180®, al estar menos aleado, la predicción se acercó al resultado experimental, mientras que en los otros dos aceros la predicción ya no fue tan buena.

En esta sección se muestran las micrografías fundamentales utilizadas en la determinación de Bs, temperatura para la que se inicia la transformación bainítica. Los tres aceros presentan microestructuras similares. A temperaturas superiores a Bs están presentes ferrita, perlita y martensita, y por debajo de ésta, se observan mezclas de bainita y martensita. La temperatura Bs de los aceros Fortiform1180® (Figura 21) y Usibor1500® (figura 22) se sitúa en torno a 525 °C, mientras que en el Usibor2000® (Figura 23), Bs es aproximadamente 500 °C. El resto de las micrografías obtenidas con cada tratamiento isotérmico se han recogido en el Anexo II.

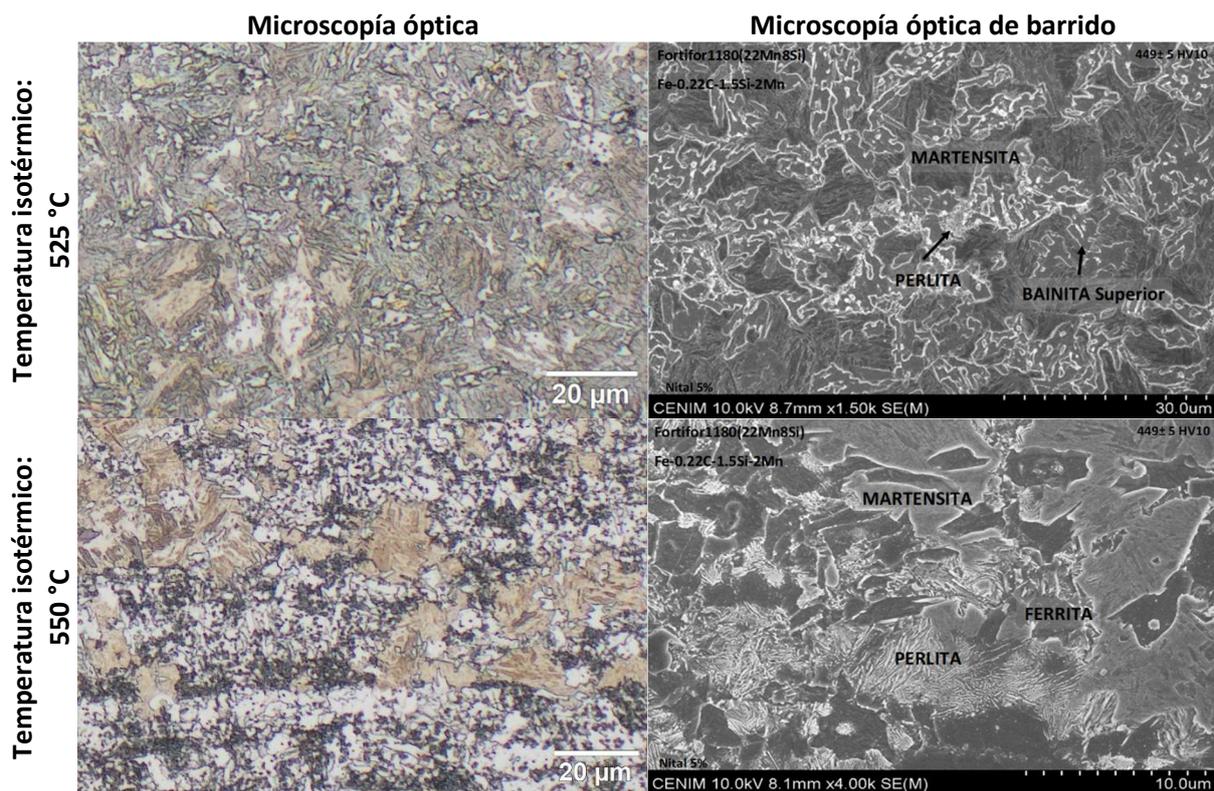


Fig 21. Micrografías de Fortiform1180® tras tratamientos a temperaturas próximas a Bs

Con el análisis de las curvas dilatométricas, en el Anexo III se recogen también las curvas de la derivada para el cálculo del porcentaje de transformación, así como la caracterización microestructural. Con todos estos datos se han construido los diagramas TTT, que se pueden ver en la Figura 24.

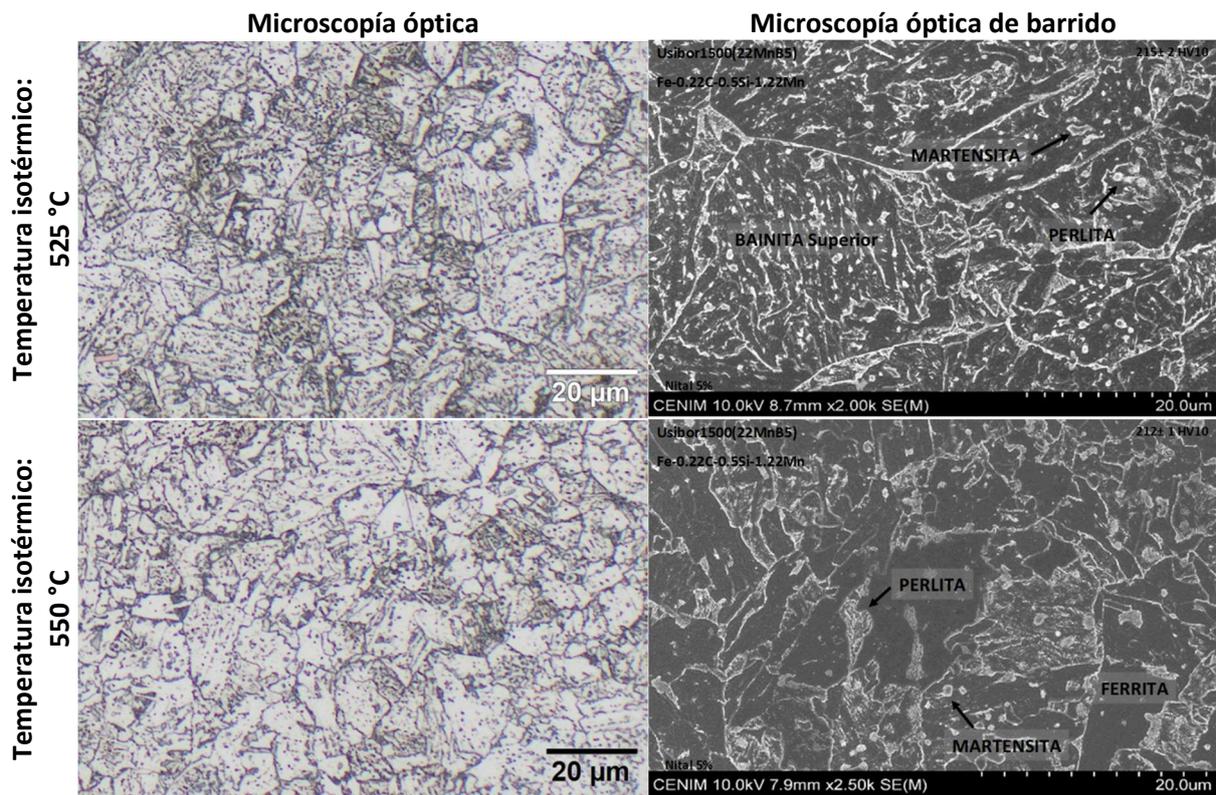


Fig 22. Micrografías de Usibor1500® tras tratamientos a temperaturas próximas a Bs

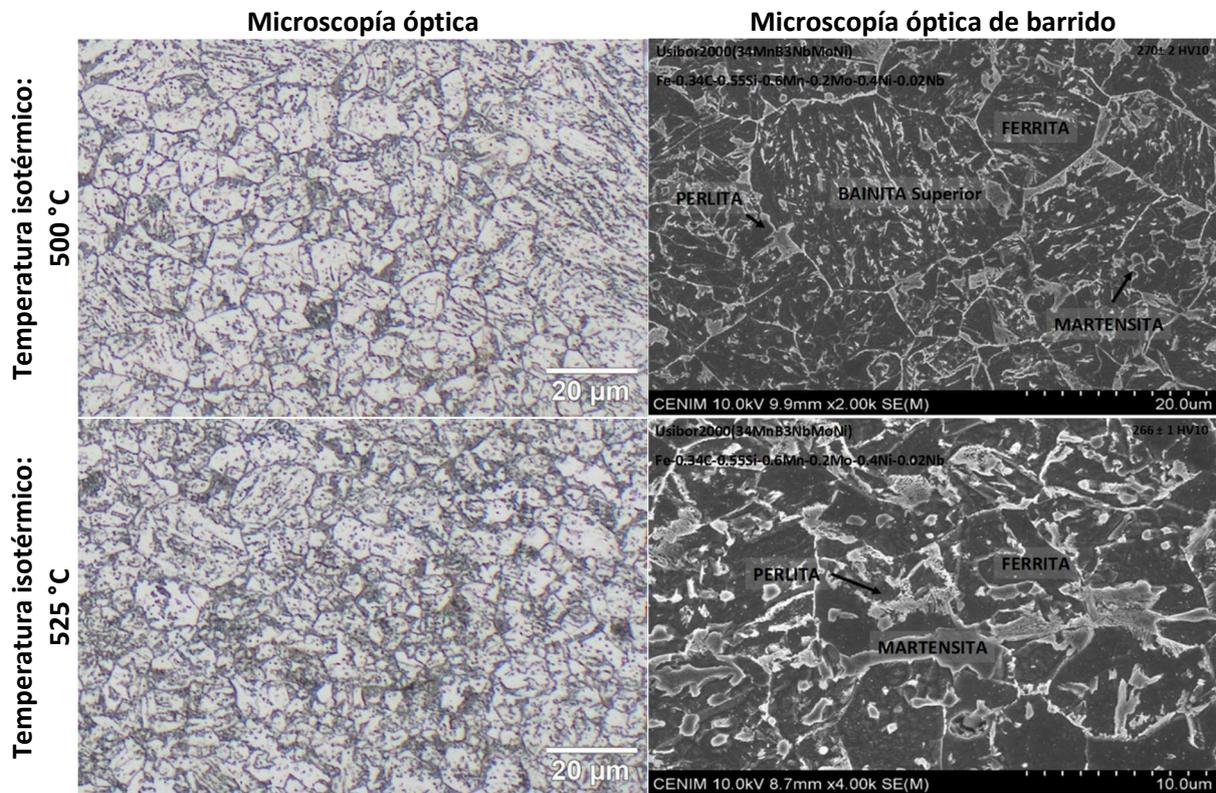


Fig 23. Micrografías de Usibor2000® tras tratamientos a temperaturas próximas a Bs

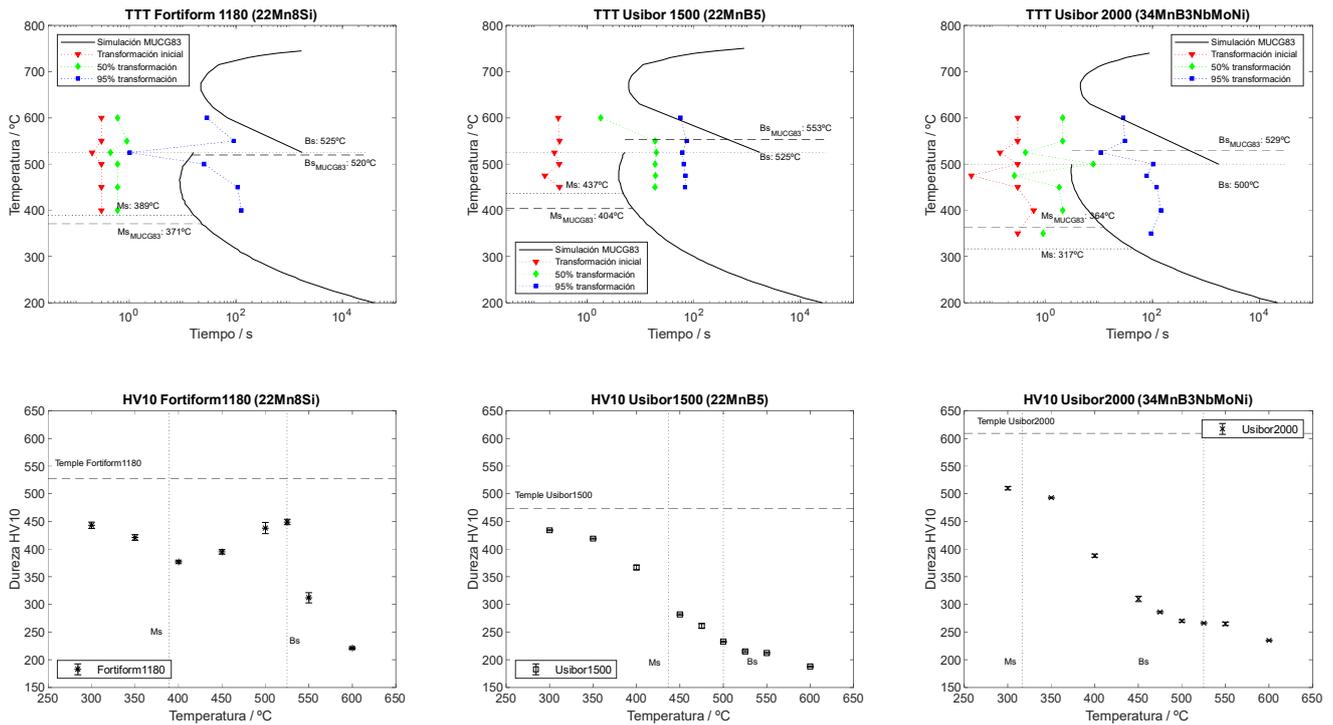


Fig 24. Diagramas TTT y durezas de cada acero

3.5. Diagramas CCT

Como ya se ha dicho, los diagramas CCT se han determinado analizando las curvas dilatométricas obtenidas con cada velocidad de enfriamiento, la observación de sus respectivas microestructuras y la medida de las durezas obtenidas. En este estudio se han usado velocidades de enfriamiento de: 100, 80, 50, 20, 10, 5, 0,5 y 0.05 °C/s.

No en todas las curvas dilatométricas aparece señal para todos los cambios microestructurales, pero con la caracterización adicional realizada en el microscopio y la determinación de sus durezas se puede estimar (en línea continua en los diagramas) las regiones en las que aparecen las distintas fases.

Debe destacarse que la bainita presente en el acero Fortiform1180® es una bainita libre de carburos, es decir, está compuesta por láminas de ferrita bainítica separadas por films delgados de austenita de alto carbono, que se justifica por el elevado contenido de silicio que tiene este acero, que inhibe la precipitación de la cementita en el rango de temperaturas de la transformación bainítica. Sin embargo, la bainita presente en los otros dos aceros está compuesta por ferrita y cementita (Figura 25).

Se aprecia que estas curvas CCT y los valores de dureza obtenidos con cada velocidad de enfriamiento son muy dependiente de la composición química del acero. Los aceros Fortiform1180® y Usibor2000® tienen las curvas bainíticas adelantadas respecto a las ferrito-perlíticas y también presentan una mayor templabilidad que el acero Usibor1500®: la fuerte caída de dureza ocurre para velocidades de enfriamientos inferiores a 5 °C/s en los dos primeros aceros y para una velocidad inferior a 20 °C/s en el caso del Usibor1500®. Por otro lado, el mayor contenido de carbono del acero Usibor2000® explica la superior dureza que se ha conseguido tras el temple de este acero.

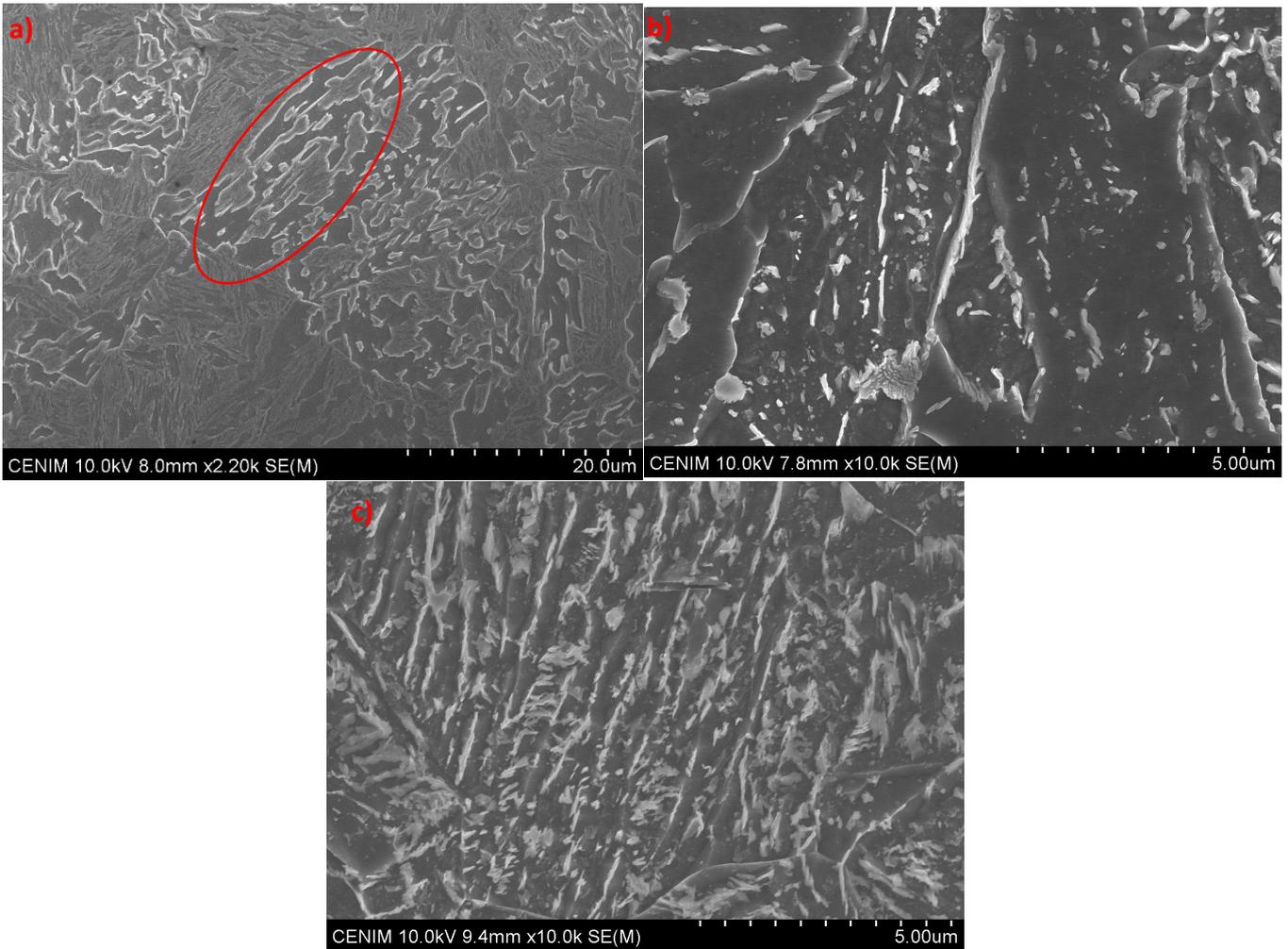


Fig 25. Diferentes tipos de bainitas. a) Fortiform1180®: Bainita libre de carburos. Las lajas están formadas por placas de austenita y de ferrita. b) y c) Usibor1500® y Usibor2000®: Bainitas. Las lajas están formadas por placas de ferrita y rosarios de cementita.

Los datos usados para la construcción de estos diagramas (Figura 26) se han recogido en el Anexo IV.

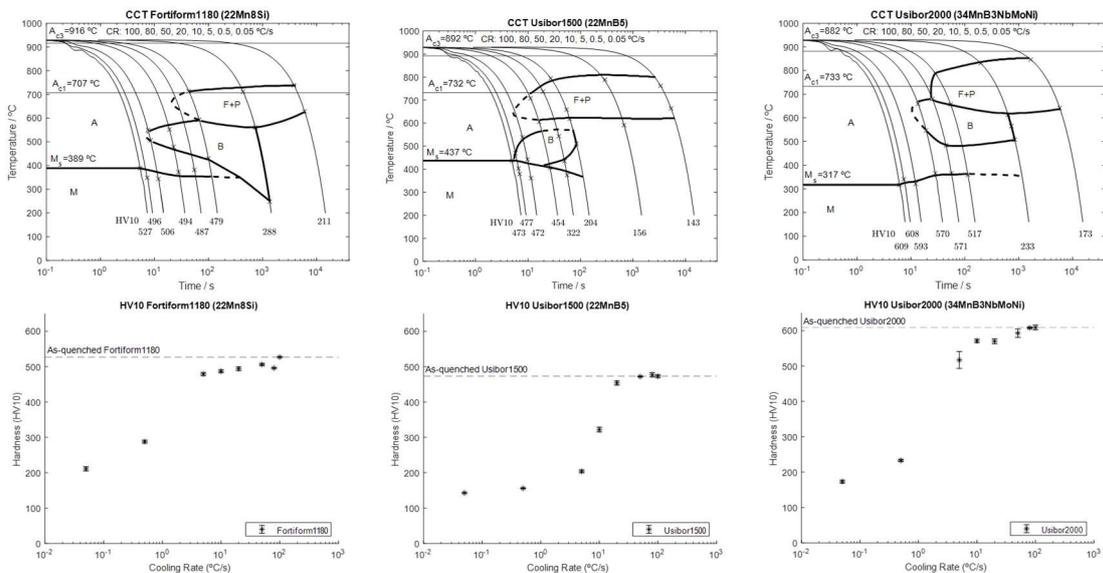


Fig 26. Diagramas CCT y variación de la dureza con la velocidad de enfriamiento (°C/s) en cada acero

3.6. Simulación del proceso de conformado

Inicialmente se han obtenido los parámetros de ajuste de la ley de comportamiento expuesta en la ecuación (4) a partir de la información comercial de ArcelorMittal de los aceros Usibor1500® y Usibor2000®. En el caso del acero Fortiform1180® se ha buscado su curva de tensión-deformación en la bibliografía. Con ayuda del software WebPlotDigilitazer, se han obtenido los puntos de la curva y con Matlab R2021a se ha ajustado a la ecuación (4). En cuanto a la temperatura de fusión de los aceros, T_m , que aparece en la ecuación (3), se ha obtenido a través del diagrama hierro-carbono que proporciona ThermoCalc Educational 2021b suponiendo que los microaleantes no la modifican, ya que su fracción es muy baja. En la Tabla 11 se recogen los datos usados en la simulación del conformado de cada acero.

Tabla 11. Parámetros de los materiales usados

| Acero | A | B | n | T_m (°C) |
|-----------------------|-----|------|------|------------|
| Fortiform1180® | 587 | 1414 | 0.34 | 1510 |
| Usibor1500® | 637 | 1917 | 0.19 | 1519 |
| Usibor2000® | 788 | 2098 | 0.17 | 1519 |

Una vez introducidos todos los parámetros, se inició la simulación. Los resultados se pueden ver en las Figuras 27 y 28, donde se recogen las tensiones tras el conformado en caliente y después del enfriamiento.

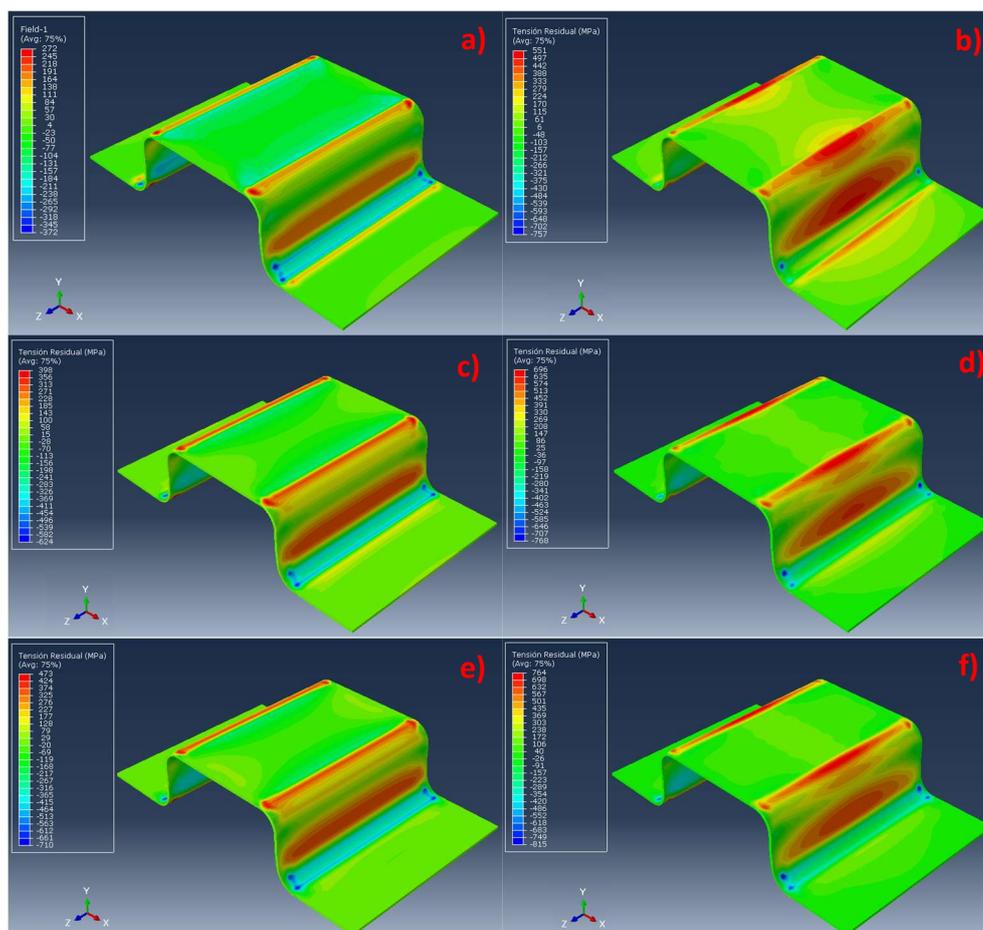


Fig 27. Piezas tras el conformado. Fortiform1180®: a) y b) antes y después del enfriamiento. Usibor1500®: c) y d) antes y después del enfriamiento. Usibor2000®: e) y f) antes y después del enfriamiento.

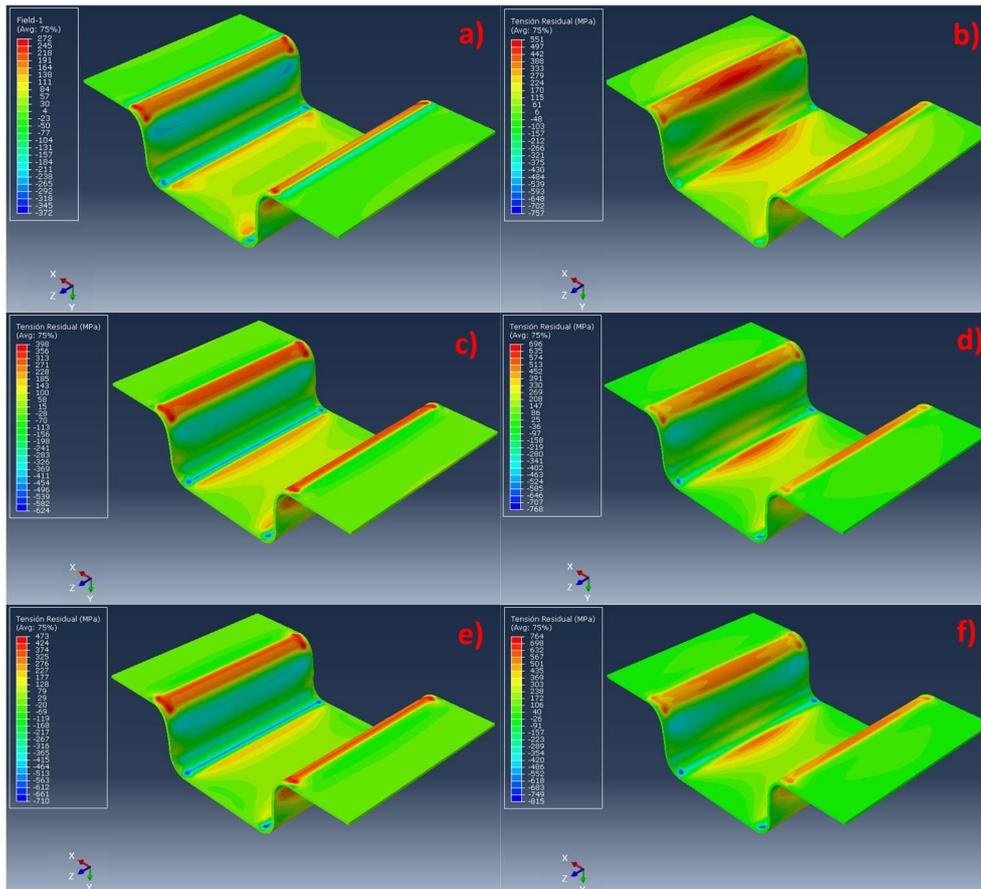


Fig 28. Piezas tras el conformado. Fortiform1180®: a) y b) antes y después del enfriamiento. Usibor1500®: c) y d) antes y después del enfriamiento. Usibor2000®: e) y f) antes y después del enfriamiento.

Los tres aceros siguen la misma tendencia, al enfriarse las tensiones residuales aumentan, lo cuál indica que el acero se ha endurecido.

Con el fin de realizar una comparación cuantitativa se han recogido los datos de las tensiones en cada acero a lo largo de una línea que atraviesa la pieza por el centro. En la Figura 29 se ha representado la tensión en cada punto a lo largo de dicha línea. Se observa como las tensiones van creciendo según nos acercamos al primer doblado, disminuyen en el mismo y vuelven a aumentar hasta el siguiente doblado que, al tener lugar en sentido contrario al primero, dan lugar a tensiones de compresión.

Por otro lado, la mayor tensión residual local se genera en el acero Usibor2000® (750 MPa) y la menor en el Fortiform1180® (550 MPa) al ser los dos aceros respectivamente con el mayor y el menor valor del límite elástico.

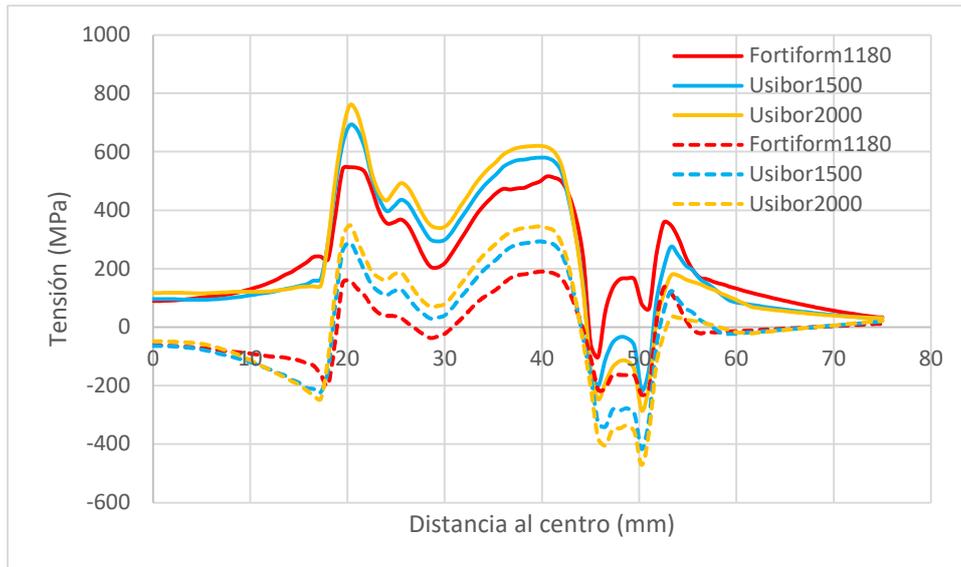


Fig 29. Representación de las tensiones residuales respecto a la distancia. En línea discontinua la simulación después del conformado y en continua tras el enfriamiento.

De cualquier manera, debe tenerse en cuenta que se ha simplificado mucho la simulación realizada en este trabajo del proceso de conformado y enfriamiento de los aceros, por lo que estos resultados solo pueden interpretarse de un modo cualitativo (comparación de los tres aceros) y no pretenden reproducir la situación real de su comportamiento en el prensado.

4. Conclusiones

- La adición de molibdeno, níquel y niobio afinan el grano austenítico previo, como se ha podido comprobar en la aleación de Usibor2000®. También en esta aleación se observó que apenas tenía lugar el crecimiento de grano entre 900 y 930 °C. Además, se puede llegar a la conclusión de que un porcentaje menor de aleantes favorece el crecimiento del grano austenítico al aumentarla temperatura, como ha ocurrido en el Fortiform1180®.
- En cuanto a la microestructura y las fases presentes tanto en los tratamientos isotérmicos como en los enfriamientos continuos, el aspecto más destacado es que las bainitas que se forman en el acero Fortiform1180®, son libres de carburos, lo que le confiere unas propiedades mecánicas superiores. Esto es debido a que la bainita es un constituyente generalmente formado por las fases de ferrita y cementita, pero la bainita libre de carburos, en vez de cementita, está formada por austenita retenida, que provoca el efecto de plasticidad inducida por transformación y sus propiedades mecánicas mejoran [22]. Las bainitas libres de carburo aparecen en la microestructura de este acero como resultado de usar una cantidad suficiente de silicio como aleante (1.5%) [23].
- Los aceros Fortiform1180® y Usibor2000® tienen las curvas bainíticas adelantadas respecto a las ferrito-perlíticas y también presentan una mayor templabilidad que el acero Usibor1500®: la fuerte caída de dureza ocurre para velocidades de enfriamientos inferiores a 5 °C/s en los dos primeros aceros y para una velocidad inferior a 20 °C/s en el caso del Usibor1500®. Por otro lado, el mayor contenido de carbono del acero Usibor2000® explica la superior dureza que se ha conseguido tras el temple de este acero.
- La simulación del proceso de conformado y del enfriamiento subsiguiente realizada en este trabajo es solo una primera aproximación al proceso industrial, ya que se ha simplificado mucho por la carencia de datos importantes que deberían haberse tenido en cuenta a la hora de realizar una simulación realista.

5. Presupuesto

| Servicio | Precio | Cantidad | TOTAL |
|----------------------------------|-----------------|-----------------|------------------|
| Durezas | 27.29 €/muestra | 51 muestras | 1150.24 € |
| Dilatometría | 112.9 €/hora | 48 horas | 4945.21 € |
| EBSD | 176.36 €/hora | 24 horas | 3498.05 € |
| SEM | 95.58 €/hora | 13 horas | 1007.14 € |
| Embuticiones | 11.42 €/muestra | 20 muestras | 188.76 € |
| Preparación metalográfica | 3.45 €/muestra | 51 muestras | 145.41 € |
| Abaqus | 2100 €/mes | 1 mes | 2100 € |
| Matlab | 21 €/mes | 1 mes | 21 € |
| Total: | | | 13055.81 € |
| +21% IVA | | | 15797.54 € |
| Salario del autor | 2200 €/mes | 5 mes | 11000 € |
| TOTAL | | | 26797.54€ |

6. Referencias

- [1] L. Jones, E. Knox, G. L. Thomas, and W. Erskine, *High Strength Hot Rolled CMn and CMnSi steels: Processing, Properties and Performance*. 2000.
- [2] WorldAutoSteel, "AHSS Application Guidelines v7. Steel Grades," 2020. <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/> (accessed Sep. 12, 2021).
- [3] ArcelorMittal, "ArcelorMittal. Automotive," 2021. <https://automotive.arcelormittal.com/home> (accessed Sep. 18, 2021).
- [4] Thyssenkrupp, "Thyssenkrupp. Steel products," 2020. <https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/products/products-overview.html> (accessed Sep. 18, 2021).
- [5] WorldAutoSteel, "AHSS Application Guidelines v7. Press Hardened Steels," 2020. <http://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/phs-grades/> (accessed Sep. 16, 2021).
- [6] H. Mohrbacher, "Martensitic Automotive Steel Sheet - Fundamentals and Metallurgical Optimization Strategies," *Adv. Mater. Res.*, vol. 1063, pp. 130–142, Dec. 2014.
- [7] K. Mori, T. Maeno, H. Yamada, and H. Matsumoto, "1-Shot hot stamping of ultra-high strength steel parts consisting of resistance heating, forming, shearing and die quenching," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 89, pp. 124–131, 2015.
- [8] J. Speer, R. Rana, D. Matlock, A. Glover, G. Thomas, and E. De Moor, "Processing Variants in Medium-Mn Steels," *Metals*, vol. 9, no. 7. 2019.
- [9] WorldAutoSteel, "AHSS Application Guidelines v7. PHS Automotive Applications and Usage," 2020. <https://ahssinsights.org/forming/press-hardened-steels/phs-automotive-applications-and-usage/> (accessed Sep. 21, 2021).
- [10] J. P. Laurent, J. P. Hennechart, D. Spehner, and J. Devroc, "Coated hot-and coll-rolled steel sheet comprising a very high resistance after thermal tratment," US6296805B1, 2001.
- [11] H. Karbasian and A. E. Tekkaya, "A review on hot stamping," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 15, pp. 2103–2118, 2010.
- [12] K. Mori *et al.*, "Hot stamping of ultra-high strength steel parts," *CIRP Ann.*, vol. 66, no. 2, pp. 755–777, 2017.
- [13] WorldAutoSteel, "AHSS Application Guidelines v7. PHS Production Methods," 2020. <https://ahssinsights.org/forming/press-hardened-steels/phs-production-methods/> (accessed Sep. 18, 2021).
- [14] ASTM, "ASTM E1268-99. Standard Practice for Assessing the Degree of Banding or Orientation of Microstructures," 1999.
- [15] ASTM, "ASTM E562-01. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count," 2001.
- [16] C. García De Andrés, F. G. Caballero, C. Capdevila, and L. F. Álvarez, "Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels," *Mater. Charact.*, vol. 48, no. 1, pp. 101–111, 2002.
- [17] C. García de Andrés, F. G. Caballero, C. Capdevila, and D. San Martín, "Revealing austenite grain boundaries by thermal etching: Advantages and disadvantages," *Mater. Charact.*, vol. 49, no. 2, pp. 121–127, 2002.

- [18] ASTM, "ASTME E112-96. Standard Test Method for Determining Average Grain Size."
- [19] D. San Martín, M. Kuntz, F. G. Caballero, and C. Garcia-Mateo, "A new systematic approach based on dilatometric analysis to track bainite transformation kinetics and the influence of the prior austenite grain size," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 2, pp. 1–13, 2021.
- [20] C. Garcia-Mateo, C. Capdevila, F. G. Caballero, and C. G. De Andrés, "Influence of V precipitates on acicular ferrite transformation part 1: The role of nitrogen," *ISIJ Int.*, vol. 48, no. 9, pp. 1270–1275, 2008.
- [21] M. Peet and H. K. D. . Bhadeshia, "Map Steel MUCG83." <http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html> (accessed Apr. 06, 2021).
- [22] O. Haiko, P. Kaikkonen, M. Somani, K. Valtonen, and J. Kömi, "Characteristics of carbide-free medium-carbon bainitic steels in high-stress abrasive wear conditions," *Wear*, vol. 456–457, p. 203386, 2020.
- [23] F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, C. Capdevila, and C. García De Andrés, "Advanced Ultrahigh Strength Bainitic Steels," *Mater. Manuf. Process.*, vol. 22, pp. 502–506, Mar. 2007.

7. Anexos

Anexo II

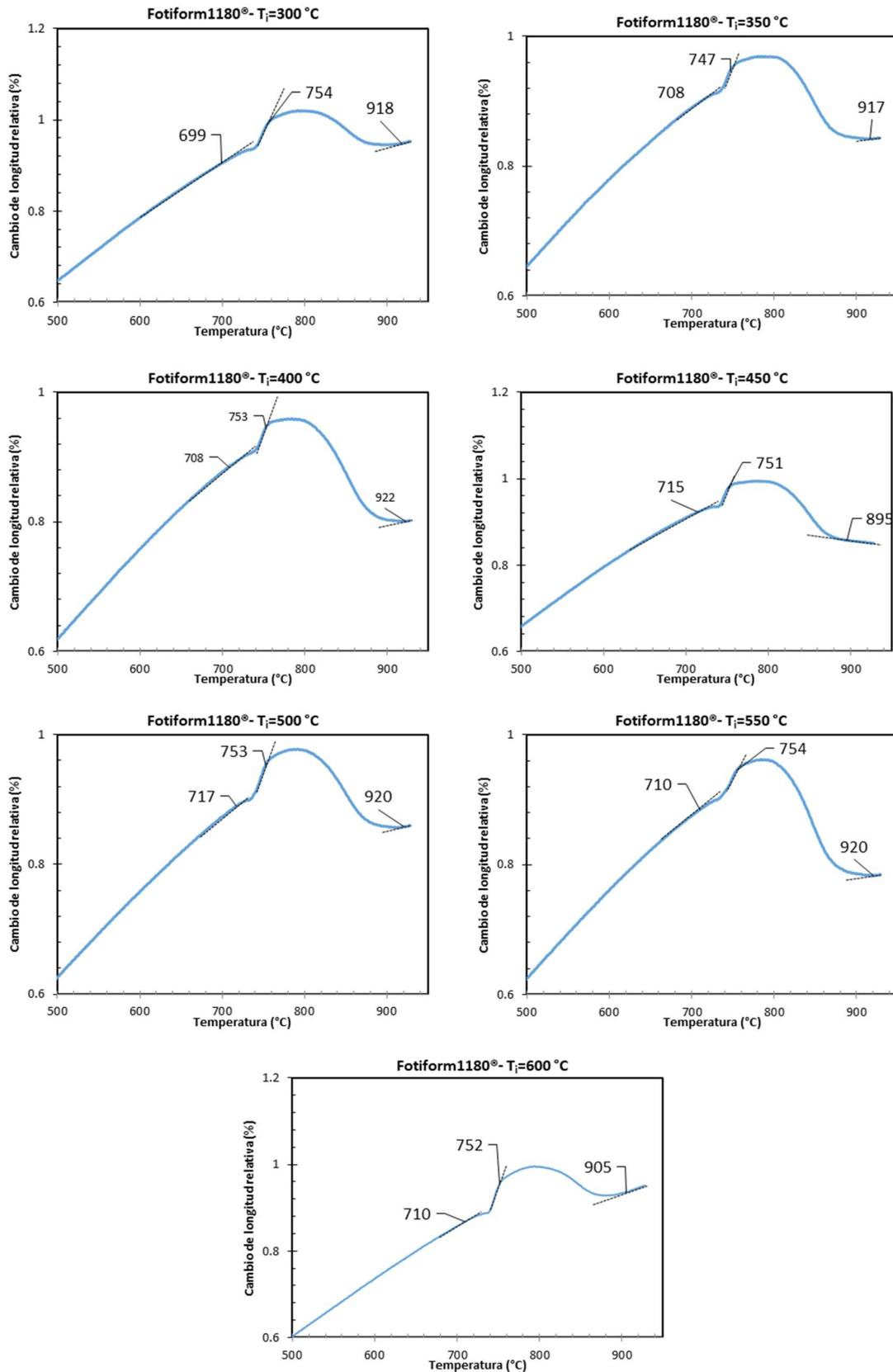


Fig A1. 1. Curvas dilatométricas de calentamiento de Fortiform1180®

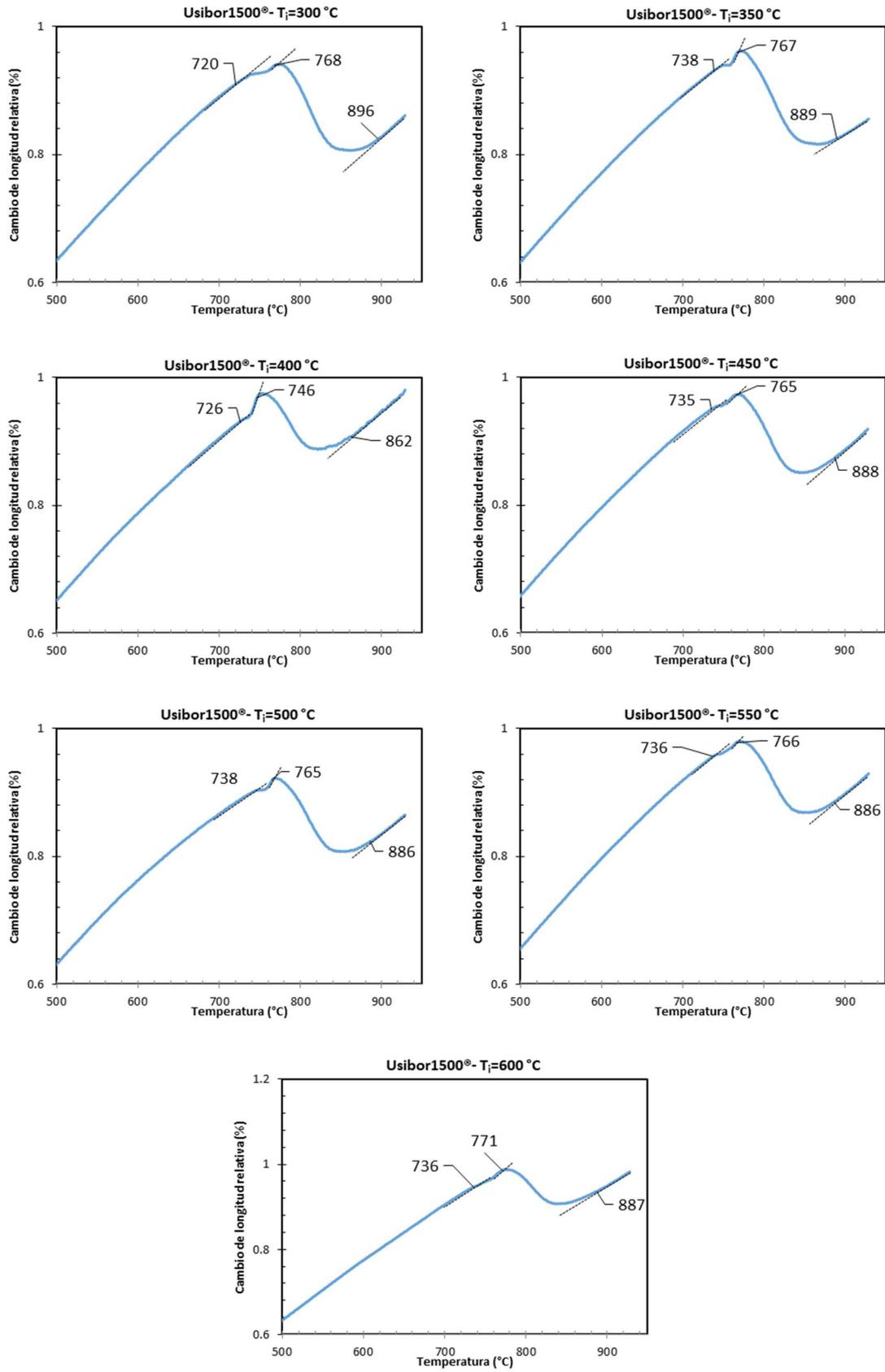


Fig A1. 2. Curvas dilatométricas de calentamiento de Usibor1500®.

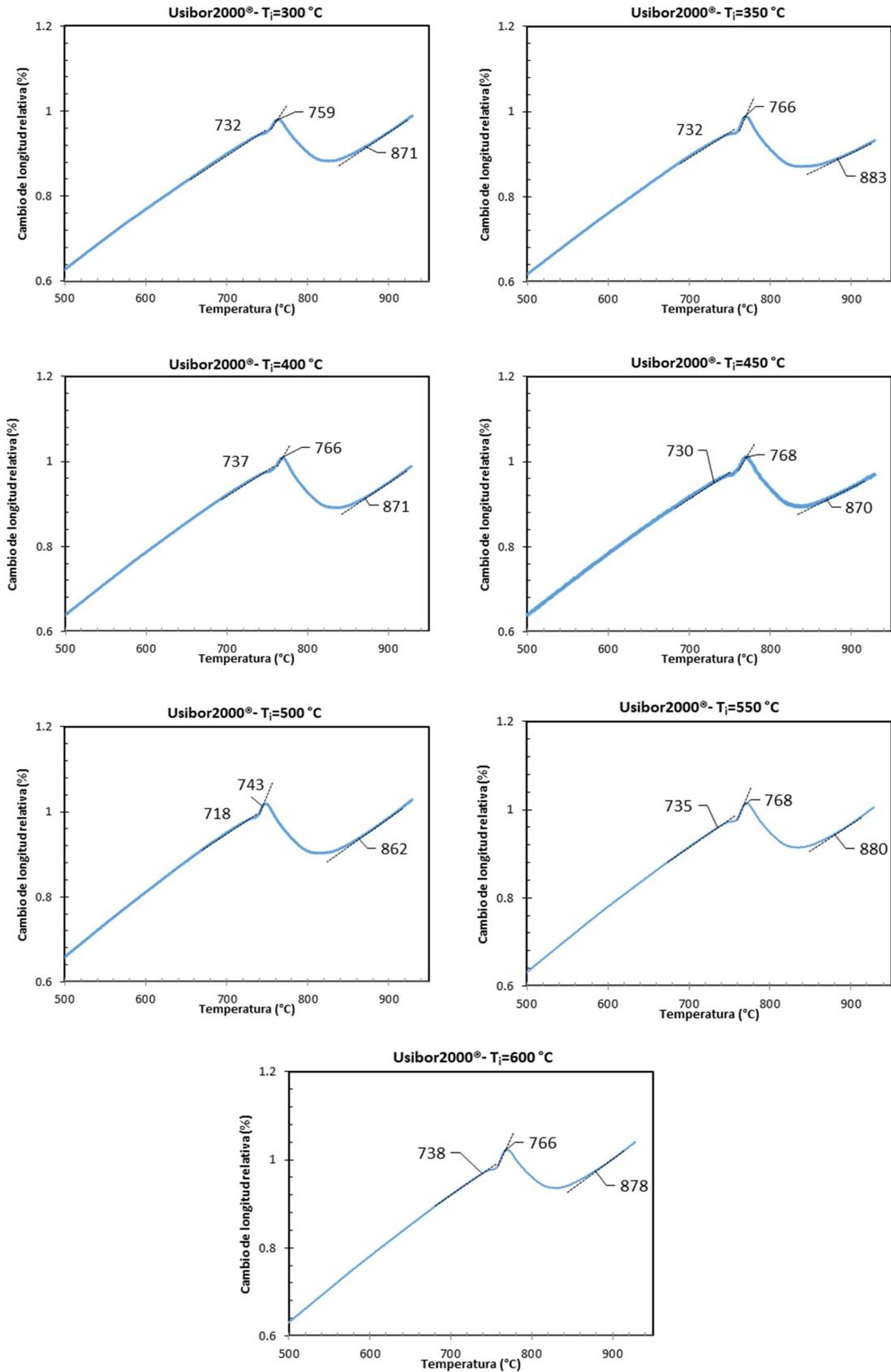


Fig A1. 3. Curvas dilatométricas de calentamiento Usibor2000®.

Anexo II

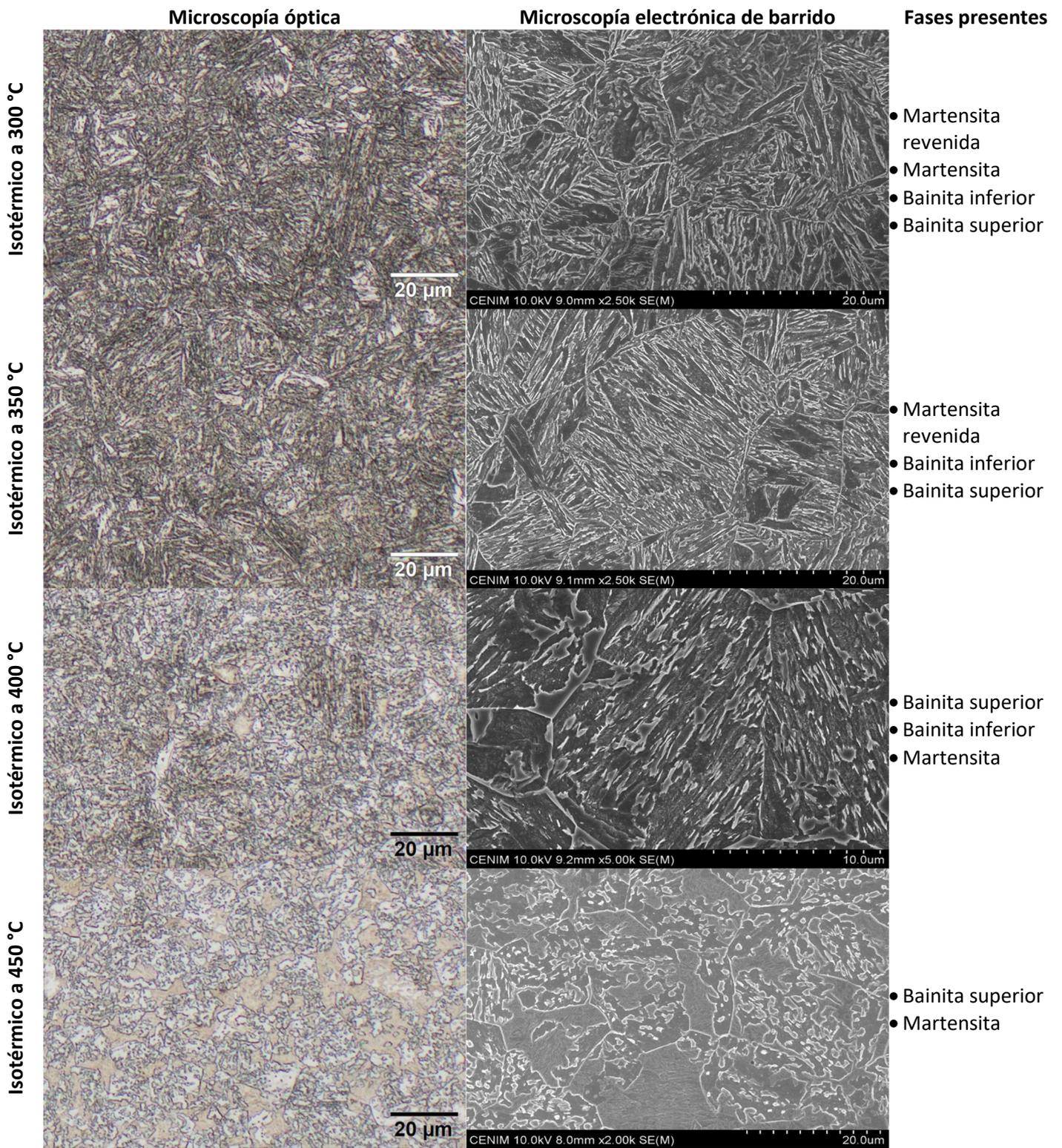


Fig A2. 1. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Fortiform1180®

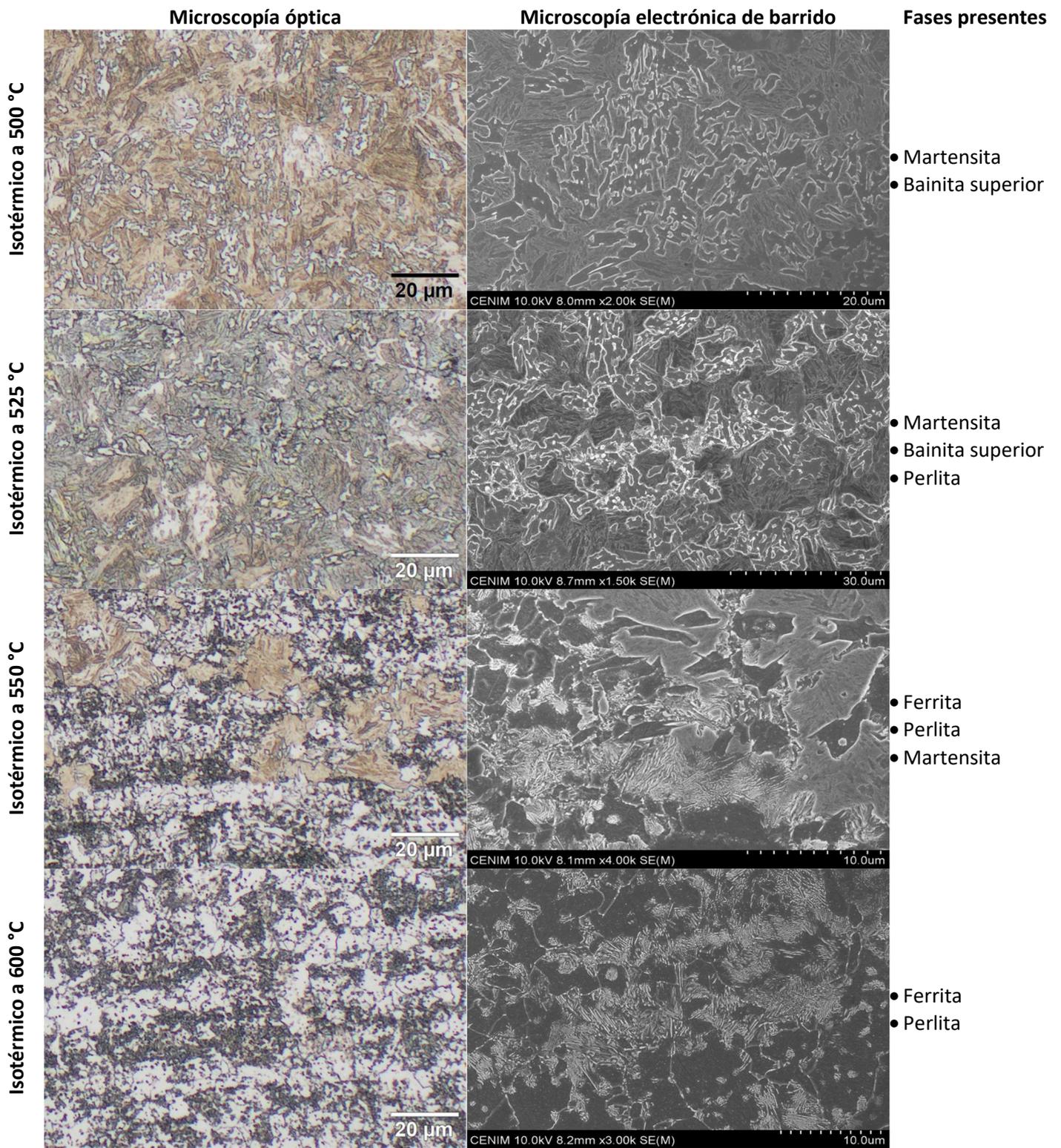


Fig A2. 2. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Fortiform1180®

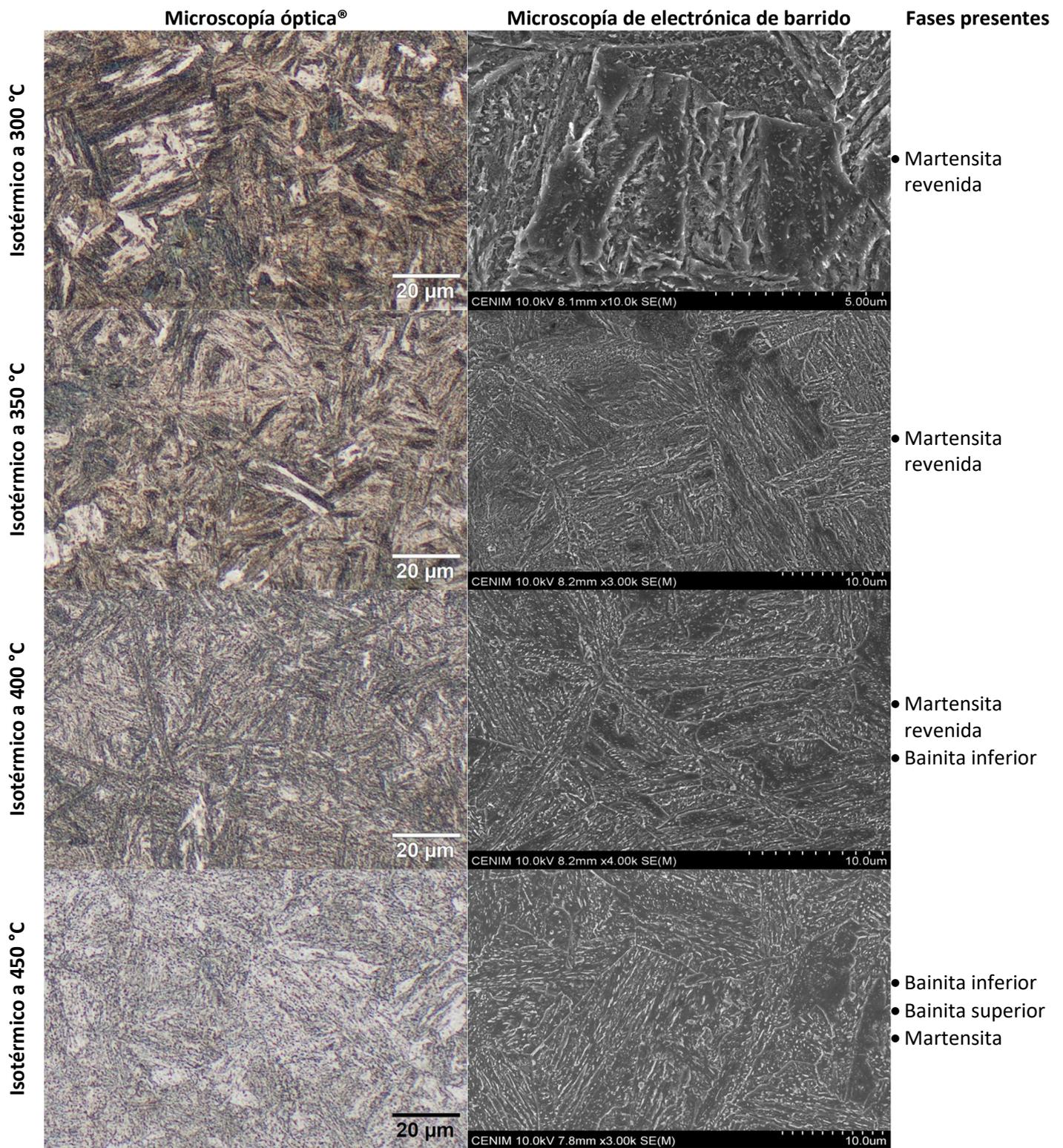


Fig A2. 3. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Usibor1500®

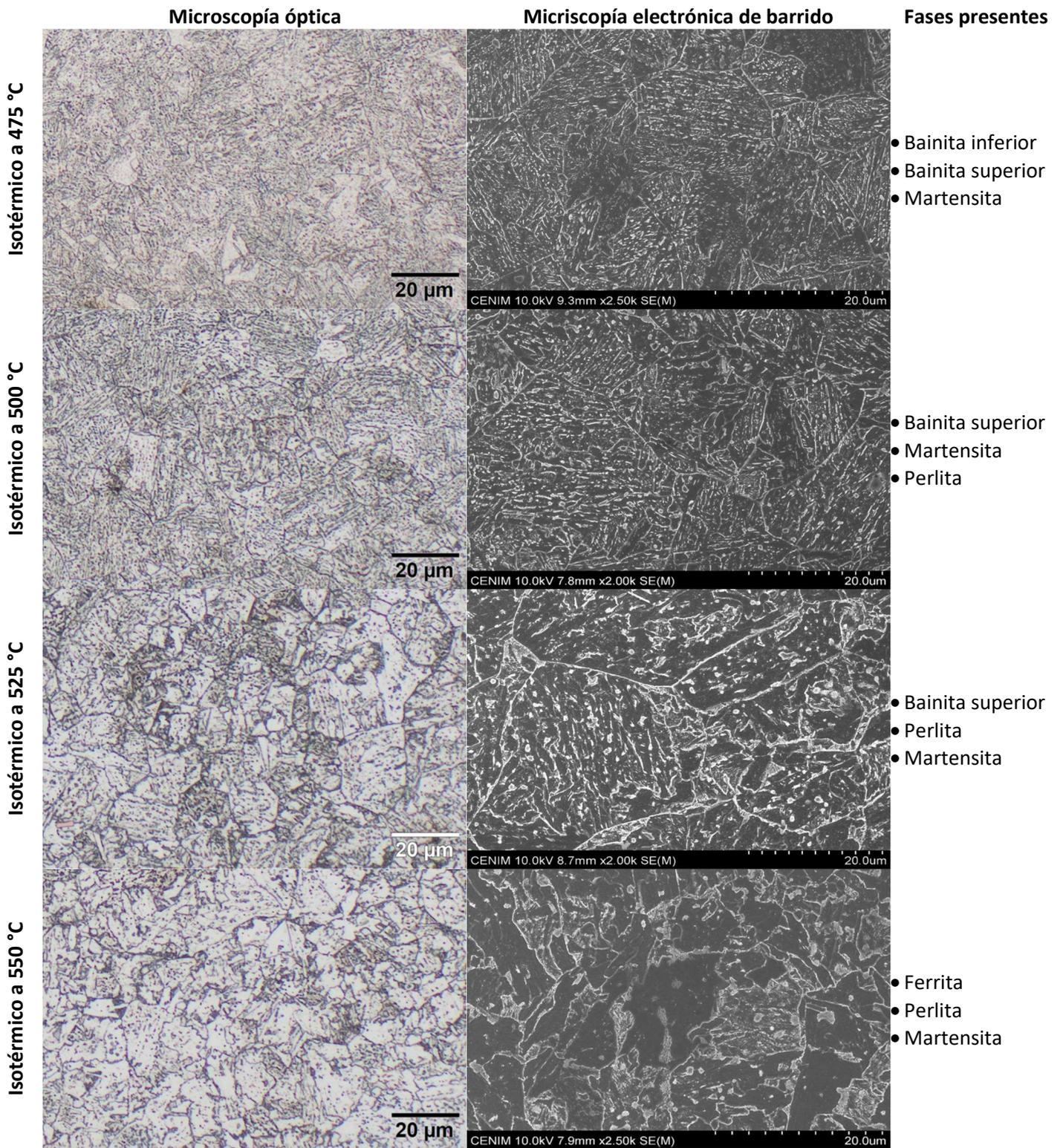


Fig A2. 4. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Usibor1500®

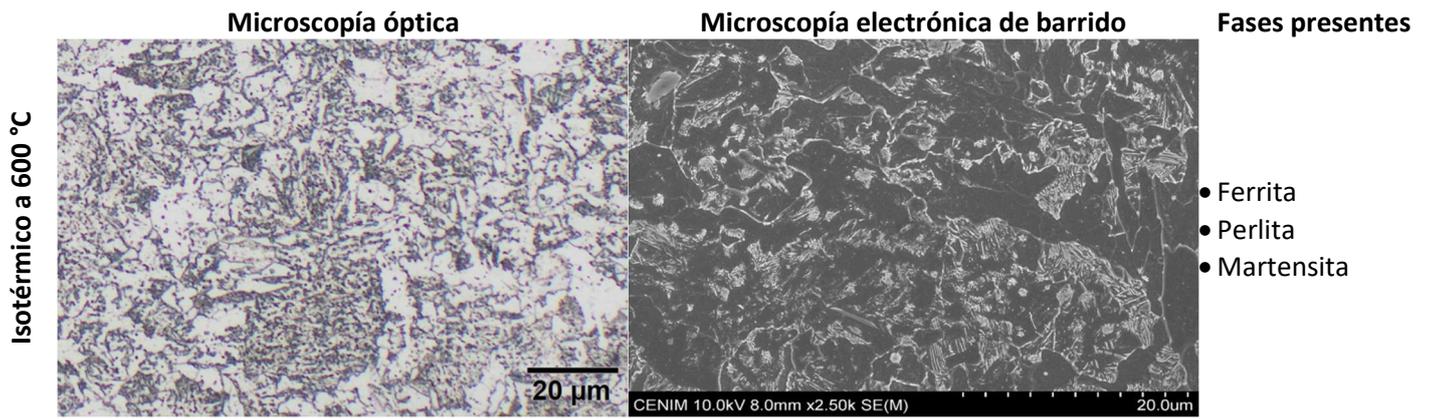


Fig A2. 5. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Usibor1500®

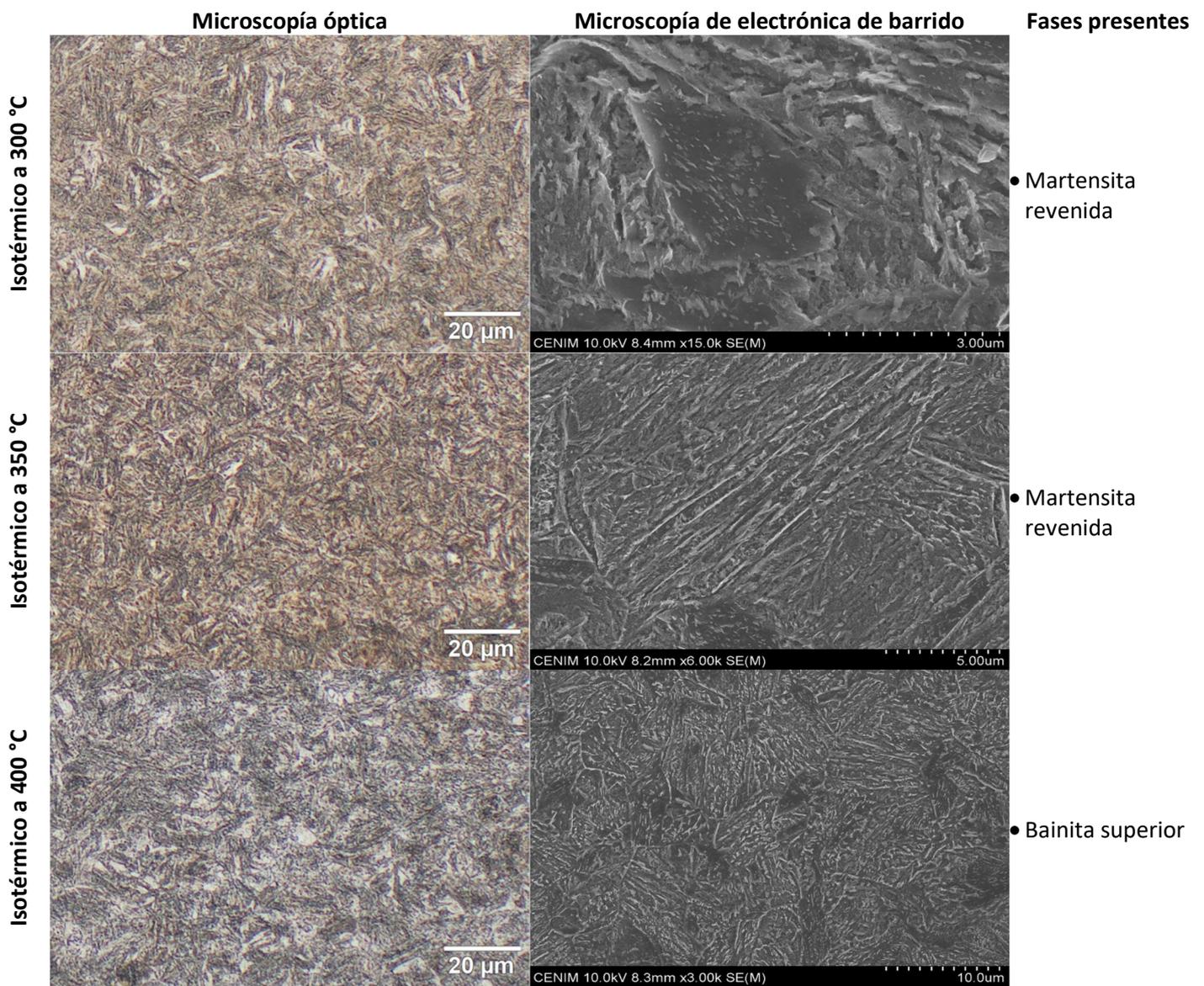


Fig A2. 6. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Usibor2000®

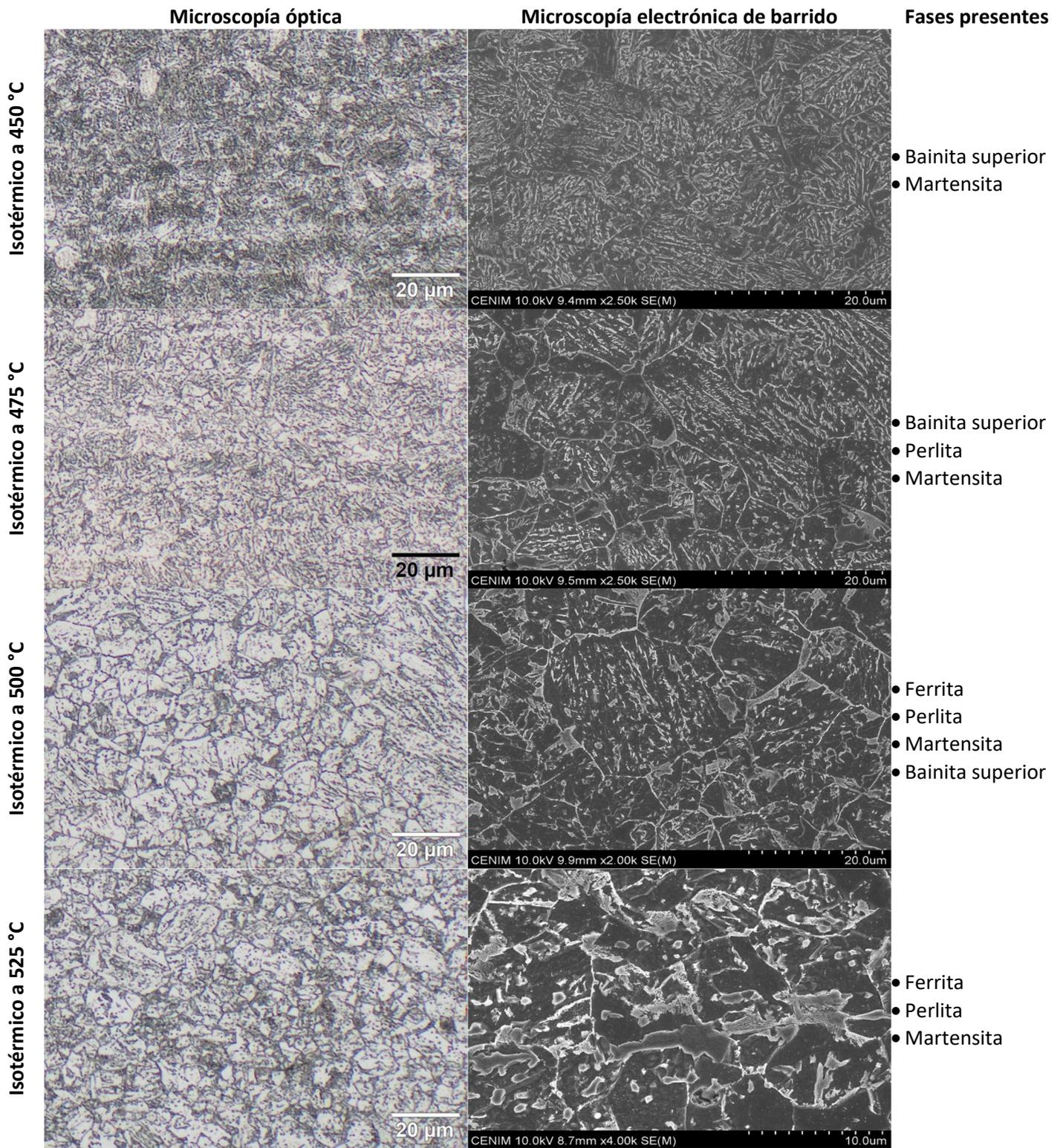


Fig A2. 7. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Usibor2000®

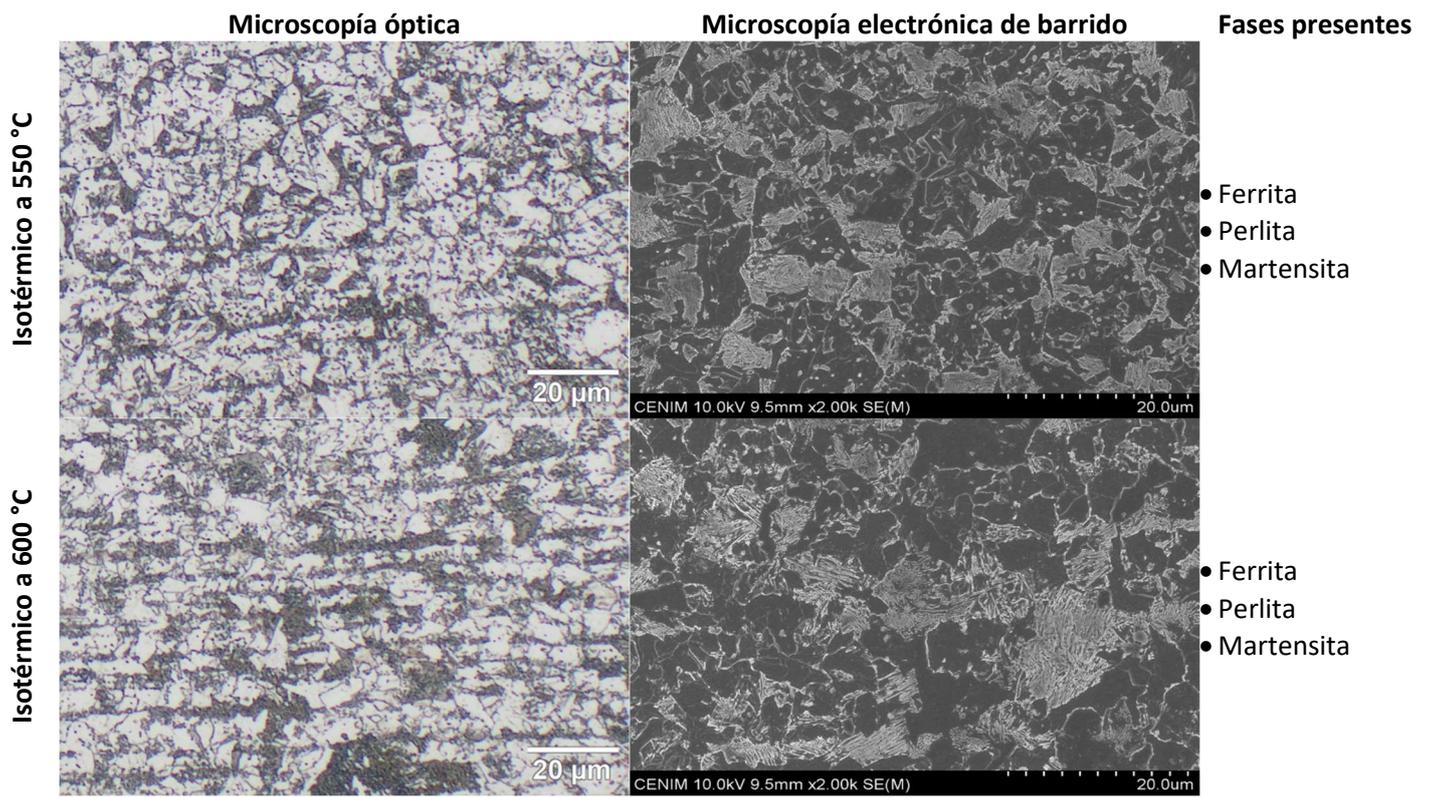


Fig A2. 8. Micrografías tras los tratamientos isotérmicos. Usibor2000®

Anexo III

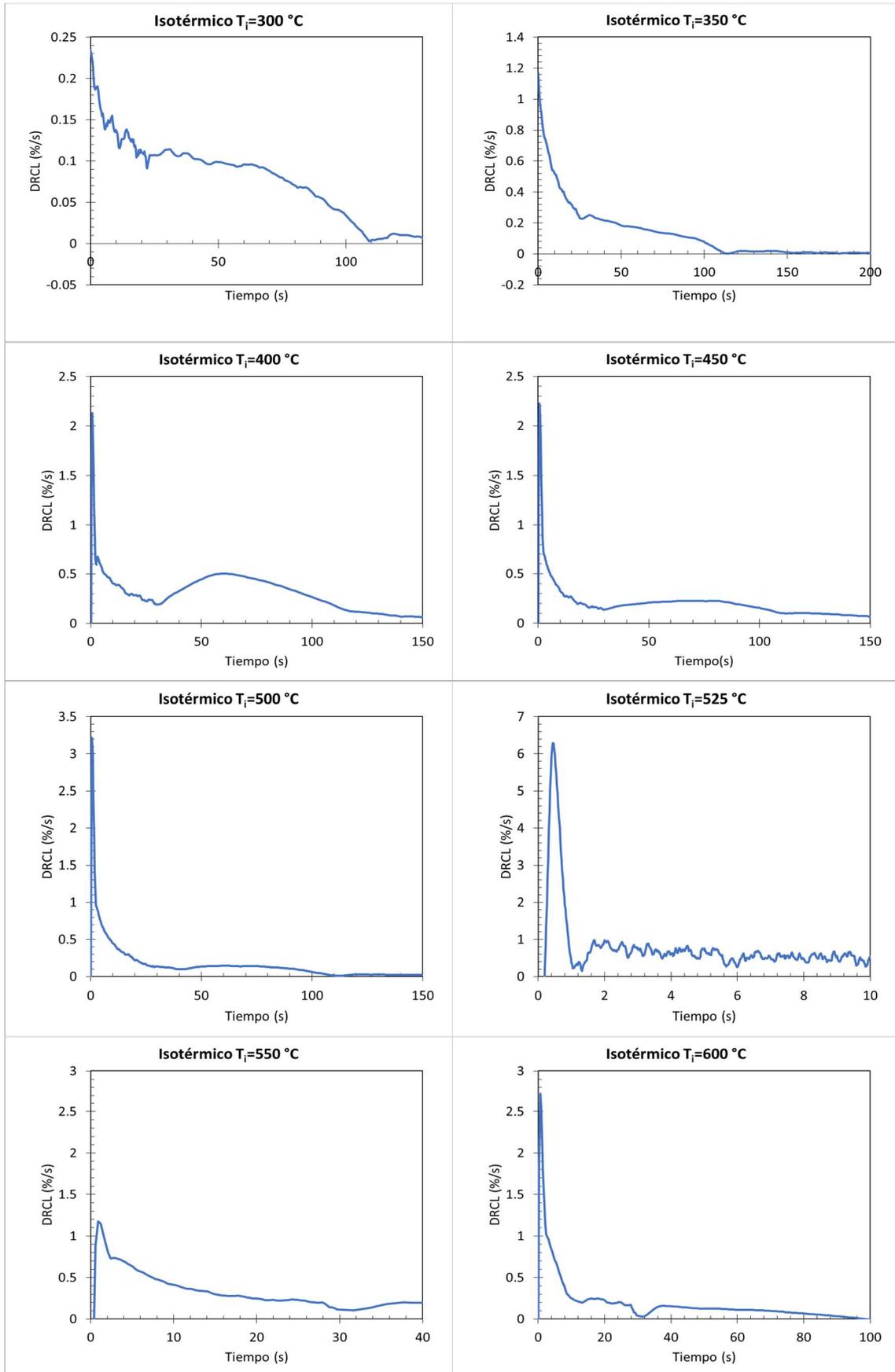


Fig A3. 1. Curvas usadas para la determinación del % de transformación. Fortiform1180®.

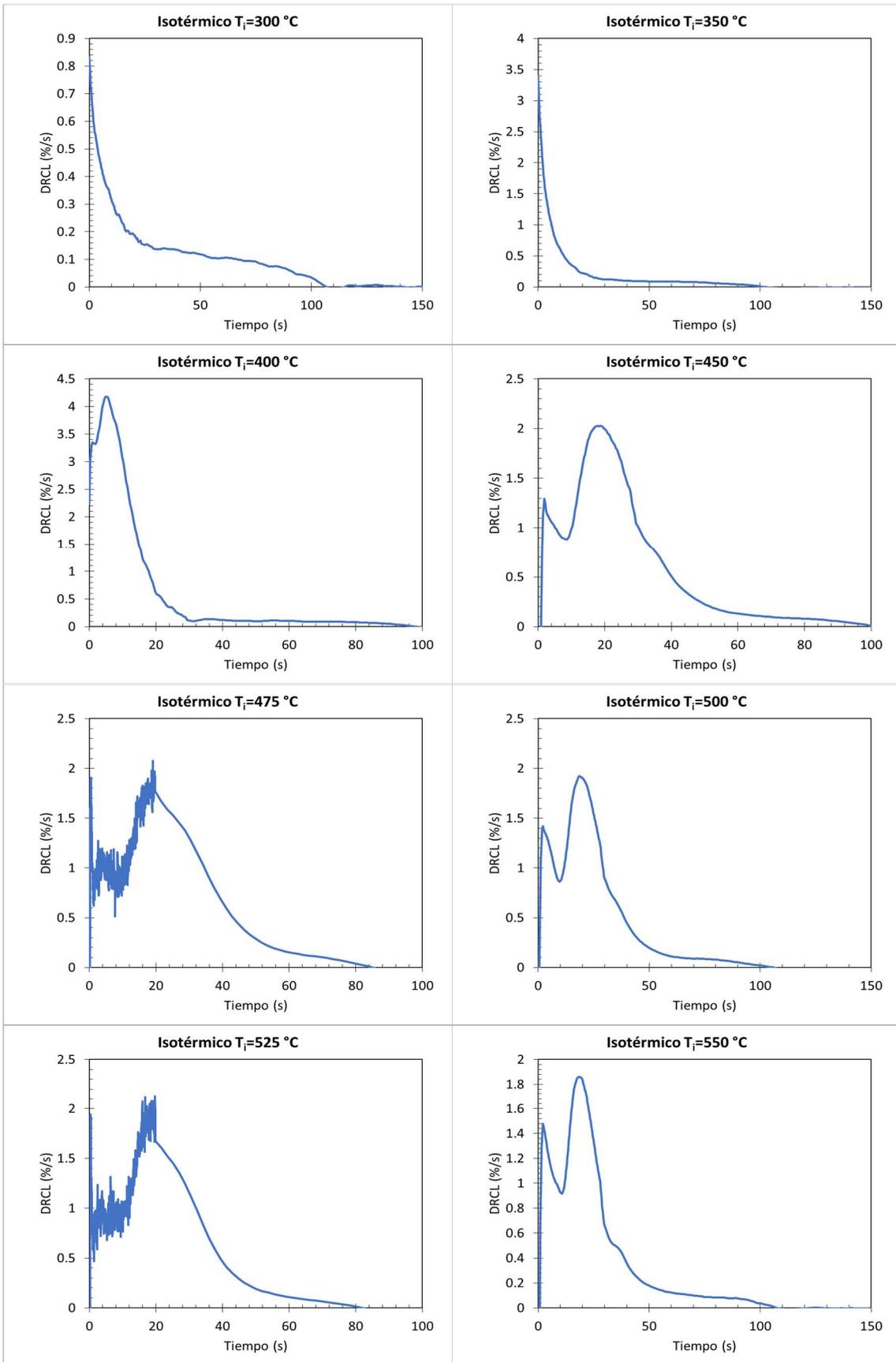


Fig A3. 2. Curvas usadas para la determinación del % de transformación. Usibor1500®.

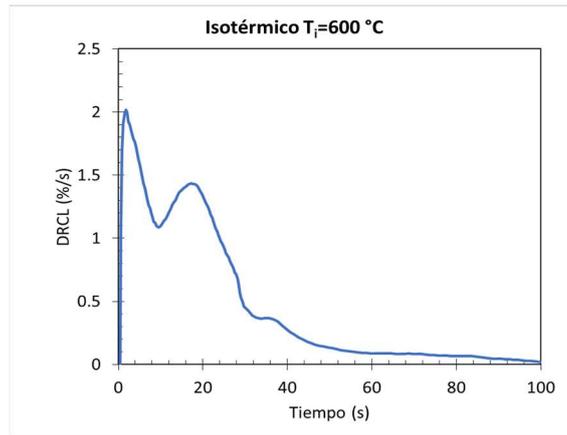


Fig A3. 3. Curva usada para la determinación del % de transformación. Usibor1500®.

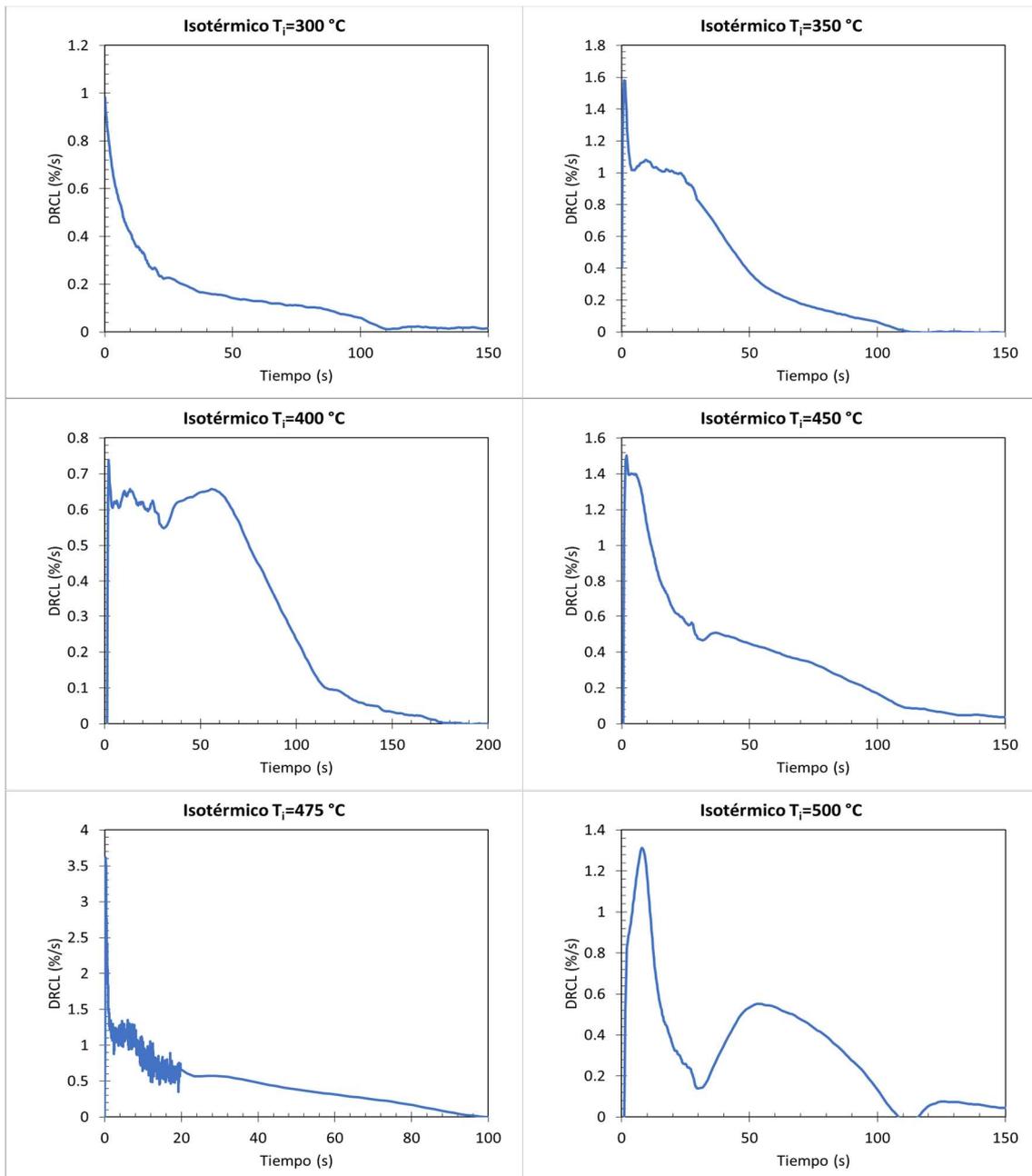


Fig A3. 4. Curvas usadas para la determinación del % de transformación. Usibor200®.

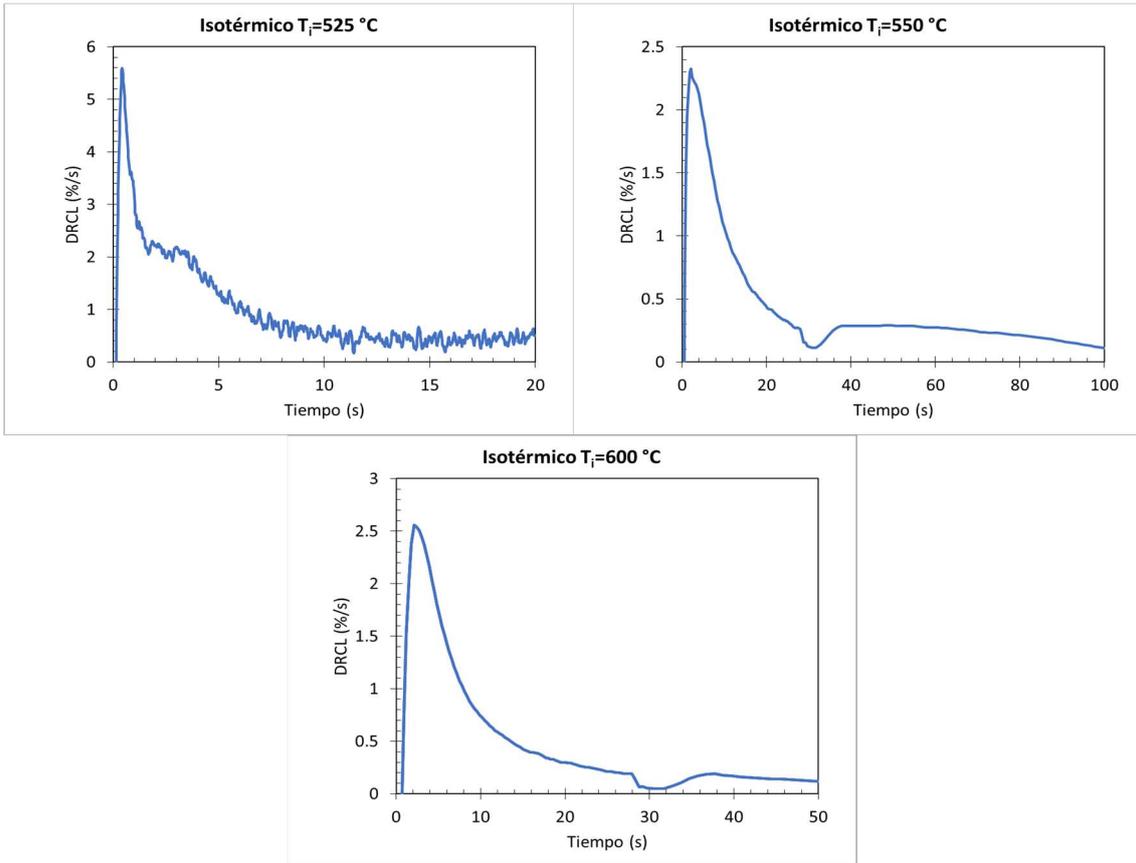


Fig A3. 5. Curvas usadas para la determinación del % de transformación. Usibor2000®

Anexo IV

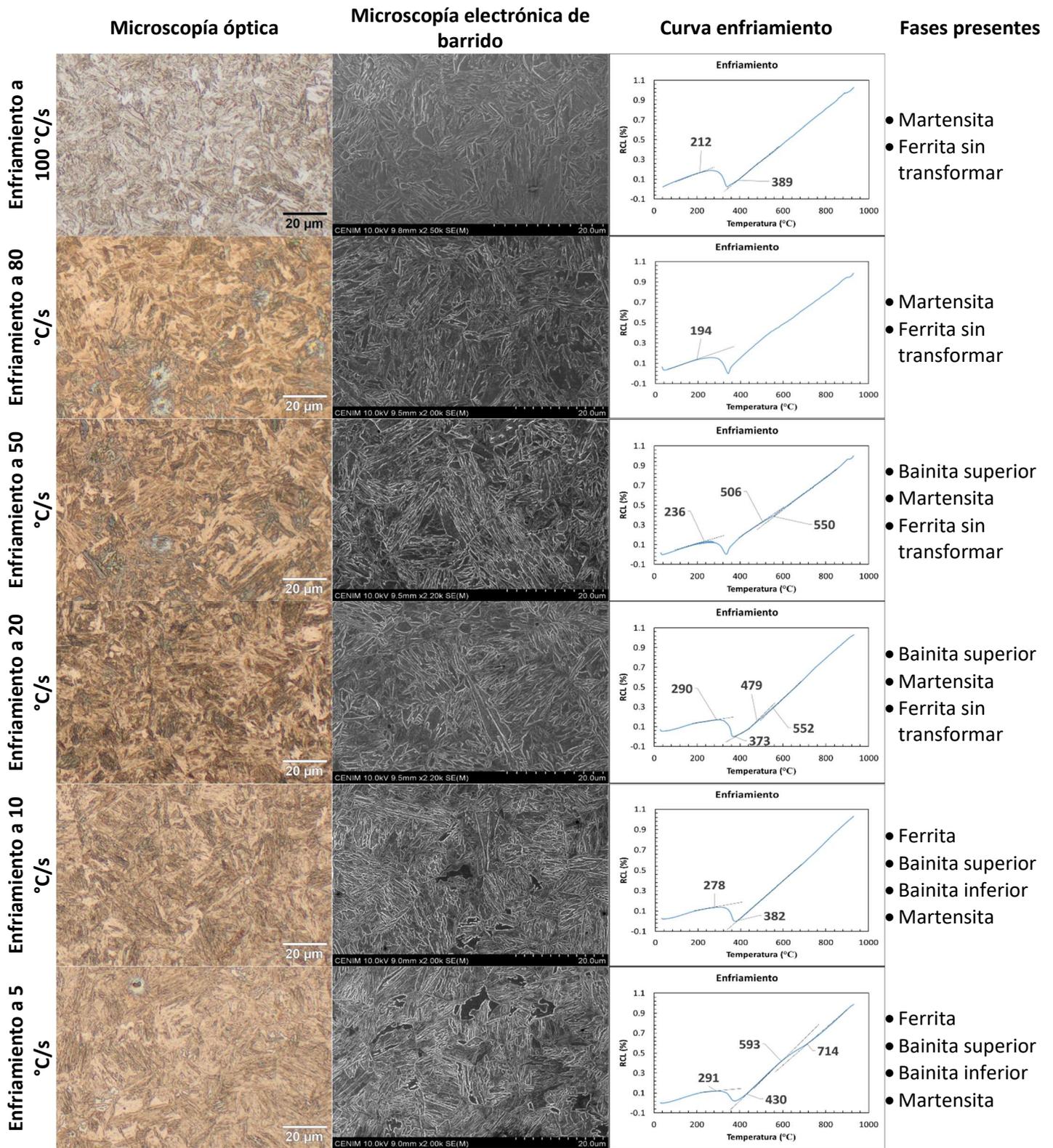


Fig A4. 1. Enfriamientos continuos. Micrografías y dilatometría Fortiform1180®

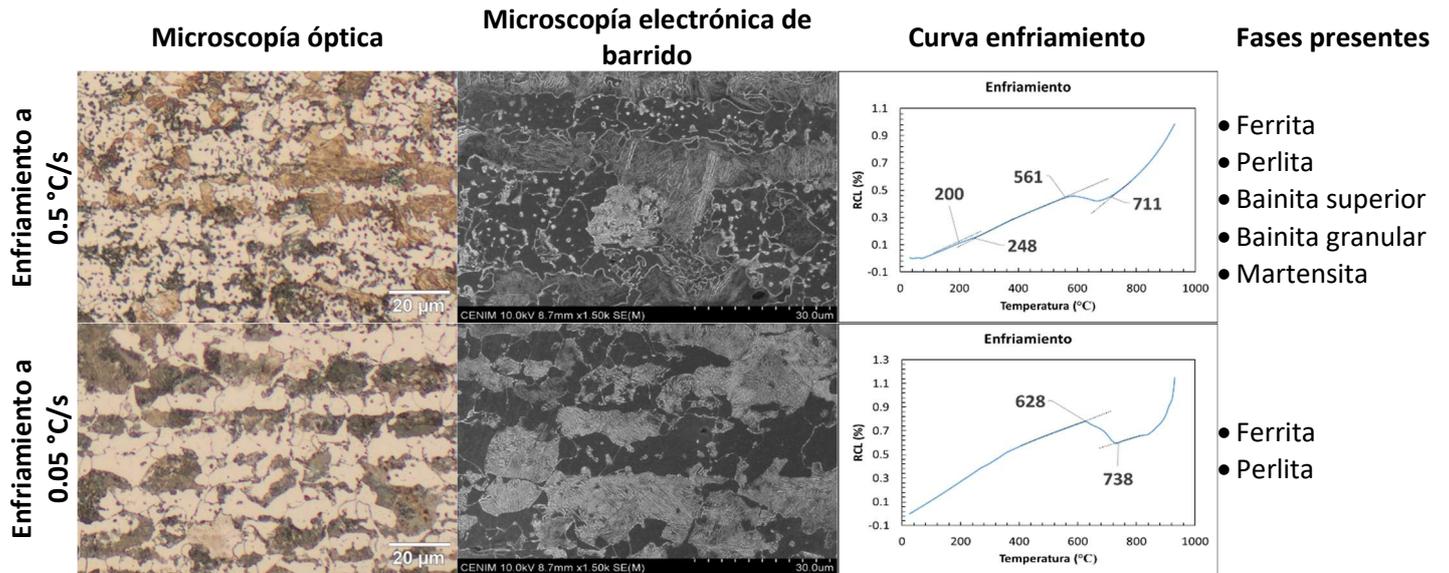


Fig A4. 2. Enfriamientos continuos. Micrografías y dilatometría. Fortiform1180®

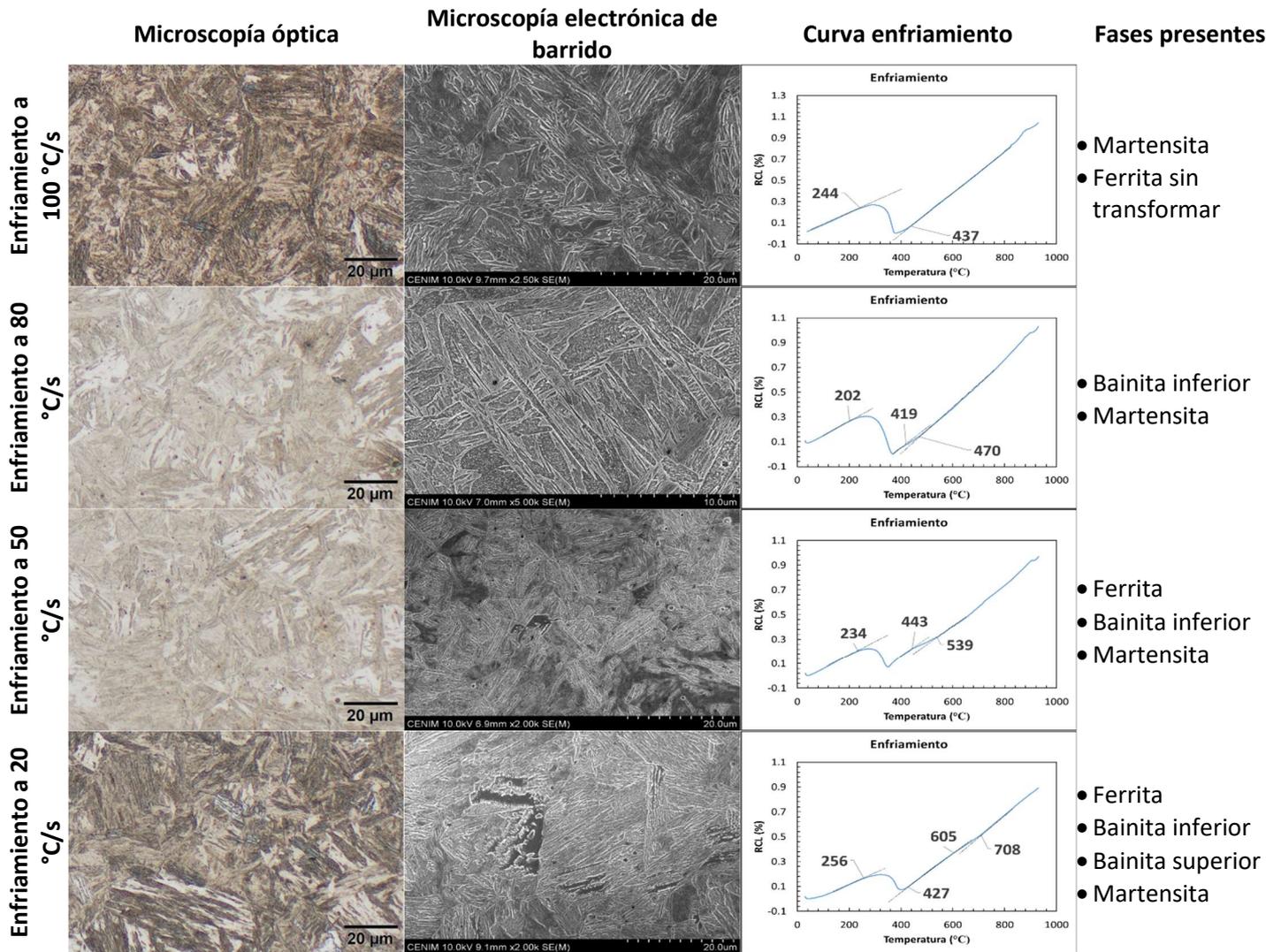


Fig A4. 3. Enfriamientos continuos. Micrografías y dilatometría. Usibor1500®

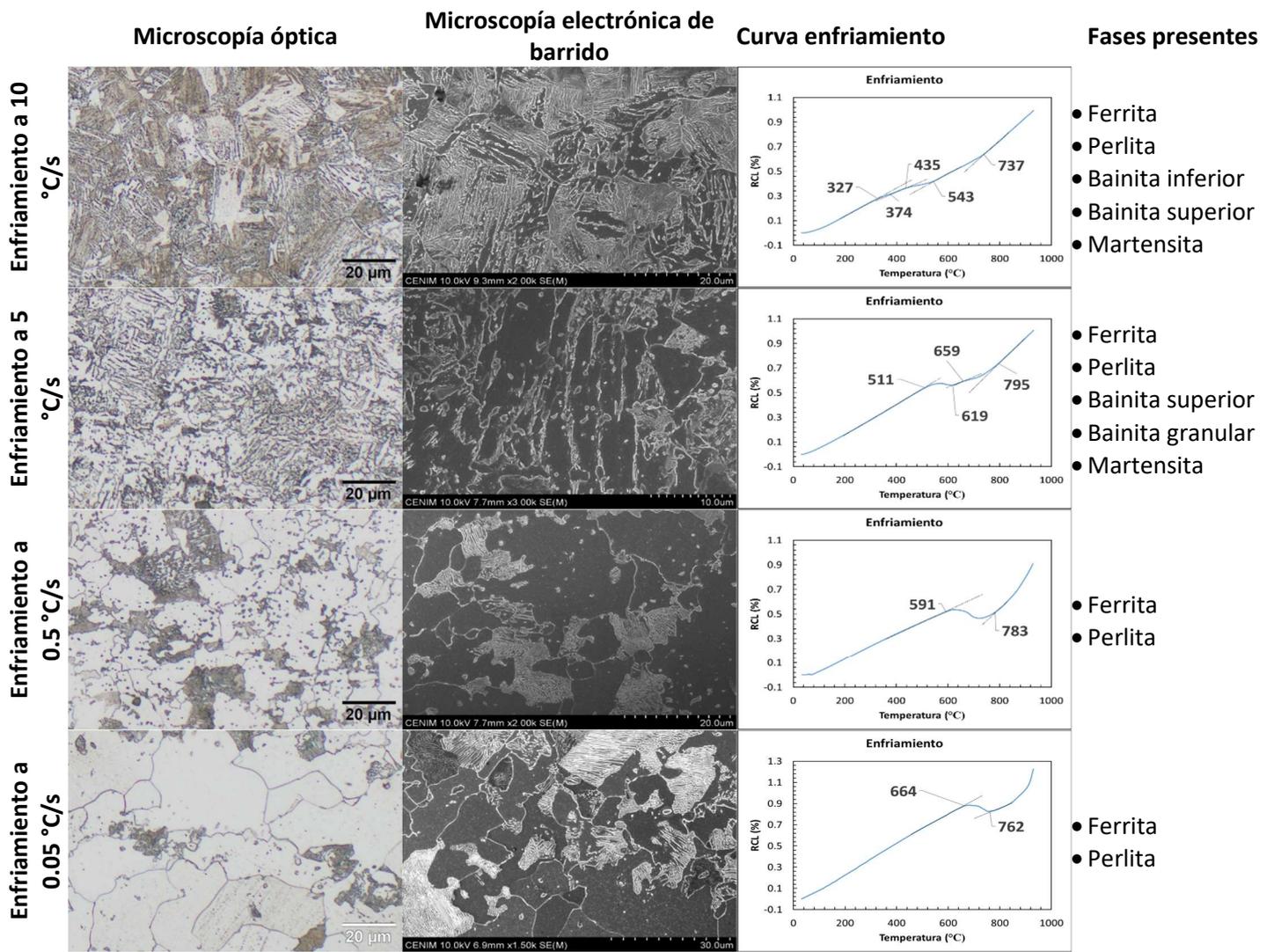


Fig A4. 4. Enfriamientos continuos. Micrografías y dilatometría. Usibor1500®

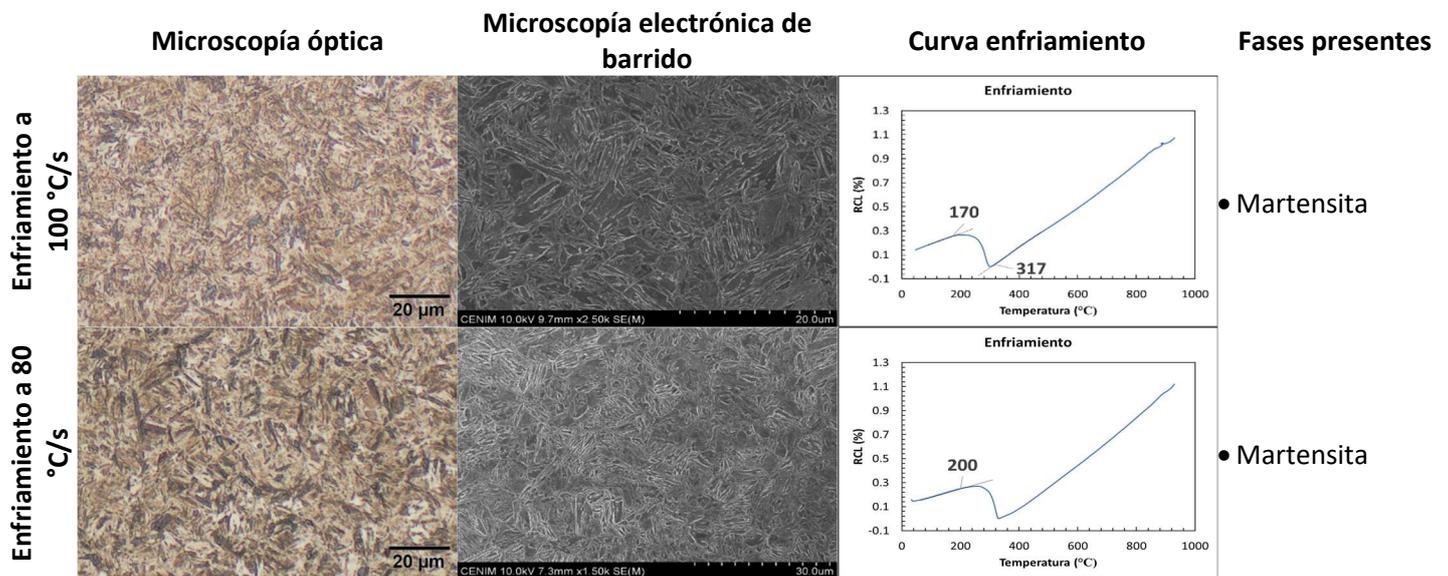


Fig A4. 5. Enfriamientos continuos. Micrografías y dilatometría. Usibor2000®

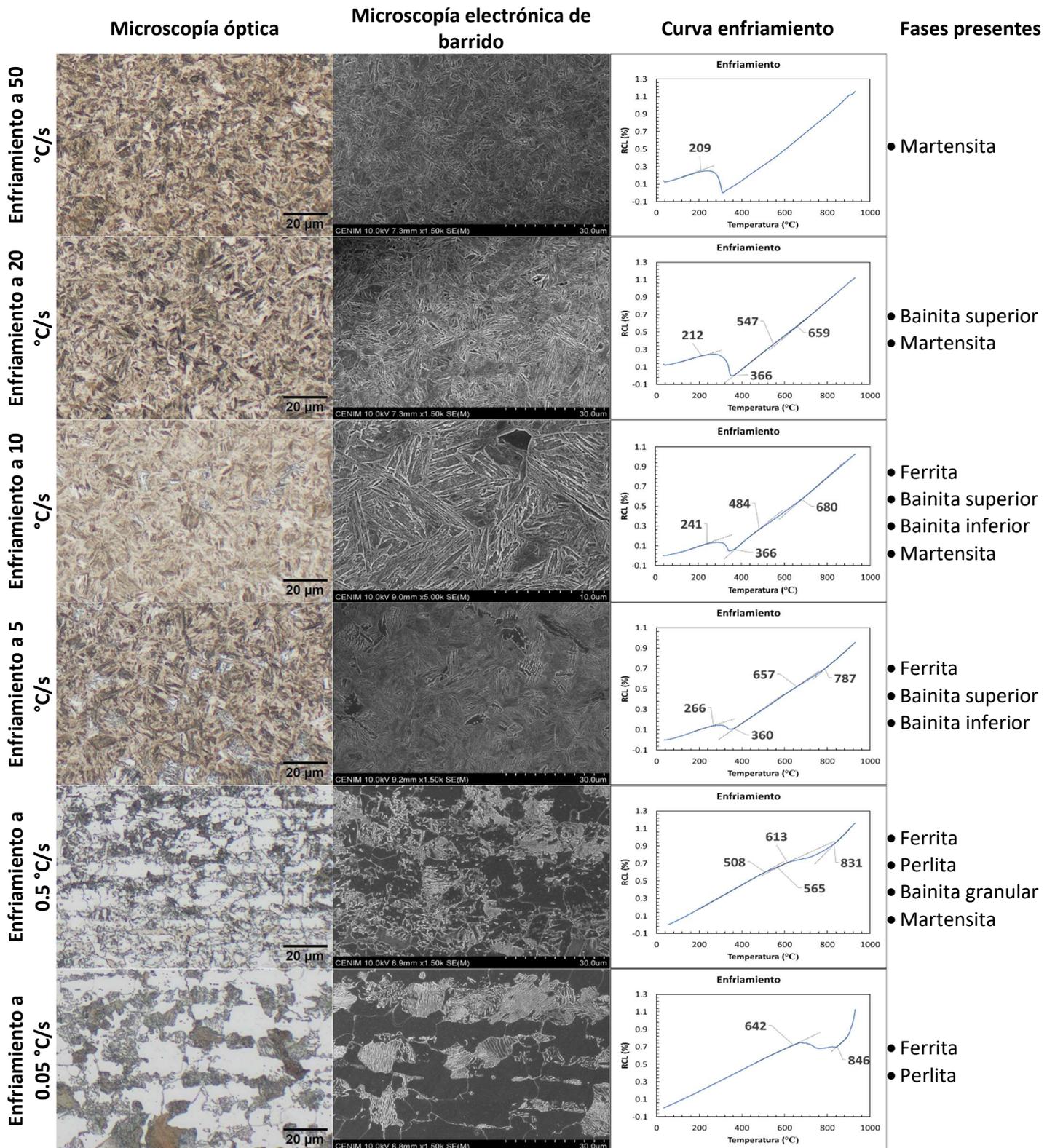


Fig A4. 6. Enfriamientos continuos. Micrografías y dilatometría. Usibor2000®