

UNIVERSIDAD DE OVIEDO

Máster en Ciencia y Tecnología de los Materiales

**ESTUDIO DE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE
PROPIEDADES MECÁNICAS EN LA ZAT DE ACEROS DUALES FERRITO
MARTENSÍTICOS SOMETIDOS A TT LOCALIZADOS**

Trabajo fin de máster

Autor: Jesús Garmón Garrido

Entidad colaboradora: Fundación ITMA

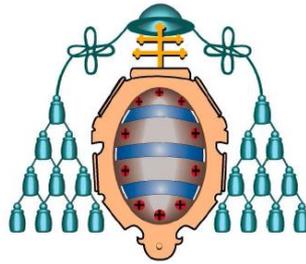
Tutor industrial o externo: José Manuel Artímez Encina

Departamento: Siderometalurgia

Tutor académico: Inés Fernández Pariente

Universidad de Oviedo

Julio 2014



UNIVERSIDAD DE OVIEDO

Máster en Ciencia y Tecnología de los Materiales

**ESTUDIO DE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE
PROPIEDADES MECÁNICAS EN LA ZAT DE ACEROS DUALES FERRITO
MARTENSÍTICOS SOMETIDOS A TT LOCALIZADOS**

Trabajo fin de máster

Firma

José Manuel Artímez

Firma

Inés Fernández Pariente

Firma

Jesús Garmón Garrido

**Universidad de Oviedo
Julio 2014**

INDICE DE CONTENIDO

1	RESUMEN	5
2	INTRODUCCIÓN	6
2.1	Objetivos del proyecto	6
2.2	Finalidad	6
2.3	Situación actual	6
3	ACERO ESTUDIADO.....	8
3.1	Aceros avanzados de alta resistencia	8
3.1.1	Tipos de AHSS	8
3.1.2	Aceros dual fase (DP)	10
3.2	Propiedades y composición aceros tratados	12
4	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	13
4.1	Diseño tratamientos térmicos	13
4.2	Aplicación tratamientos térmicos	14
4.3	Ensayo de tracción uniaxial	16
4.4	Ensayo de dureza	19
4.4.1	Ensayo de dureza Vickers	19
4.5	Preparación metalográfica.....	20
4.5.1	Corte de las muestras	20
4.5.2	Montaje	23
4.5.3	Preparación mecánica.....	24
4.6	Observación metalográfica.....	26
4.6.1	Microscopio óptico metalúrgico	26
5	RESULTADOS OBTENIDOS	27
5.1	Resultados ensayo de tracción.....	27
5.1.1	Curva DP800SSAB.....	27
5.1.2	Curva DP1000	29
5.1.3	Curva DP1200	31
5.1.4	Curva DP1400	33
5.2	Resultados ensayo dureza Vickers.....	35
5.3	Resultados micrografías.....	36
6	DISCUSIÓN DE RESULTADOS	41
7	CONCLUSIÓN.....	43
8	EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO TÉRMICO SOBRE PROTECCIÓN GALVANIZADA	44
8.1	Introducción	44

8.1.1	Recubrimiento de Zn.....	44
8.2	Tratamiento térmico de acero DP galvanizado	44
8.2.1	Degradación del recubrimiento en función de la temperatura	44
9	BIBLIOGRAFÍA	49

MEMORIA

1 RESUMEN

Se ha realizado un estudio para analizar el efecto de la aplicación de tratamientos térmicos en aceros avanzados de alta resistencia, concretamente de tipo fase dual, con el objeto de realizar un análisis de las modificaciones en las propiedades mecánicas del material derivadas de un cambio en la microestructura tras la aplicación del tratamiento.

Se estudia la evolución con los tratamientos térmicos de cuatro aceros de fase dual, los cuales tendrán diferentes cantidades de martensita y por tanto diferentes resistencias. Se han realizado tratamientos térmicos a temperaturas subcríticas, intercríticas y supercríticas para observar la evolución de las propiedades mecánicas y de la microestructura con cada uno de ellos.

Mediante ensayos mecánicos se obtiene la información necesaria para el conocimiento de las propiedades de los aceros y la evolución de éstas con los tratamientos.

Las micrografías aportan la información sobre los constituyentes y fases de los que se compone la microestructura de los aceros tras cada uno de los tratamientos, así como su distribución.

Con la información obtenida se hace una correlación de resultados y además se analizan las ventajas y desventajas del acero con cada tratamiento de cara a procesos de conformado.

Finalmente se añade un breve estudio en el que se analiza el efecto de la temperatura en tratamientos térmicos sobre el espesor de la capa de galvanizado de un acero, en el supuesto de realizar una protección contra la corrosión en los aceros tratados.

2 INTRODUCCIÓN

2.1 Objetivos del proyecto

- Conocer las propiedades de aceros avanzados de alta resistencia dual fase tratados térmicamente:
 - Aplicación de tratamientos de recocido subcrítico y crítico para los cuatro aceros dual fase
 - Caracterizar las propiedades mecánicas de los diferentes aceros dual fase DP800, DP1000, DP1200, DP1400 y su evolución con los tratamientos térmicos. Específicamente la curva tensión deformación, determinando los valores de la tensión máxima, límite elástico y deformación.
 - Obtener y comparar los valores de dureza por medio de ensayos Vickers.
- Conocer la microestructura de los aceros y su evolución con los tratamientos térmicos.
- Correlacionar los resultados obtenidos con objeto de ver el impacto de la microestructura en las diferentes propiedades de los aceros tratados.
- Seleccionar el tratamiento térmico óptimo de acuerdo a la operación de conformado de chapa que se vaya a realizar.
- Conocer la temperatura máxima de aplicación de tratamiento térmico a la que puede someterse una pieza galvanizada sin tener que volver a protegerla.

2.2 Finalidad

Alcanzar un conocimiento detallado de las propiedades de los aceros de fase dual tras la aplicación de tratamientos térmicos, con el objeto de conocer el tratamiento idóneo para su aplicación de forma localizada en las piezas sometidas a procesos de conformado por estampado, ya que actualmente surgen problemas durante la estampación de estos aceros en los que se requiere límites elásticos bajos y relaciones R_e/R_m bajas.

2.3 Situación actual

En la actualidad los aceros de alta resistencia convencionales (HSS) permiten una producción a menor coste de vehículos más ligeros, principalmente debido a ventajas que presenta con respecto a otras aleaciones ligeras ya que el acero tiene una buena conformabilidad en elementos de carrocería, presenta una buena soldabilidad en comparación con el aluminio y es fácilmente reciclable.

Recientemente en el sector automovilístico se están dando importantes cambios en cuanto a las exigencias de los nuevos modelos requiriéndose una mayor seguridad en las pruebas de impacto a la vez que se exige un menor peso para conseguir una reducción del consumo y en consecuencia menor contaminación.

Desde el punto de vista mecánico están los aceros de alta resistencia (HSS) que presentan valores de límite elástico alrededor de 500 MPa y por encima de estos aceros se sitúan los aceros avanzados de alta resistencia mecánica (AHSS), cuyo límite elástico es superior a 550 MPa [1].

La elevada resistencia de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) hace factible el desarrollo de diseños eficientes en términos de masa, que economizan el consumo de combustibles, mientras que de manera simultánea, generan un incremento en la resistencia a los impactos en colisiones [2]. A diferencia de muchos otros materiales competitivos, los AHSS pueden cumplir con estos objetivos sin causar un aumento en el costo total para el fabricante.

Sin embargo una de las principales virtudes de estos aceros como es su elevado límite elástico, les supone un importante inconveniente para su extensiva aplicación en distintos componentes de piezas del automóvil e incluso les impide su aplicación en otros sectores industriales donde la relación resistencia-peso deba ser optimizada.

La elevada resistencia mecánica de estos aceros avanzados, conlleva utilizar mayores presiones durante su conformado y en general aumenta la dificultad de todo el proceso, entre los principales problemas asociados a la incorporación de los AHSS se encuentran el desgaste mucho más severo de los útiles de conformado, e incluso su rotura prematura tras la fabricación de pocas piezas.

A esto se añade que la continua evolución del sector automoción está exigiendo operaciones de conformado altamente complicadas por las sollicitaciones mecánicas a que se someten los utillajes.

3 ACERO ESTUDIADO

3.1 Aceros avanzados de alta resistencia

A continuación se exponen las propiedades, fases y constituyentes de los aceros avanzados de alta resistencia. La principal diferencia entre los aceros convencionales (HSS) y los aceros avanzados de alta resistencia o Advanced High Strength Steels (AHSS) se encuentra en su micro estructura.

Los HSS son aceros que cuentan con una única fase, la ferrítica. En cambio, los AHSS son aceros que tienen una estructura formada de diferentes fases, según el tipo de AHSS del que se trate. Pueden contener ferrita, martensita, bainita y austenita retenida en cantidades suficientes para producir unas propiedades mecánicas únicas. Algunos de estos AHSS tienen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación o trabajo en frío. Esta alta capacidad de endurecimiento por deformación permite aumentar la resistencia mecánica de la chapa de acero sin reducir su conformabilidad, e incluso aumentarla, al resistir mejor la estricción localizada durante su conformado.

La buena combinación de resistencia y conformabilidad de los aceros AHSS se consigue gracias a la combinación controlada de fases estables y metaestables en una micro estructura fina, la cual se ve significativamente modificada en el proceso de conformado.

Estos materiales son relativamente blandos y aumentan su resistencia al ser deformados, siendo por lo tanto, fácilmente conformables y extremadamente resistentes una vez han sido deformados (del orden de 4 a 5 veces más que un acero convencional). Además, gracias a su capacidad de ganar resistencia con la deformación, pueden ser embutidos con menor riesgo de rotura, pues las zonas más deformadas y con más tendencia a rasgarse, son las que más resistencia desarrollan.

3.1.1 Tipos de AHSS

Los aceros AHSS más comunes son los DP, TRIP, CP y MS. En la Ilustración 3.1 se puede ver cómo el tiempo de enfriamiento provoca la formación de microestructuras diferentes dando lugar a diferentes tipos de AHSS.

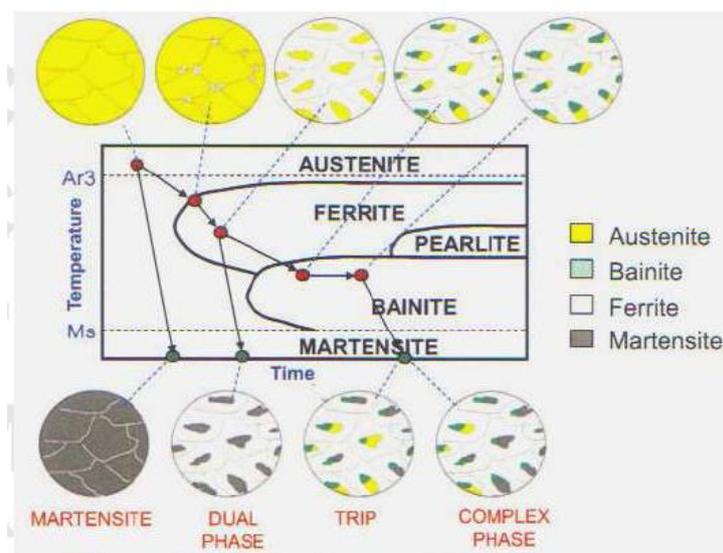


Ilustración 3.1 Gráfica microestructura diferentes tipos de AHSS

En los aceros DP (acrónimo del inglés ‘Dual Phase’) el término dual proviene de la coexistencia de islas de martensita o bainita embebidas en una matriz de ferrita.

Los aceros TRIP (acrónimo el inglés ‘Transformation Induced Plasticity’) se caracterizan por presentar como mecanismo de endurecimiento por deformación la transformación de austenita a martensita inducida por el campo de tensiones generado a altos niveles de deformación. Su micro estructura consiste en una matriz ferrítica que contiene una dispersión de martensita y bainita, junto con una fracción de austenita retenida, entre el 5 y el 20%.

Los aceros CP (acrónimo el inglés ‘Complex Phase’) presentan una micro estructura muy fina de ferrita con una elevada fracción volumétrica de fases duras que se endurece aún por precipitación de finos inter metálicos.

Para fabricar los aceros MART (de martensíticos) la austenita presente durante la laminación en caliente, se transforma totalmente a martensita durante el enfriamiento. Son los aceros de mayor resistencia para conformado en frío, llegando hasta 1400 MPa de carga de rotura.

Más allá de estos niveles se sitúan los aceros de conformado en caliente, donde la austenita se transforma totalmente a martensita por el temple que sigue a la operación de conformado a alta temperatura (800-900 °C). Entre los aceros de conformado en caliente destacan los aceros al B, con una resistencia del orden de 1500 MPa.

Los aceros AHSS se suelen denominar por sus siglas seguidas de su valor de resistencia a rotura , por ejemplo DP600, TRIP800, CP800.

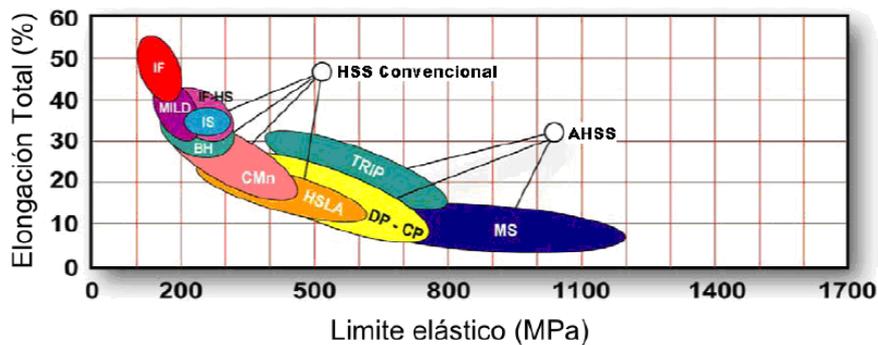


Ilustración 3.2 Gráfica Elongación-Límite elástico aceros

La Ilustración 3.2 muestra la clasificación de aceros convencionales (HSS) y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en función de conformabilidad en términos de alargamiento a rotura, resistencia mecánica y resistencia a rotura.

3.1.2 Aceros dual fase (DP)

Estos aceros poseen una matriz ferrítica con islotes de martensita. Se pueden obtener altos valores de resistencia según la cantidad de martensita presente. Los aceros son fabricados con un alto control en el enfriamiento de la austenita para posteriormente transformar esta en martensita, aunque dependiendo del proceso de fabricación pueden mejorar por la aparición de bainita. El recocido al que es sometido va a ser clave en estos aceros ya que de ahí se obtendrá la fase más dura.

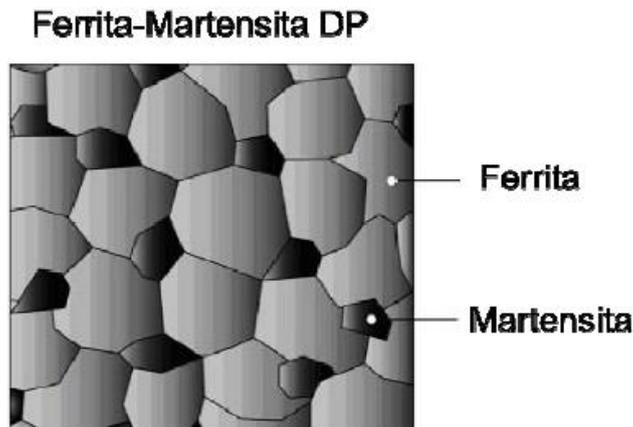


Ilustración 3.3 Microestructura acero dual fase

En la Ilustración 3.3 se puede observar la microestructura de los aceros dual fase (matriz ferrítica conteniendo una fase martensítica en forma de islas). La fase martensítica incrementa la resistencia del acero, mientras la fase ferrítica, generalmente continua, aporta una excelente ductilidad. Al ser sometidos a un estado de tensiones, la deformación se concentra en dicha fase, logrando una elevada tasa de endurecimiento por deformación.

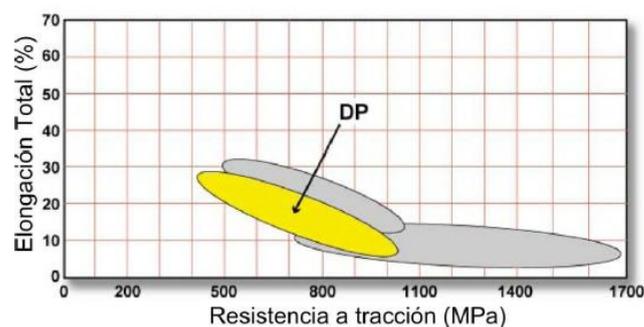


Ilustración 3.4 Gráfica Elongación-Límite elástico acero dual fase

La Ilustración 3.4 muestra el rango de valores de resistencia que posee comparado con su porcentaje de elongación. El efecto de endurecimiento da a los materiales una muy buena conformabilidad, ya que coexiste una fase blanda como la ferrita y una dura como la martensita.

Este trabajo de endurecimiento sumado a una excelente elongación hace que un DP con características de límite elástico similares a las de un acero convencional tenga muchas mejores prestaciones.

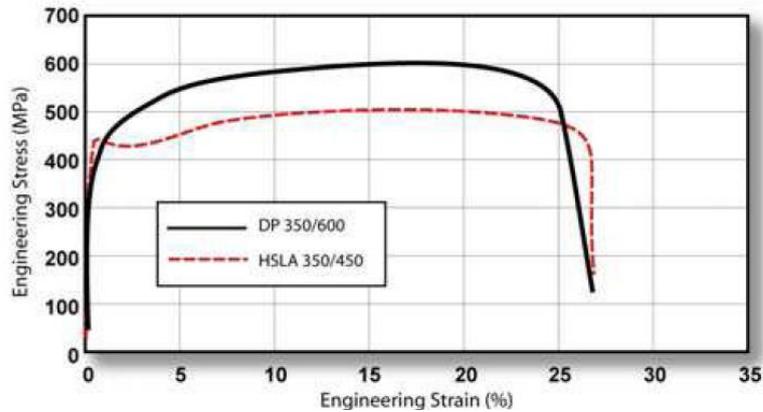


Ilustración 3.5 Gráfica tensión-deformación. Acero DP350 y acero HSLA 350

Vemos en la Ilustración 3.5 cómo el acero DP presenta un trabajo de endurecimiento inicial más elevado, una tensión máxima más elevada y un radio Re/Rm más pequeño que el HSLA.

Los aceros DP a veces presentan un efecto de endurecimiento por cocido que es un importante beneficio respecto a los aceros convencionales. La existencia de endurecimiento por cocción en los AHSS depende de la química específica de cada acero y del historial térmico del acero.

3.2 Propiedades y composición aceros tratados

La composición química de los grados de aceros fase dual utilizados en este estudio se muestra en la Tabla 3.1, mientras que las propiedades mecánicas se pueden observar en la Tabla 3.2 en la que se incluyen los valores de límite elástico, tensión a rotura y alargamiento uniforme.

Nombre comercial	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Nb	%Al	C _{eq1}	C _{eq2}
DP800SSAB	0,14	0,22	1,49	0,009	0,002	-	0,014	0,038	0,53	0,39
DP1000	0,13	0,46	1,55	0,008	0,0040	-	0,015	0,044	0,57	0,39
DP1200	0,11	0,20	1,59	0,008	0,003	-	0,018	0,038	0,59	0,38
DP1400	0,16	0,44	1,55	0,011	0,002	-	0,014	0,042	0,67	0,43

Tabla 3.1 Composición química de aceros de fase dual usados en este estudio.

Nombre comercial	Re (MPa)	Rm (MPa)	A _{gt} (%)	Martensita (%)
DP800SSAB	521	938	10,5	38
DP1000	858	1048	4,5	58
DP1200	1142	1297,15	3,84	90
DP1400	1417	1531	2,46	95

Tabla 3.2 Propiedades mecánicas de los aceros usados en este estudio.

Por último se muestra la microestructura correspondiente a cada uno de los grados de acero en la Ilustración 3.6.

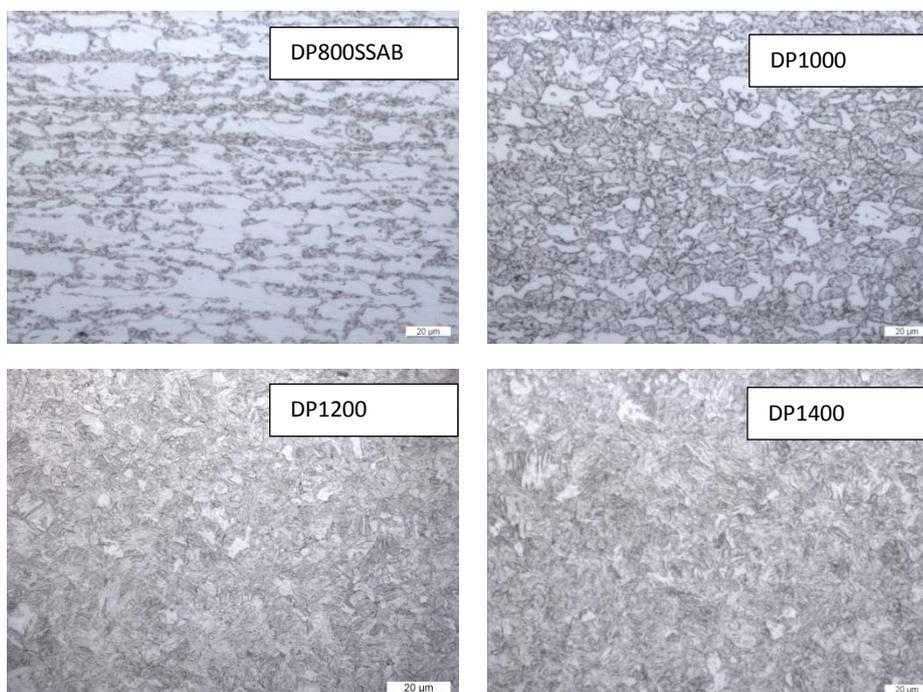


Ilustración 3.6 Microestructura de los aceros DP estudiados.

4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Diseño tratamientos térmicos

Se realizaron para cada material tres tratamientos térmicos a temperatura inferior a la crítica (Ilustración 4.1) y dos tratamientos térmicos a temperatura superior a la crítica (Ilustración 4.2).

Subcríticos

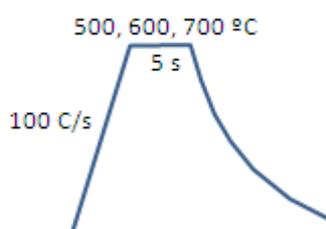


Ilustración 4.1 Tratamientos térmicos subcríticos

Los tratamientos térmicos subcríticos se realizaron a una velocidad de calentamiento de 100°C/s con un mantenimiento a la temperatura de 5s y finalmente se deja enfriar al aire ya que al ser temperaturas inferiores a la crítica no existirá transformación de fase, por lo que no influirá la velocidad de enfriamiento.

Críticos:

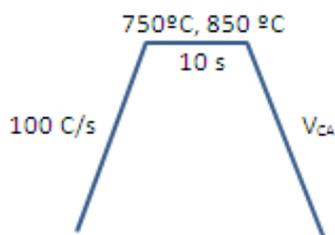


Ilustración 4.2 Tratamientos térmicos críticos

Los tratamientos críticos se realizaron a una velocidad de calentamiento de 100°C/s con un mantenimiento a la temperatura de 10s, el enfriamiento se realiza de forma controlada ya que se ha superado la temperatura crítica y se han producido transformaciones debido a la austenización total o parcial del acero a dichas temperaturas. Siendo las velocidades de enfriamiento controlado en tratamientos supercríticos los indicados en la Tabla 4.1.

	DP800SSAB	DP1000	DP1200	DP1400
C750°C	$V_{CA}=240^{\circ}C/s$	$V_{CA}=100^{\circ}C/s$	$V_{CA}=70^{\circ}C/s$	$V_{CA}=20^{\circ}C/s$
C850°C	$V_{CA}=120^{\circ}C/s$	$V_{CA}=60^{\circ}C/s$	$V_{CA}=40^{\circ}C/s$	$V_{CA}=20^{\circ}C/s$

Tabla 4.1 Velocidades enfriamiento controlado TT críticos.

4.2 Aplicación tratamientos térmicos

Una vez mecanizadas las probetas. Se numeró cada una de acuerdo al material al que pertenece y el tratamiento térmico correspondiente.

A continuación se muestra en la Tabla 4.2 la designación de cada muestra en función de material (horizontal) y temperatura del tratamiento (vertical):

	DP800SSAB	DP1000	DP1200	DP1400
SC500°C	8S-1	10-1	12-1	14-1
SC600°C	8S-2	10-2	12-2	14-2
SC700°C	8S-3	10-3	12-3	14-3
C750°C	8S-4	10-4	12-4	14-4
C850°C	8S-5	10-5	12-5	14-5

Tabla 4.2 Designación muestras ensayo

A continuación se procedió a soldar el termopar a la probeta (Ilustración 4.3), éste nos informará de la temperatura de la probeta en todo momento en el transcurso del tratamiento térmico.



Ilustración 4.3 Máquina para soldar termopar

Se realizaron los tratamiento térmicos de las muestras a las diferentes temperaturas en un dilatómetro DIL 805 Quenching Dilatometer como el mostrado en la Ilustración 4.4.



Ilustración 4.4 Dilatómetro usado para TT

Mediante software se realizó el seguimiento del tratamiento térmico programado para cada uno de los materiales a estudio (Ilustración 4.5).

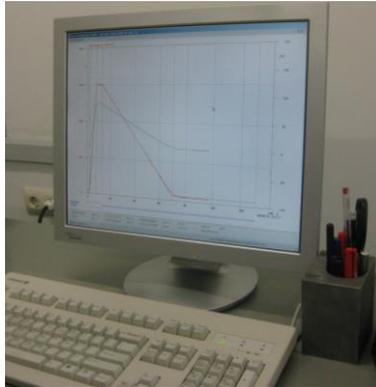


Ilustración 4.5 Software para control de tratamiento térmico

Finalmente se guardaron las muestras tratadas de acuerdo a su codificación (Ilustración 4.6) para realizar posteriormente los ensayos de caracterización mecánica y estudio de microestructura.

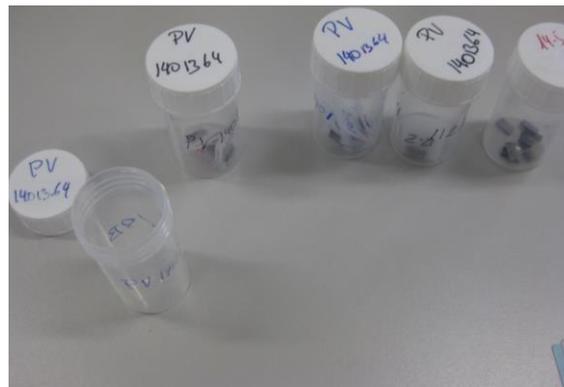


Ilustración 4.6 Muestras acero tratadas

4.3 Ensayo de tracción uniaxial

Para el ensayo de tracción fue necesario marcar dos líneas perpendiculares a la probeta en la zona exterior no calibrada con el fin de facilitar la colocación de la probeta en las mordazas, pues la perpendicularidad es fundamental para que la carga se aplique uniaxialmente es un factor importante en el ensayo.

También se marcó una línea de centro en la zona calibrada perpendicular al eje de la probeta, para después marcar 2 líneas más a 5 mm consiguiendo así la zona calibrada a 10 mm que es la que se usó para medir la deformación durante el ensayo como se muestra en la Ilustración 4.7.



Ilustración 4.7 Marcas para ensayo tracción uniaxial

Configuración y parámetros ensayo

A continuación se preparó la máquina y el programa que controla el ensayo. La máquina de tracción utilizada fue Instron 5882. Su carga máxima a tracción es de 100 kN.

Se usó un equipo de videoextensimetría para la toma de datos de deformación que permitió tomar datos de deformación uniaxial.

En primer lugar se realizó la calibración de los diferentes elementos del equipo (célula de carga, videoextensómetro, presión de las mordazas). También fue necesario configurar el programa para conseguir el ensayo deseado.

Los parámetros básicos usados en este ensayo:

- La velocidad del velocidad de bastidor: 0,2 mm/min
- Los datos de deformacion axial fueron tomados en %.
- Toma de datos de carga aplicada
- Entrada de anchura y espesor medias de la muestra

Ensayo en equipo de tracción

Tras colocar la probeta, se procedió a la localización de los puntos mediante el videoextensómetro, para obtener una longitud inicial de referencia mediante la cual poder calcular el tanto % de deformación que se va produciendo a medida que aumenta la carga. Se introdujeron los datos de anchura y espesor de la probeta, y se inició el ensayo.

Información obtenida a partir de ensayo

Este ensayo proporcionó una amplia información sobre el comportamiento elasto-plástico del material. Con los datos de cargas y deformación se puede construir una curva tensión-deformación (Ilustración 4.8), donde se distinguen las siguientes zonas:

- Deformación elástica (reversible).
- Deformación plástica (irreversible). En la que se puede distinguir la deformación plástica homogénea o uniforme y la localización de la deformación (estricción).



Ilustración 4.8 Curva tensión-deformación

La tensión utilizada en la curva tensión-deformación es la tensión media longitudinal producida en la probeta de tracción. Se obtiene dividiendo la carga por el área de la sección inicial de la probeta.

$$S = F / A_0$$

$$e = \Delta l / l_0 = l - l_0 / l_0$$

La curva ingenieril no proporciona una indicación de las características de deformación de un metal porque está basada totalmente sobre las dimensiones iniciales de la probeta y estas cambian constantemente durante el ensayo. Además, los metales sufren estricción localizada durante la última fase del ensayo, la carga requerida para continuar la deformación disminuye en esta fase a causa de que el área de la sección transversal de la probeta se va reduciendo rápidamente. La tensión media basada en la sección inicial disminuye también, produciéndose como consecuencia de esto un descenso de la curva tensión-deformación después del punto de carga máxima. En realidad, el metal continúa endureciéndose por deformación hasta que se produce la fractura, de modo que también debería aumentar la tensión requerida para producir mayor deformación. Si se utiliza la tensión real o verdadera basada en el área instantánea de la

sección transversal de la probeta, se encuentra que la curva tensión-deformación asciende de modo continuo hasta que se produce la rotura.

Coordenadas verdaderas

$$\sigma = F/A$$

$$\varepsilon = \ln (l/l_0)$$

Con

$$A_0 l_0 = AL$$

Tenemos entonces

$$\sigma = S(1+e)$$

$$\varepsilon = \ln(1+e)$$

Ley de Hooke en zona elástica

$$\sigma = E \varepsilon$$

Dónde E es el módulo de elasticidad o módulo de Young.

En la zona plástica se puede trazar la ley de endurecimiento o ecuación de Hollomon:

$$\sigma = K \varepsilon^n$$

Dónde n es el coeficiente de endurecimiento y K es el coeficiente de resistencia o módulo plástico.

Para determinar estos coeficientes se representa los valores de tensión y deformación en escala logarítmica, donde la pendiente de la recta nos dará el coeficiente de endurecimiento n .

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon$$

4.4 Ensayo de dureza

La dureza es una condición de la superficie del material, no representa ninguna propiedad de la materia pero está relacionada con las propiedades elásticas y plásticas del material. Si bien, es un término que da idea de solidez o firmeza, no existe una definición única acerca de la dureza y se la suele definir arbitrariamente en relación al método particular que se utiliza para la determinación de su valor.

En general se puede utilizar la medición de dureza para:

- evaluar la efectividad de un tratamiento térmico.
- evaluar la resistencia al desgaste de un material
- evaluar la maquinabilidad del material.
- obtener una idea de la resistencia a la tracción de un material.

4.4.1 Ensayo de dureza Vickers

Para medir la dureza se empleó el ensayo Vickers.

La determinación de la dureza Vickers se obtiene del cociente de la carga aplicada por la superficie de la impronta. Los valores de la dureza vickers resultan por tanto de:

$$HV = \frac{P}{8l^2} 2 \operatorname{sen} \left(\frac{136}{2} \right)$$

La carga utilizada fue de 10 kg y se aplicó mediante un penetrador de diamante en forma de pirámide como en el esquema mostrado en la Ilustración 4.9.

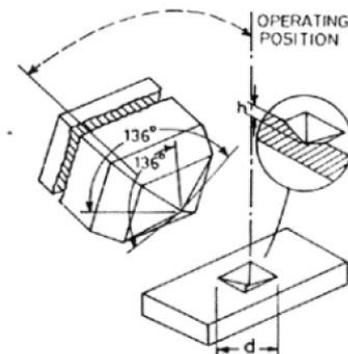


Ilustración 4.9 Esquema ensayo Vickers

4.5 Preparación metalográfica

Para garantizar una buena observación de la microestructura fue necesaria la preparación de la superficie de las muestras.

El objetivo de la preparación de una muestra metalografica es la revelación de la estructura verdadera para ello es conveniente que la superficie de ésta no posea defectos como:

- Deformaciones
- Rayas
- Arranques de material
- Elementos extraños
- Aplastamientos
- Relieves

Etapas preparación metalográfica

El proceso de preparación metalográfica se divide básicamente en tres etapas, en las cuales se ha prestado especial atención a las normas de preparación con objeto de obtener una superficie de la mayor calidad posible. El orden con el que se realizó la preparación es el siguiente:

- Corte
- Montaje
- Preparación mecánica

4.5.1 Corte de las muestras

A continuación se incluye una breve descripción del proceso y herramientas utilizadas.

Para el corte con abrasivo en húmedo se utilizó un disco constituido por un abrasivo y un ligante. Además fue necesario utilizar un líquido refrigerante para lavar el disco e impedir que se dañe la muestra con el calor generado por el rozamiento, que a su vez tuvo la función eliminar los restos que se acumulan en la superficie de corte.



Ilustración 4.10 Discos abrasivos para cortadora metalográfica

La elección del disco de corte (Ilustración 4.10) depende del tipo de material que vaya a cortarse influyendo la dureza y ductilidad del material a cortar, por tanto fue necesario seleccionar de forma adecuada el disco de corte con ayuda de las tablas suministradas por el fabricante.

La dureza del ligante también juega un papel importante en las características del corte debido a que de la dureza dependerá la capacidad para retener los gránulos del abrasivo.

ESTUDIO DE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE PROPIEDADES MECÁNICAS EN LA ZAT DE ACEROS DUALES FERRITO MARTENSÍTICOS SOMETIDOS A TT LOCALIZADOS

Se utilizaron las Tablas 4.3 y 4.4 para elegir el tipo de disco a utilizaren función del material que debe ser cortado:

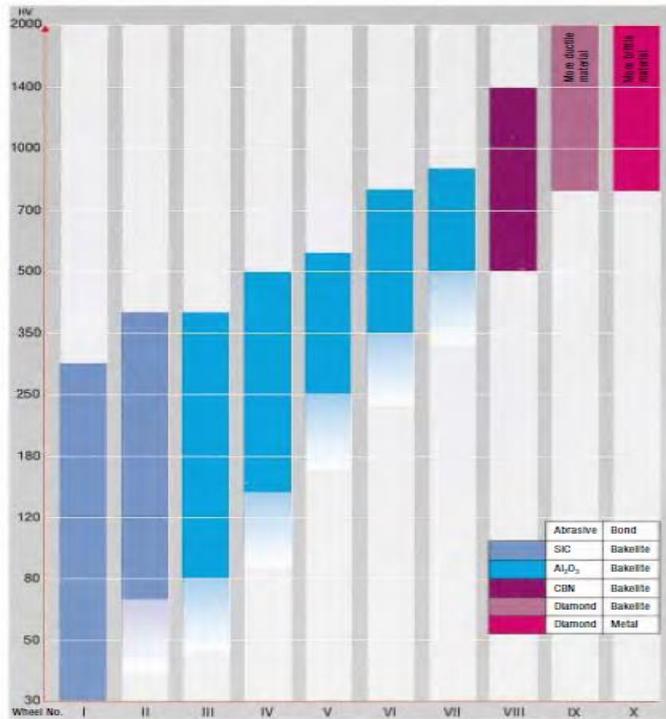


Tabla 4.3 Selección disco de corte



Wheel no	Cut-off Machines Application	Exotom-100 Magnutom Code	Exotom Code	Unitom-5/-50 Unitom-2 Code	Discotom-2/5 Labotom-3 Code	Accutom-2 Accutom-5/50 Code	Accutom-5 Accutom-50 Code	Minitom Code
	Plastic, very soft metals						370SA**	
I	Non-ferrous soft metals	106MA	86EXO	56UNI	36TRE	357CA	459CA	355CA*
II	Very ductile metals (Ti)	106MA	90EXO	56UNI	40TRE	357CA	459CA	
III	Soft ferrous metals	104MA	84EXO 8UEXO	54UNI	35TRE	357CA	457CA	355CA*
IV	Medium soft ferrous metals	104MA 8UEXO	84EXO	54UNI	34TRE 37TRE	357CA	457CA	355CA*
V	Medium hard ferrous metals	102MA 202MA	83EXO 8UEXO	53UNI	33TRE	356CA	456CA 45UCA	355CA*
VI	Hard ferrous metals	102MA	81EXO	51UNI	32TRE	356CA	456CA	355CA*
VII	Very hard ferrous metals	101MA	81EXO	51UNI	31TRE	355CA*	355CA*	355CA*
VIII	Extremely hard ferrous metals				38TRE*	355CA*	355CA*	355CA*
IX	Sintered carbides Hard ceramics	25EXO 26EXO	25EXO 26EXO	25EXO 26EXO	24TRE	352CA	452CA	352CA
X	Minerals and ceramics				25TRE	330CA	430CA	330CA

Tabla 4.4 Código disco corte

Se procedió a la extracción de las muestras realizando corte con disco abrasivo de Al_2O_3 con baquelita como ligante debido a que era lo más apropiado en este caso al tratarse de metal ferroso ya que se trata de un acero. Las muestras fueron extraídas mediante la utilización de la máquina de corte mostrada en la Ilustración 4.11. La correcta elección del disco fue importante ya que así se garantizó la consecución de una superficie plana, con pocas deformaciones.



Ilustración 4.11 Máquina de corte metalográfico

4.5.2 Montaje

A continuación se realizó el montaje de las muestras cuyo objeto fue una mejor manipulación y mejorar los resultados de la preparación que además garantiza una conservación perfecta de los bordes o la protección de las capas constituyentes de las mismas.

Previamente a la embutición de las muestras fue necesario limpiar la superficie de las piezas con acetona ya que deben estar libres de grasa o contaminante para conseguir la mejor adherencia posible de la resina a la muestra.

Para las muestras el procedimiento elegido fue el montaje en caliente debido a que requiere un tiempo de tratamiento corto y además garantiza montajes de gran calidad.

Montaje en caliente:

Para este método de preparación la muestra es colocada en la prensa de montaje, se añade la resina y el conjunto es tratado en caliente y sometido a presión (Ilustración 4.12).

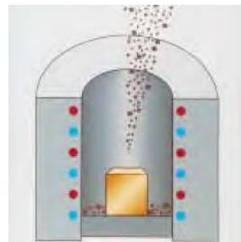


Ilustración 4.12 Montaje en caliente

El montaje en caliente tiene las siguientes características:

- Montajes resultantes son de gran calidad
- Tienen un tamaño y forma uniformes
- Requieren un tiempo de tratamiento corto.

El montaje fue realizado con la incluidora metalográfica SimpliMet® 1000 Automatic Press (Ilustración 4.13) de la compañía Buehler.



Ilustración 4.13 Incluidora metalográfica y muestras acero embutidas

4.5.3 Preparación mecánica

Finalmente se realizó la eliminación de material dañado o deformado de la superficie introduciendo un grado limitado de nuevas deformaciones mecánica, dicha operación se conoce como esmerilado. De esta manera se consiguió en las muestras una superficie plana, con unos daños mínimos y en una etapa posterior fueron eliminados con el pulido.

Para eliminar material de la superficie de la muestra, se utilizaron abrasivos cada vez con partículas más finas. Pasando del esmerilado grueso al esmerilado fino y finalmente al pulido. Tanto el esmerilado como el pulido fue realizado de forma mecánica en la pulidora PoweerPro 5000 de la compañía Buehler mostrada en la Ilustración 4.14.



Ilustración 4.14 Máquina esmerilado y pulido.

Esmerilado grueso:

El esmerilado grueso permitió eliminar la superficie de la muestra que fue deformada por el proceso anterior y de esta forma se obtuvo un solo plano de pulido para las etapas posteriores, para ello se utilizaron abrasivos de grano grueso.

Concretamente se utilizó una lija de pulido plano P 120. Se utilizó agua con la función refrigerar y barrer de la superficie las partículas de material tanto de la muestra como del abrasivo.

Esmerilado fino:

A continuación se realizó el esmerilado fino, obteniendo con esta operación una superficie con un grado de deformación muy escasa, de tal forma que puede ser eliminado durante el pulido posterior.

El esmerilado fino fue ejecutado de manera similar al grueso pero en este caso se realizó con lija de pulido plano P400 para posteriormente usar la de P 1200 (Ilustración 4.15).



Ilustración 4.15 Papeles esmerilado mecánico utilizados

Pulido mecánico con diamante:

Se realizó con paños especiales colocados en platos giratorios utilizando un lubricante con el objeto de obtener mejores resultados en cuanto a planitud.

Se utilizó un paño de pulido de nylon montado sobre un disco de aluminio utilizando un aceite extendedor y pasta de diamante de 6 μm para el primer pulido y 3 μm para el segundo pulido (Ilustración 4.16).

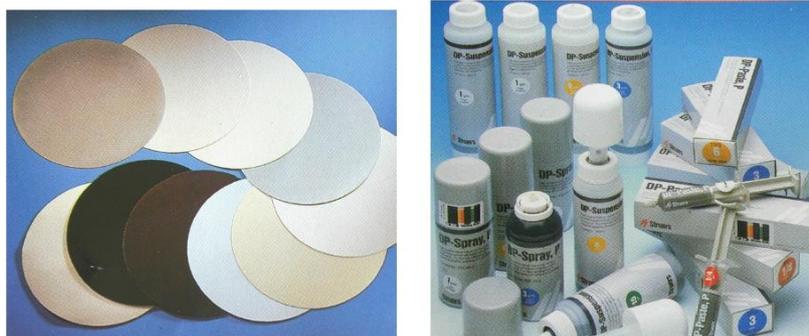


Ilustración 4.16 Paños pulido (izquierda) y pasta de diamante (derecha).

4.6 Observación metalográfica

4.6.1 Microscopio óptico metalúrgico

El microscopio metalúrgico a diferencia del biológico la muestra es iluminada. Debido a que una muestra metalográfica es opaca a la luz, la misma es iluminada por luz reflejada.

Un haz horizontal de una fuente de luz es reflejado, por medio de un reflector de vidrio plano, hacia abajo a través del objetivo del microscopio sobre la superficie de la muestra. Un poco de esta luz incidente, reflejada desde la superficie de la muestra, se amplificará al pasar a través del sistema inferior de lentes, el objetivo, y continuará hacia arriba a través del reflector de vidrio plano ; luego, una vez más lo amplificará el sistema superior de lentes, el ocular. El poder de amplificación inicial del objetivo del ocular, está grabada en la base de la lente.

Cuando se utiliza una combinación particular de objetivo y ocular y longitud de tubo adecuado, la amplificación es igual al producto de las amplificaciones del objetivo y del ocular.

4.6.1.1 Observación evolución microestructura

Tras realizar el ataque de las muestras con Nital al 2% se usó el microscopio óptico metalúrgico para ver cómo evoluciona la microestructura de cada muestra, para así obtener capturas utilizadas en los posteriores análisis de los efectos de los tratamientos térmicos sobre los aceros. Las capturas de la microestructura se realizaron con 1000x aumentos con el equipo que se muestra en la Ilustración 4.16.



Ilustración 4.16 Equipo observación metalográfica utilizado

5 RESULTADOS OBTENIDOS

5.1 Resultados ensayo de tracción

La información proporcionada por el equipo de ensayo de tracción uniaxial se recopiló en archivos Excel para cada una de las probetas.

Seguidamente mediante el software de desarrollo de gráficas Origin se graficó la información.

A continuación se muestra la representación de las curvas ingenieriles tensión-deformación, así como la información obtenida a partir de los ensayos de las muestras tratadas a las diferentes temperaturas de tratamiento de los aceros.

5.1.1 Curva DP800SSAB

En la Ilustración 5.1 se muestran las curvas de tracción ingenieriles del acero DP800SSAB con los diferentes tratamientos térmicos y en la Tabla 5.1 se muestran las propiedades mecánicas del acero en función del tratamiento térmico.

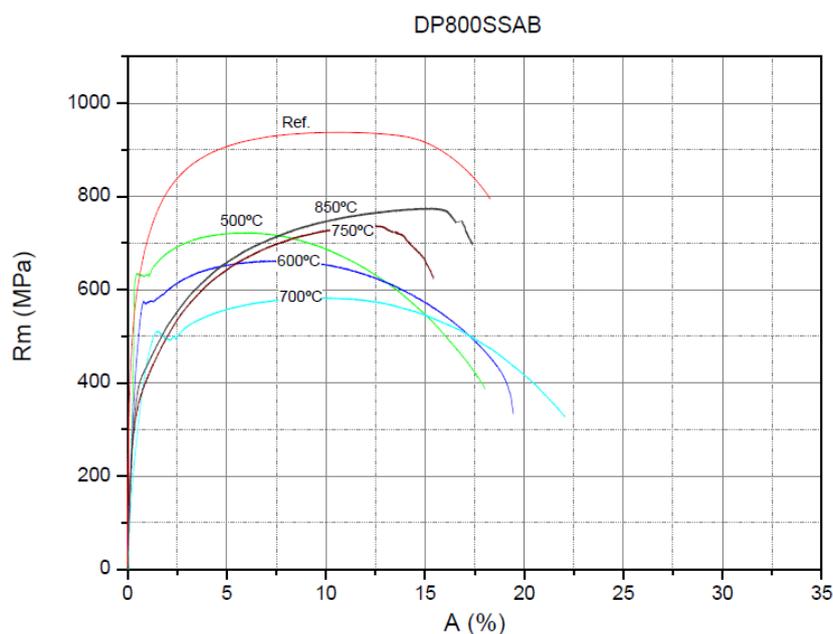


Ilustración 5.1 Curva ensayo tracción acero DP800SSAB con TT

tratamiento	Re (MPa)	Rm (MPa)	Re/Rm	A _{gt} (%)
Ref.	521	938	0,55	10,5
SC-500°C	636	723	0,87	6,23
SC-600°C	576	663	0,86	7,97
SC-700°C	511	583	0,87	9,29
C-750°C	331	738	0,45	12,10
C-850°C	382	775	0,49	15,05

Tabla 5.1 Propiedades mecánicas DP800SSAB en función temperatura TT

Tratamientos subcríticos

En las muestras tratadas a las temperaturas de recocido subcrítico (500°C a 700°C) se produce un aumento de la resistencia a cedencia con los tratamientos iniciales, sin embargo va disminuyendo su resistencia tanto a cedencia como máxima con el aumento de temperatura.

La relación Re/Rm es alta y se mantiene prácticamente constante.

El alargamiento total a carga máxima (A_{gt}) es inferior al original, aunque aumenta conforme se eleva la temperatura de tratamiento alcanzando un valor $A_{gt}=9,29\%$ en el tratamiento SC-700°C.

En cuanto al endurecimiento entre la zona de cedencia y esfuerzo máximo se ve cómo es inferior al original observándose un aplanamiento de las curvas.

Tratamientos críticos

En las muestras tratadas a las temperaturas de recocido crítico (750°C y 850°C) se consigue una resistencia a cedencia baja con una resistencia máxima alta, lo que da lugar a una baja relación Re/Rm .

Los valores de Rm y Re van aumentando con el tratamiento de mayor temperatura alcanzado.

Tanto el tratamiento austenización incompleta (C 750°C) como el de austenización completa (C850°C) presentan unos valores más elevados de alargamiento total a carga máxima (A_{gt}), alcanzando un valor mayor para el tratamiento C 850°C de $A_{gt} = 15,05\%$.

En cuanto al endurecimiento entre la zona de cedencia y esfuerzo máximo es muy elevado obteniendo unas pendientes de endurecimiento muy pronunciadas.

5.1.2 Curva DP1000

En la Ilustración 5.2 se muestran las curvas de tracción ingenieriles del acero DP1000 con los diferentes tratamientos térmicos y en la Tabla 5.2 se muestra la evolución de las propiedades mecánicas del acero en función del tratamiento térmico.

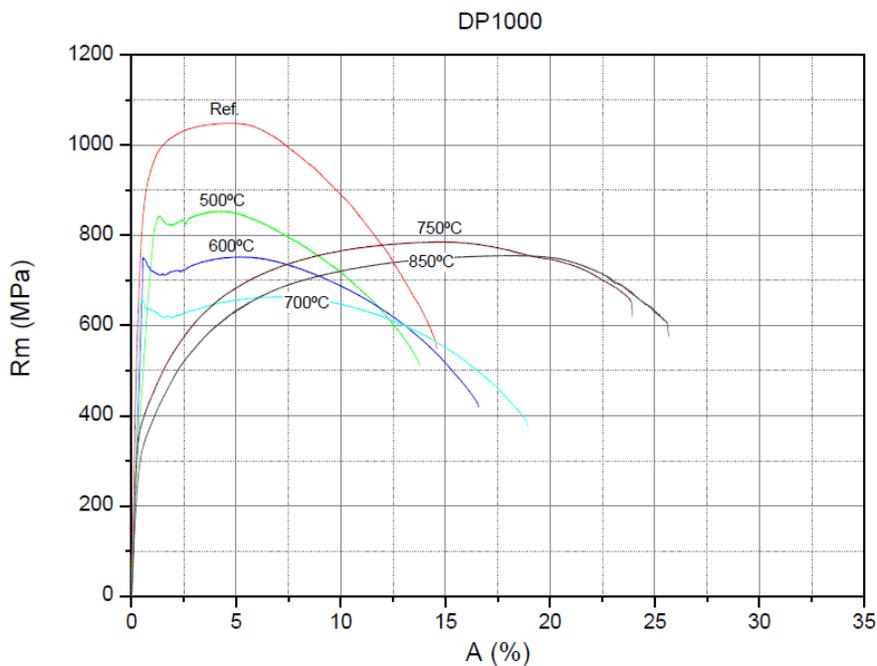


Ilustración 5.2 Curvas ensayo tracción acero DP1000 con TT

tratamiento	Re (MPa)	Rm (MPa)	Re/Rm	A _{gt} (%)
Ref.	858	1048	0,81	4,5
SC-500°C	843	854	0,99	4,28
SC-600°C	752	753	0,998	5,15
SC-700°C	657	664	0,99	6,96
C-750°C	382	786	0,49	14,83
C-850°C	325	756	0,43	17,80

Tabla 5.2 Propiedades mecánicas DP1000 en función temperatura TT

Tratamientos subcríticos

En las muestras tratadas a las temperaturas de recocido subcrítico (500°C a 700°C) va disminuyendo su resistencia con el aumento de temperatura tanto a cedencia como máxima hasta valores de $R_m=664$ MPa y $R_e=657$ MPa en el caso del tratamiento SC-700°C.

La relación R_e/R_m es alta y se mantiene constante en los tres tratamientos.

El alargamiento total a carga máxima (A_{gt}) es peor que el original con el tratamiento de 500°C, sin embargo éste aumenta algo conforme sube la temperatura de tratamiento alcanzando un valor $A_{gt}=6,96$ % en el tratamiento de 700°C.

En cuanto al endurecimiento del material, se observa que prácticamente no existe.

Tratamientos críticos

Las muestras tratadas a las temperaturas de recocido crítico (750°C y 850°C) poseen una resistencia a cedencia mucho menor a la original, lo que permite una baja relación R_e/R_m , con un valor de 0,43 para el C-850°C.

La resistencia a cedencia y resistencia máxima van disminuyendo con el aumento de la temperatura de tratamiento.

El tratamiento de 750 °C y el de 850 ° presentan una gran mejora en los valores de alargamiento total a carga máxima (A_{gt}) con respecto a la original ($A_{gt}=4,5\%$), alcanzando un valor mayor de $A_{gt}=17,80\%$ para el tratamiento de 850 °C.

En cuanto al endurecimiento entre la zona de cedencia y esfuerzo máximo con ambos tratamientos es muy elevado obteniendo unas pendientes de endurecimiento pronunciadas.

5.1.3 Curva DP1200

En la Ilustración 5.3 se muestran las curvas de tracción ingenieriles del acero DP1200 con los diferentes tratamientos térmicos y en la Tabla 5.3 se muestra la evolución de las propiedades mecánicas del acero en función del tratamiento térmico.

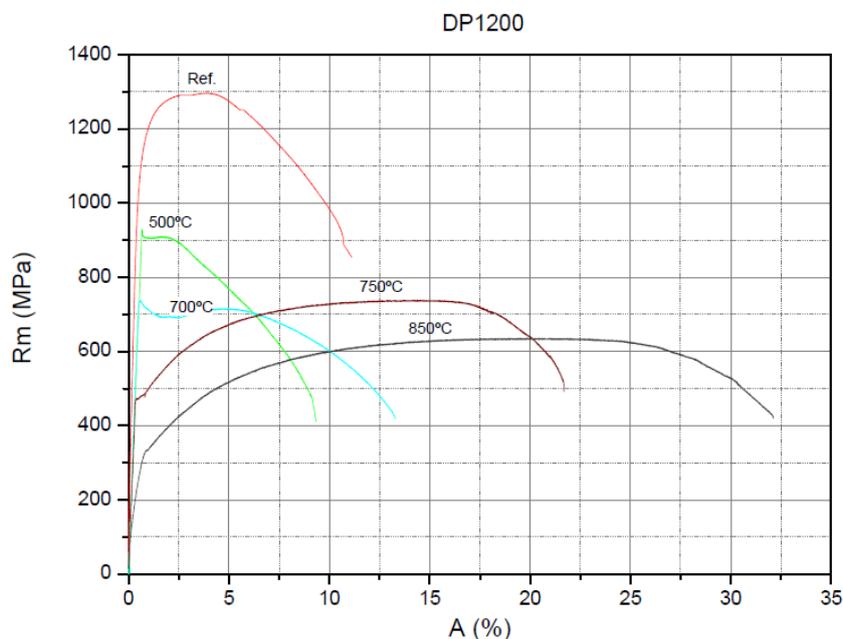


Ilustración 5.3 Curvas ensayo tracción acero DP1200 con TT

tratamiento	Re (MPa)	Rm (MPa)	Re/Rm	A _{gt} (%)
Ref.	1142	1297,15	0,88	3,84
SC-500°C	929	929	1	1,85
SC-700°C	738	738	1	4,81
C-750°C	476	740	0,64	14,69
C-850°C	331	636	0,52	19,64

Tabla 5.3 Propiedades mecánicas DP1200 en función temperatura TT

Tratamientos subcríticos

Las muestras tratadas a las temperaturas de recocido subcrítico (500°C a 700°C) sufren una disminución de su resistencia con el aumento de temperatura tanto a cedencia como máxima hasta un valor de 738 MPa para ambas en el caso del tratamiento SC-700°C, por lo que la relación $Re/Rm = 1$ para estos tratamientos.

El alargamiento total a carga máxima (A_{gt}) es muy inferior al original con el tratamiento de 500° situándose en $A_{gt}=1,85\%$, éste aumenta algo conforme se aumenta la temperatura de tratamiento alcanzando un valor $A_{gt}=4,81\%$ en el tratamiento SC-700°C.

En cuanto al endurecimiento del material es nulo como se puede observar las curvas tensión deformación.

Tratamientos críticos

Las muestras tratadas a las temperaturas de recocido crítico (750°C y 850°C) poseen una resistencia a cedencia mucho menor a la original, siendo notoriamente menor con el tratamiento de 850°C con un valor de $Re=331\text{MPa}$, lo que da lugar a una baja relación Re/Rm con un valor de 0,52.

La resistencia a cedencia y resistencia máxima van disminuyendo con la temperatura .

Tanto el tratamiento austenización incompleta (C-750 °C) como el de austenización completa (C-850 °C) presentan unos valores elevados de alargamiento total a carga máxima (A_{gt}), alcanzando un valor mayor de $A_{gt} = 19,64\%$ para el tratamiento C-850 °C.

El endurecimiento con ambos tratamientos es elevado cómo se pudo observar también en los demás materiales.

5.1.4 Curva DP1400

En la Ilustración 5.4 se muestran las curvas de tracción ingenieriles del acero DP1400 con los diferentes tratamientos térmicos y en la Tabla 5.4 se muestra la evolución de las propiedades mecánicas del acero en función del tratamiento térmico.

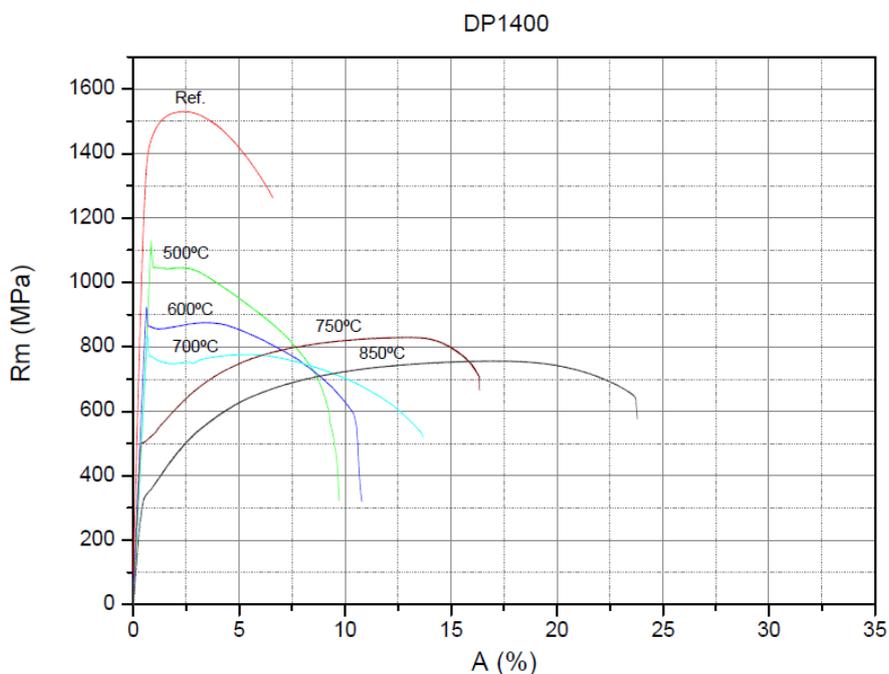


Ilustración 5.4 Curvas ensayo tracción acero DP1400 con TT

tratamiento	Re (MPa)	Rm (MPa)	Re/Rm	A _{gt} (%)
Ref.	1417	1531	0,93	2,46
SC-500°C	1128	1128	1	2,35
SC-600°C	923	923	1	3,48
SC-700°C	839	839	1	5,34
C-750°C	506	832	0,61	13,15
C-850°C	341	758	0,45	17,37

Tabla 5.4 Propiedades mecánicas DP1400 en función temperatura TT

Tratamientos subcríticos

En el DP1400 las muestras tratadas a las temperaturas de recocido subcrítico (500°C a 700°C) van disminuyendo su resistencia con el aumento de temperatura tanto a cedencia como máxima hasta un valor de 839 MPa para ambas en el caso del tratamiento SC-700°C, por lo que la relación $Re/Rm = 1$ para estos tratamientos.

El alargamiento total a carga máxima (A_{gt}) es similar al original con el tratamiento de 500°C, y éste aumenta algo conforme sube la temperatura de tratamiento alcanzando un valor $A_{gt}=5,34\%$ en el tratamiento SC-700°C.

En cuanto al endurecimiento entre la zona de cedencia y esfuerzo máximo es nulo.

Tratamientos críticos

Las muestras tratadas a las temperatura de recocido crítico de 850°C poseen un resistencia muy inferior a la del material de partida, siendo $Re=341$ MPa para C-850°C en comparación con un valor de $Re=1417$ MPa para el material original, en cambio la resistencia máxima no disminuye en dicha proporción lo que permite valores Re/Rm bajos de 0,45. No siendo tan favorables los resultados con el tratamiento de 750°C.

Tanto el tratamiento de 750 °C como el de 850 °C presentan una mejora en los valores de alargamiento total a carga máxima (A_{gt}), alcanzando un valor mayor de $A_{gt} = 17,37\%$ para el tratamiento C-850 °C.

En cuanto al endurecimiento del material, con ambos tratamientos es muy elevado siendo más notorio en el caso del tratamiento de 850°C.

5.2 Resultados ensayo dureza Vickers

En la Ilustración 5.5 se muestran los valores de dureza en función de la temperatura de tratamiento. El aumento de la temperatura de los tratamientos térmicos tiene un efecto considerable en los valores de dureza experimentándose un gran ablandamiento de los aceros.

A simple vista se observa cómo los mayores ablandamientos se producen en los aceros de fase dual con mayor contenido en martensita de partida, siendo apreciable una pendiente de ablandamiento más pronunciada en el caso de los aceros DP1200 y DP1400.

En cuanto a los valores de máximo ablandamiento que se consiguen en cada uno de ellos se obtuvieron los siguientes valores:

El acero DP800SSAB (“8S” en gráfica) parte de una dureza $HV_{10}=298,6$ para la muestra no tratada descendiendo hasta un valor de $HV_{10}=208,2$ con el tratamiento C-850°C.

Por su parte el acero DP1000 parte (“10” en gráfica) parte de una dureza $HV_{10}=284,2$ descendiendo hasta un valor de $HV_{10}=210$ para el tratamiento C-850°C.

En el caso acero DP1200 (“12” en gráfica) la dureza de partida es superior con $HV_{10}=333$ y se consigue un máximo ablandamiento con el tratamiento C-750°C hasta un valor de $HV_{10}=214,8$.

Finalmente se observa como el DP1400 (“14” en gráfica) con el contenido en martensita más alto parte de una dureza $HV_{10}=493$ experimentándose con el C-850°C el mayor de los ablandamientos hasta unos $HV_{10}=207,8$.

Como se ve el ablandamiento que se puede conseguir con los tratamientos térmicos de temperaturas más altas es similar para todos los aceros aunque se parta de valores de dureza muy diferentes para cada acero, ya que se reconstruye la estructura del acero.

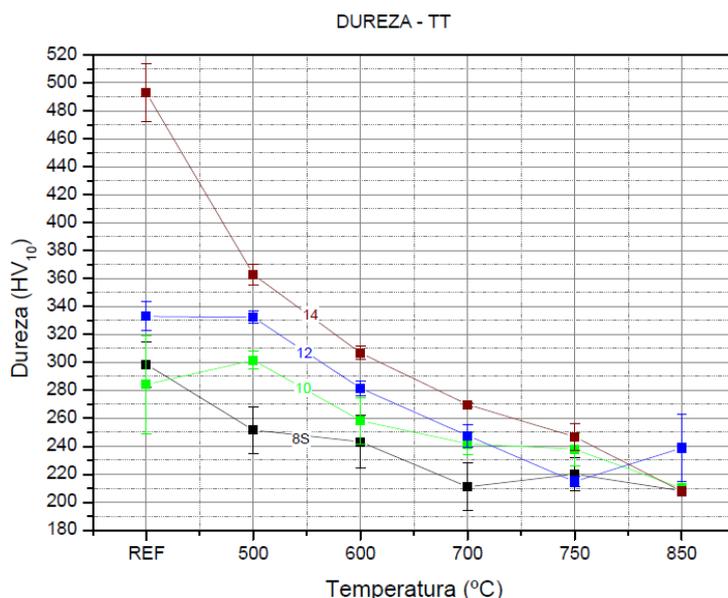


Ilustración 5.5 Dureza Vickers en función de la temperatura tratamiento

5.3 Resultados micrografías

A continuación se muestran las micrografías de las muestras clasificadas en tablas en función del material y el tratamiento térmico recibido.

Se puede observar en primer lugar que las muestras de partida del DP800SSAB poseen una microestructura formada por martensita en una matriz de ferrita (Tabla 5.5, Ref.), se observa que está formada por un tercio aproximadamente de martensita. Por su parte el DP1000 también poseerá una microestructura formada por dichas fases pero en este caso la proporción de martensita es mucho mayor siendo dos terceras partes del total (Tabla 5.6, Ref.). En los aceros con resistencia máximas mayores se observa el predominio de la fase martensita en la microestructura de partida, pudiendo observar ferrita en la microestructura pero ya de manera muy aislada en forma de trazas como se puede ver para el DP1200 (Tabla 5.7, Ref.) y en mayor grado en el DP1400 (Tabla 5.8, Ref.), además también tiene una pequeña participación el microconstituyente bainita en la microestructura.

En todas las muestras tratadas con recocidos subcrítico (SC-500°C, SC-600°C y SC-700°C) se puede apreciar la evolución del constituyente secundario en función de la temperatura. Produciéndose una mayor precipitación carburos a medida que la martensita es revenida a una mayor temperatura y siendo ésta precipitación más grosera como se observa en los tratamientos de 700°C [3]. El efecto del revenido tendrá mayor repercusión en los aceros con mayor contenido en martensita como son el DP1200 y DP1400 dado el ablandamiento producido en la fase martensita por los tratamientos de recocido subcrítico.

Las muestras tratadas con los tratamientos intercríticos (C-750°C) mostrarán una estructura final compuesta de ferrita libre y martensita dada la temperatura intercrítica alcanzada por el tratamiento y la velocidad de enfriamiento, ya que el acero se calentó hasta una temperatura comprendida entre A_e y A_{3c} a la cual estaba compuesto de ferrita y austenita [4], y mediante el temple producido por el rápido enfriamiento se produjo la transformación de austenita a martensita a la temperatura M_s [5].

A partir de las micrografías de los tratamientos intercríticos se puede observar que se produce una menor fracción en volumen de martensita respecto al material original y una mayor distribución de esta en la matriz como se puede ver por ejemplo en el DP1000 tratado a 750°C (Tabla 5.6, C-750°C) con respecto al material de partida (Tabla 5.6, Ref.).

Las muestras tratadas con los tratamientos supercríticos (C-850°C) poseerán una estructura como resultado del tratamiento térmico de martensita distribuida de manera muy dispersa sobre una matriz de ferrita. En éste tratamiento se produce la austenización total y la ferrita es formada mediante un mecanismo reconstructivo [6]. El resto de austenita metaestable pasa a transformarse en martensita a M_s .

Se puede observar un ejemplo de la estructura final en el DP1000 tratado a una temperatura de 850°C (Tabla 5.6, C-850°C) en la que podemos ver un pequeño tamaño de grano y cómo se consigue la mayor distribución de martensita en la matriz.

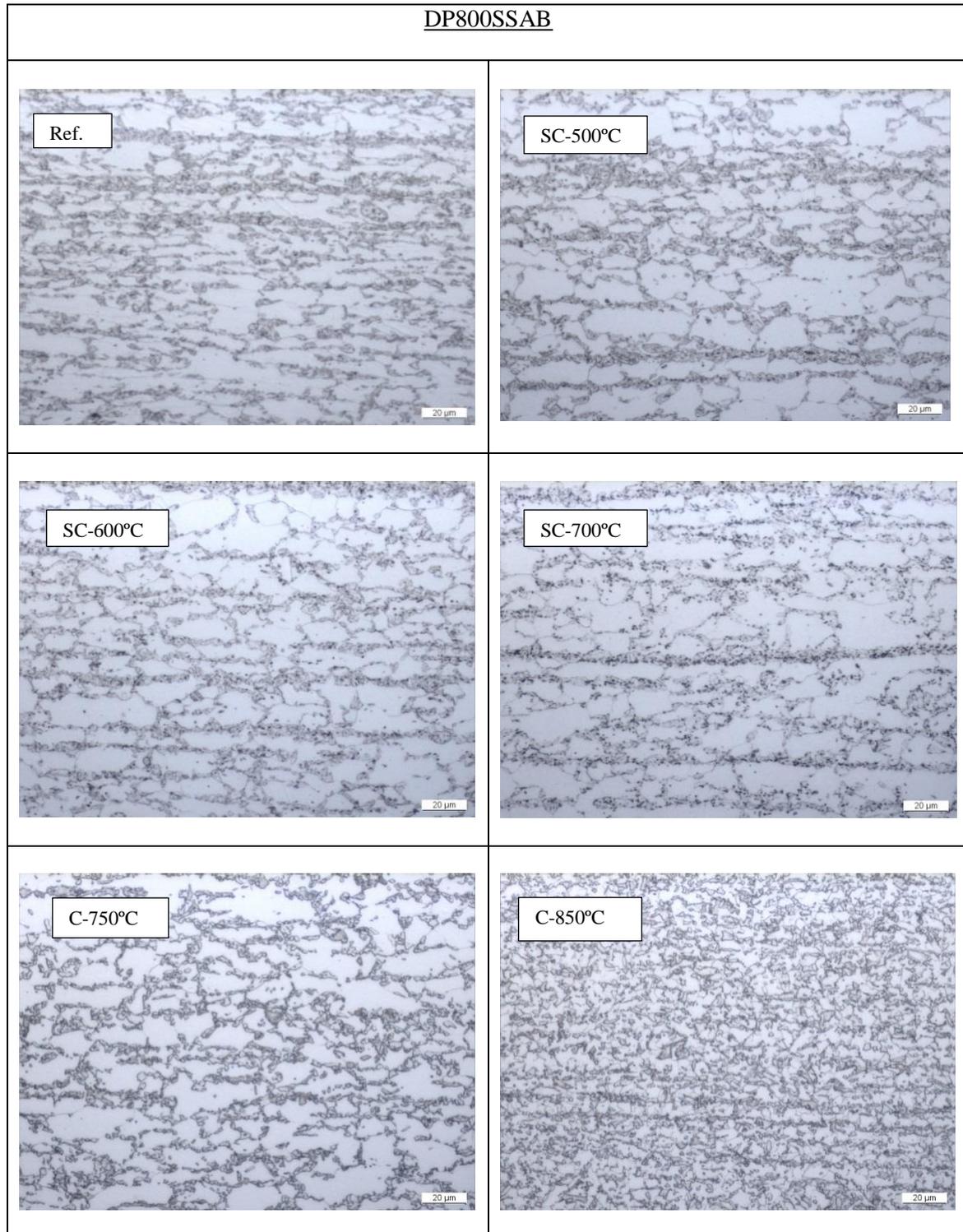


Tabla 5.5 Microestructuras para DP800SSAB: Referencia (Ref.); Tratamientos subcríticos (SC-500°C, SC-600°C, SC-700°C); Tratamientos críticos (C-750°C, C-850°C)

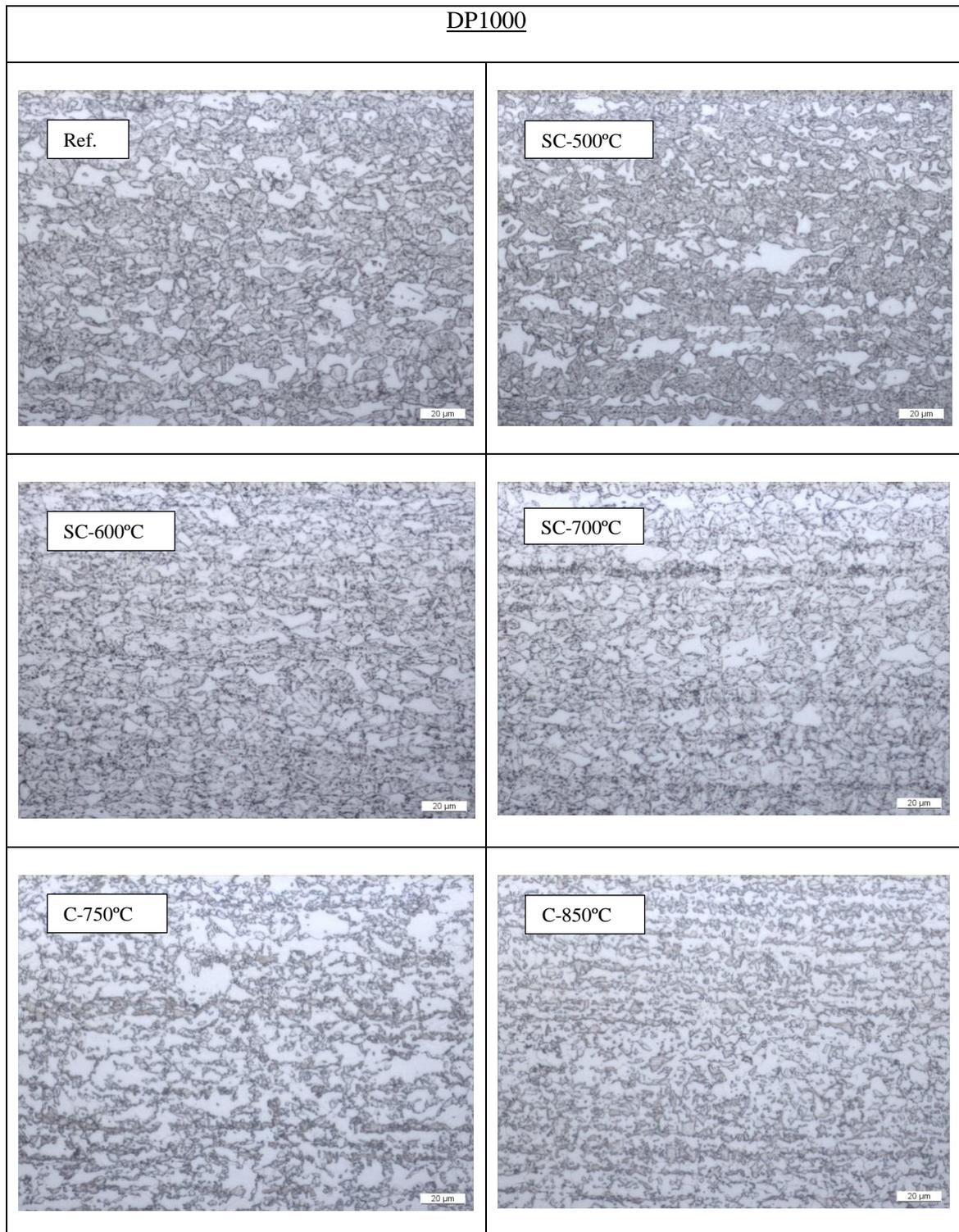


Tabla 5.6 Microestructuras para DP1000: Referencia (Ref.); Tratamientos subcríticos (SC-500°C, SC-600°C, SC-700°C); Tratamientos críticos (C-750°C, C-850°C)

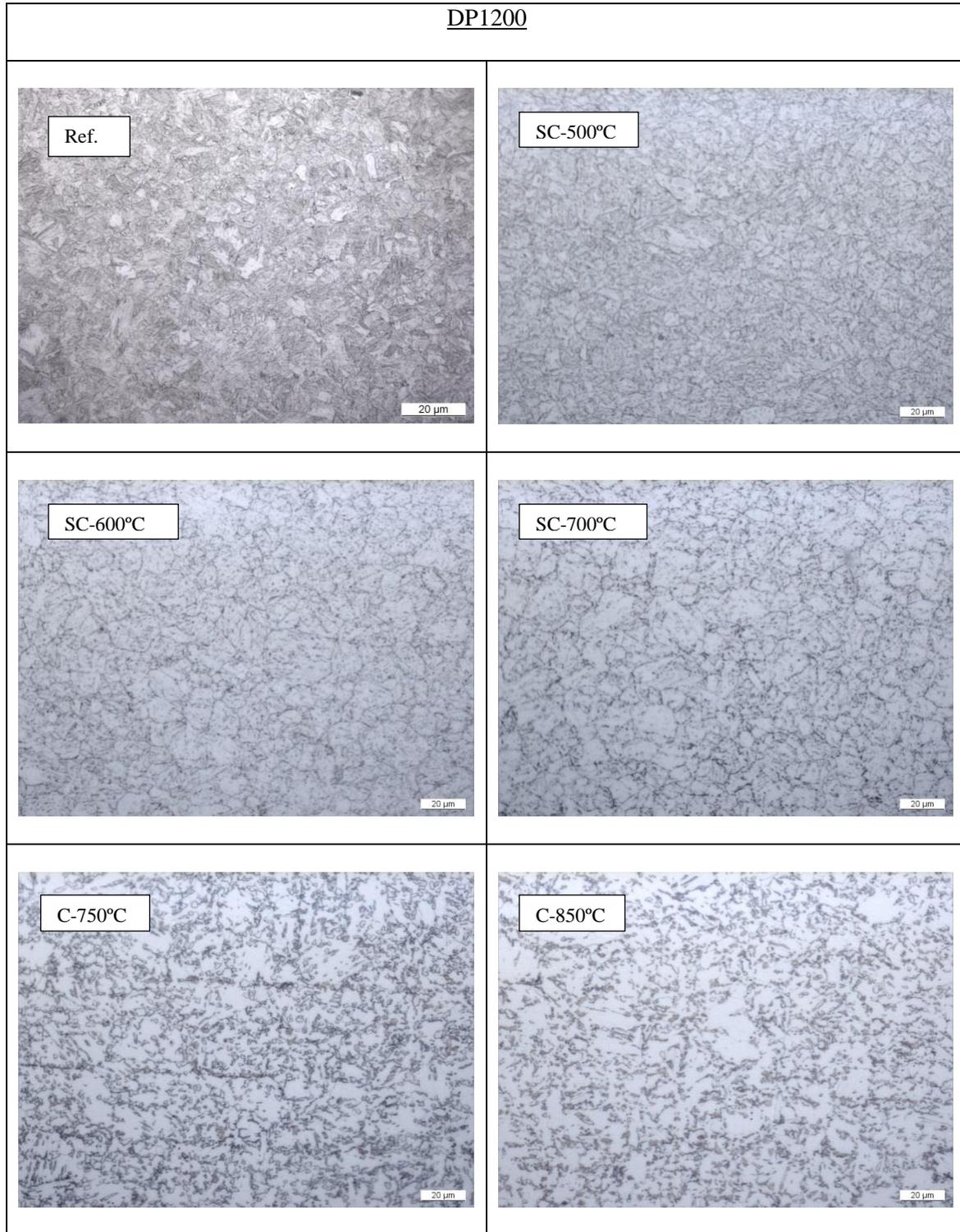


Tabla 5.7 Microestructuras para DP1200: Referencia (Ref.); Tratamientos subcríticos (SC-500°C, SC-600°C, SC-700°C); Tratamientos críticos (C-750°C, C-850°C)

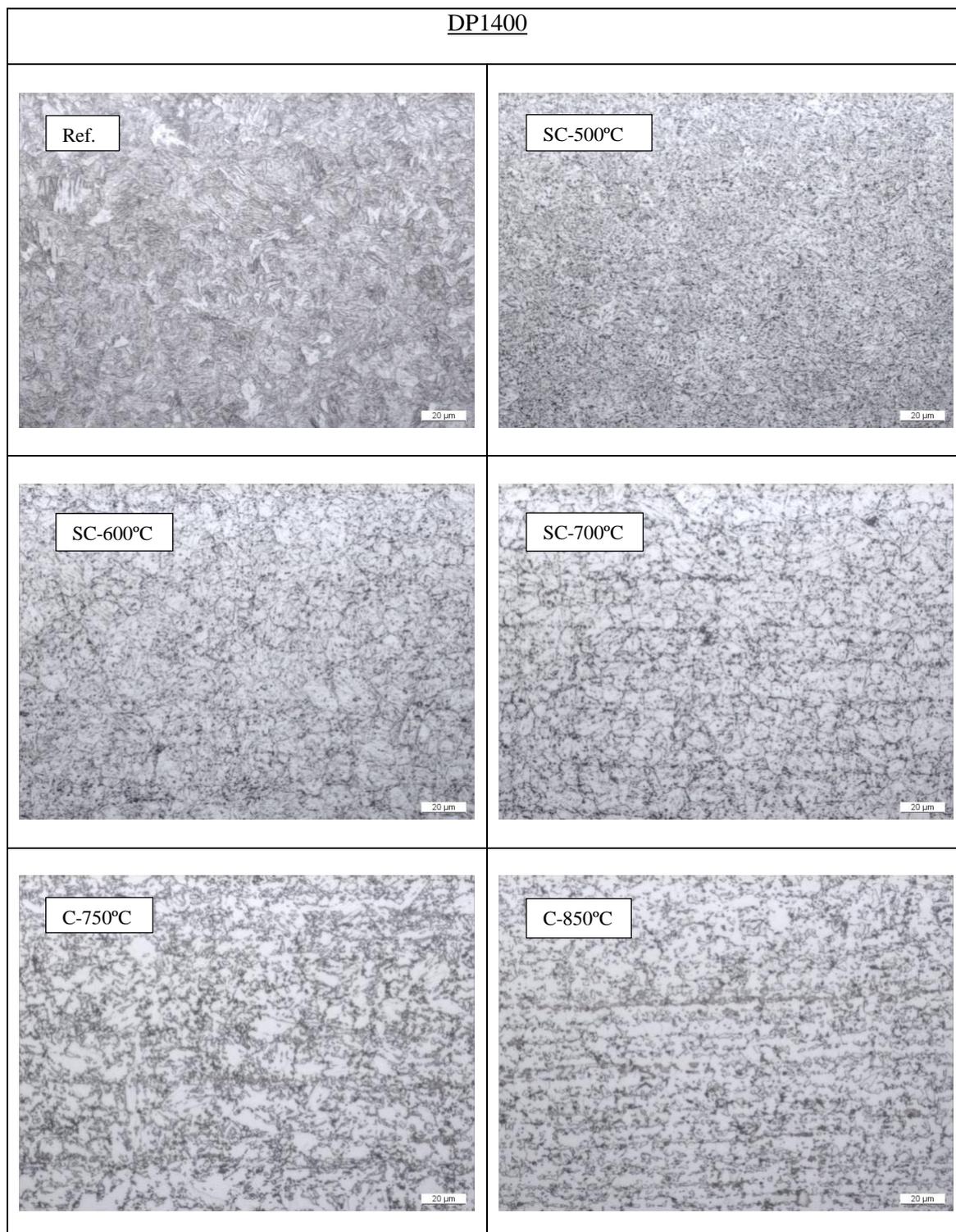


Tabla 5.8 Microestructuras para DP1400: Referencia (Ref.); Tratamientos subcríticos (SC-500°C, SC-600°C, SC-700°C); Tratamientos críticos (C-750°C, C-850°C)

6 DISCUSIÓN DE RESULTADOS

TRATAMIENTOS SUBCRÍTICOS

Las muestras no tratadas (Ref.) de los aceros de fase dual se componen de una estructura en la que existen dislocaciones de fácil movilidad, cuando es sometida a esfuerzos, entre su fase martensítica y ferrítica por lo que es característica la ausencia de palier de fluencia en la curva tensión deformación debido a la iteracción suave entre fases.

Mediante la aplicación de los tratamientos de recocido subcrítico se produce la liberación de carbono y carburos que bloquean las dislocaciones de fácil movilidad producidas entre la fase martensita y ferrita en el acero de partida. Por tanto la resistencia a cedencia aumenta con respecto a la muestra no tratada (Ref.) con la aplicación de los tratamientos de recocido subcrítico más bajos (SC-500°C) debido a que ya no se permiten las dislocaciones de fácil movilidad. El bloqueo de dislocaciones tendrá como consecuencia, además de un aumento límite elástico, la aparición de palier de fluencia como se observa en todos los tratamientos de recocido subcrítico.

Se observa además que la resistencia a cedencia y resistencia máxima van disminuyendo con el aumento de la temperatura de recocido subcrítico debido a la disminución de la dureza del constituyente secundario (martensita).

El bloqueo de dislocaciones de fácil movilidad también se reflejará en el alargamiento total a carga máxima (A_{gt}), en este caso disminuyendo los valores con respecto a los valores de la muestra no tratada. Se puede observar el aumento de la temperatura de recocido subcrítico mejorará algo estos valores de alargamiento debido a un aumento de la ductilidad de la martensita conforme se va produciendo un mayor revenido de ésta.

La relación Re/Rm muestra valores más altos que la referencia debido a Rm menores derivados de un ablandamiento de la martensita con valores cercanos a los de Re que no han disminuido en la misma proporción. Por tanto el endurecimiento por deformación que posee el material (zona Re a Rm) con estos tratamientos es bajo y se puede observar en los tratamientos de 500°C a 700°C un aplanamiento de las curvas tensión-deformación.

TRATAMIENTOS CRÍTICOS

En las muestras tratadas a las temperaturas de recocido crítico (750°C y 850°C) se observa que con estos tratamientos se consiguen resistencias a cedencia mucho menores que en muestras no tratadas (Ref.) debido al efecto producido por las dislocaciones de elevada movilidad que con estos tratamientos se experimentan de forma más homogénea en toda la estructura, al estar el constituyente secundario (martensita) más repartido en la matriz ferrítica hace que la iteración entre fases se produzca de una forma más suave que en la muestra original dando lugar a valores de límite elástico mucho más bajos.

Debido a la distribución de la martensita en la matriz ferrítica se producirá una deformación más homogénea en el material y una fracción en volumen menor de martensita conseguida con estos tratamientos también dará lugar a unos valores muy superiores de alargamiento total a carga máxima (A_{gt}) respecto al material de partida [7].

Dado el bajo límite elástico obtenido con estos tratamientos se consiguen relaciones R_e/R_m muy inferiores al material original. Por tanto el endurecimiento por deformación que posee el material (zona R_e a R_m) con estos tratamientos es elevado, produciéndose el endurecimiento del material de forma progresiva debido a la interacción entre la fase martensítica y ferrítica (dura y suave) que se refleja en la suavidad de las curvas tensión deformación.

7 CONCLUSIÓN

Ante la necesidad de modificar las propiedades de aceros de fase dual de forma localizada mediante tratamiento térmico para así permitir y facilitar procesos de conformado por estampado, se pone de manifiesto mediante los ensayos realizados que con los tratamientos supercríticos e intercríticos se consiguen los requisitos de éstos procesos. Dotando al material tratado con estos tratamientos críticos de límites elásticos bajos, relaciones R_e/R_m bajas y mejora considerable de la ductilidad del material.

Por otra parte se ha visto que la aplicación de los tratamientos térmicos subcríticos dotan al acero tratado de una relación R_e/R_m alta siendo de esta manera menor la recuperación elástica sufrida en una chapa de acero en puntos con diferentes niveles de deformación.

Con ello podría verse útil para la aplicación en procesos de perfilado con los tratamientos de recocido subcrítico a 500°C en los que además se cuenta con unos límites elásticos relativamente elevados que evitan problemas de torsión durante el proceso.

Se puede ver por tanto cómo la utilización de tratamientos térmicos sobre los aceros de fase dual tiene una gran influencia sobre las propiedades mecánicas y conformabilidad de éstos, permitiendo mediante su aplicación localizada la obtención de unas propiedades determinadas en la zona a deformar que faciliten los procesos de conformado.

8 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO TÉRMICO SOBRE PROTECCIÓN GALVANIZADA

8.1 Introducción

8.1.1 Recubrimiento de Zn

El proceso de galvanizado tiene como principal objetivo evitar la oxidación y corrosión que la humedad y la contaminación ambiental pueden ocasionar sobre el hierro, componente principal del acero.

Básicamente el proceso de galvanización en caliente consiste en obtener un recubrimiento protector de zinc sobre el material base, el acero, por inmersión de la pieza a proteger en un baño de zinc fundido, a una temperatura aproximada de 450° C. Esta película de protección ofrece una protección catódica a la pieza de acero que la protege frente a la corrosión. Ello es debido porque en presencia de la humedad ambiente, el zinc actúa como ánodo y el material base a proteger, en este caso el acero, como cátodo de manera que el zinc se corroe en una acción de sacrificio y evita que el acero se oxide.

Además de la protección catódica anteriormente descrita, incorporar un recubrimiento de zinc sobre el metal base también ofrece una protección adicional, de tipo barrera, muy eficaz, dado que con la humedad junto con el anhídrido carbónico presente en el aire, originan sobre la superficie galvanizada de la pieza una capa de pasivación protectora, formada a base de carbonatos básicos de zinc, que son muy insolubles, a la vez que compacta y adherente.

8.2 Tratamiento térmico de acero DP galvanizado

Se ha realizado este breve estudio con objeto de conocer el estado de la protección galvanizada al ser sometidos a tratamientos térmicos los aceros tratados en el supuesto de contar con esta protección.

Dado el bajo punto de fusión del zinc de 420,53 grados centígrados, el estudio se centra en la evolución del recubrimiento de zinc a las diferentes temperaturas a las que se sometería una muestra de acero de fase dual DP800, de esta manera se consigue simular el efecto de la aplicación de tratamientos de recocido subcrítico.

8.2.1 Degradación del recubrimiento en función de la temperatura

Se ha sometido a varias probetas a diferentes temperaturas con el objeto de conocer la temperatura a partir de la cual la degradación del recubrimiento es de tal magnitud que implicaría volver a tratar el material para que vuelva a estar protegido frente a la corrosión.

Tratamiento térmico de las muestras

Se parte de cinco muestras de acero DP 800 de las cuales se someterán a tratamiento térmico a cuatro de ellas, dejando una sin tratar para utilizarla como referencia.

Por tanto se parte de las siguientes muestras:

Orig. Muestra de acero DP 800 sin TT

450 Muestra de acero DP 800 tratada térmicamente a 450°C

500 Muestra de acero DP 800 tratada térmicamente a 500°C

550 Muestra de acero DP 800 tratada térmicamente a 550°C

600 Muestra de acero DP 800 tratada térmicamente a 600°C

A continuación se muestran las imágenes capturadas con el microscopio óptico a 500 aumentos y la toma de medidas del espesor del recubrimiento de cinc:

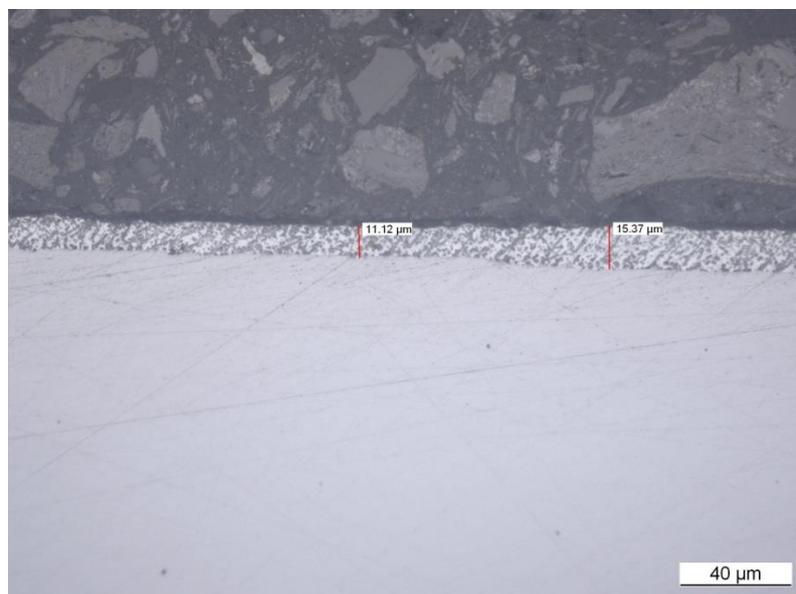


Ilustración 8.1 Muestra DP800 galvanizada no tratada térmicamente

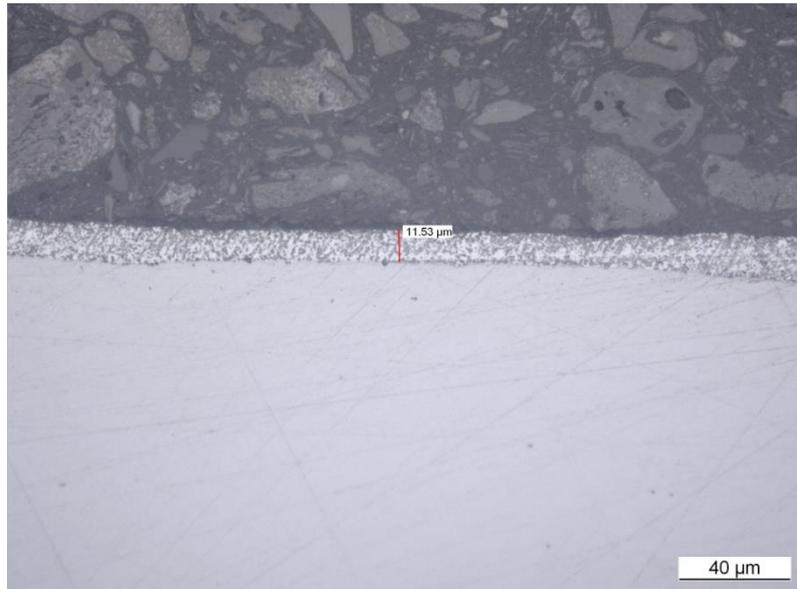


Ilustración 8.2 Muestra DP800 galvanizada con TT 450°C

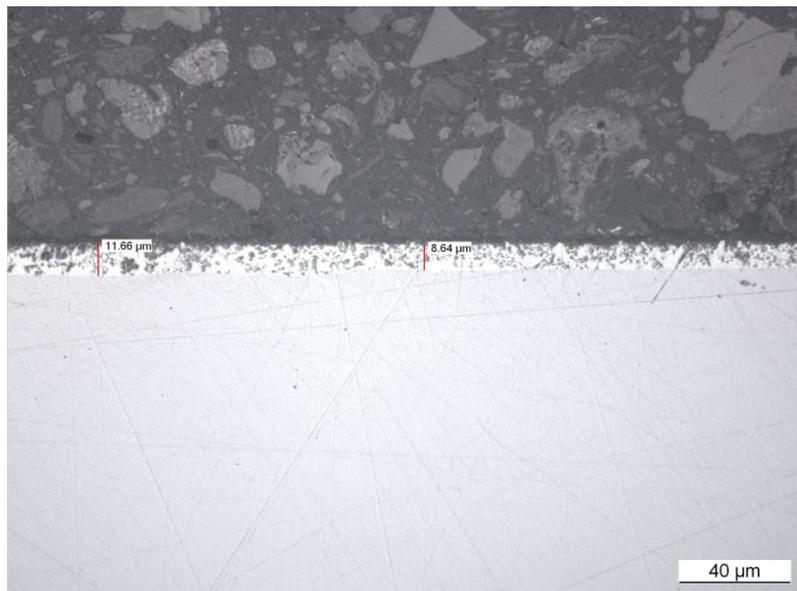


Ilustración 8.3 Muestra DP800 galvanizada con TT 500°C

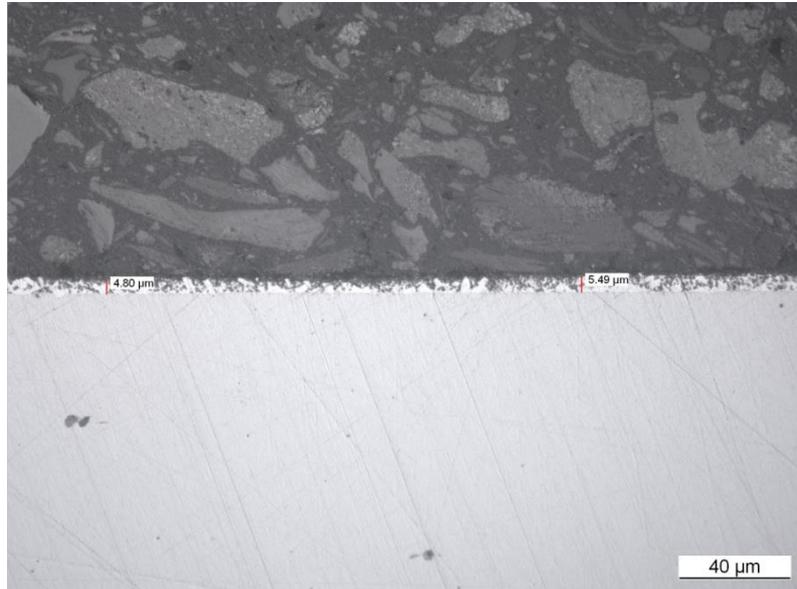


Ilustración 8.4 Muestra DP800 galvanizada con TT 550°C

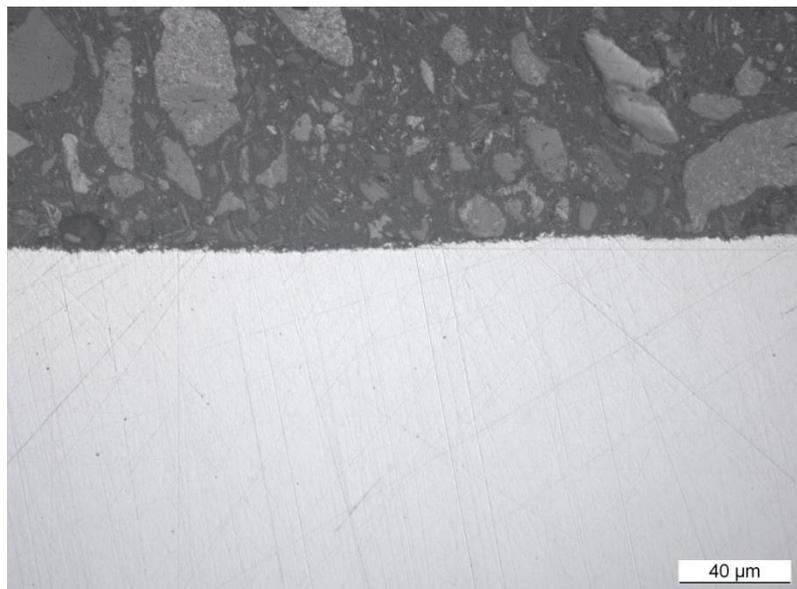


Ilustración 8.5 Muestra DP800 galvanizada con TT 600°C

A partir de las capturas y posterior medida se observa la degradación del recubrimiento.

En la Ilustración 8.1 se observa inicialmente la muestra original a la que no se realizó ningún tratamiento térmico que tiene un recubrimiento con un espesor de entre 11 μm y 15 μm .

Conforme aumenta la temperatura del tratamiento realizado el espesor de este recubrimiento se ve reducido. Como se observa en la Ilustración 8.2 la muestra a la que se le realizó el tratamiento de 450 °C tiene un recubrimiento con un espesor del orden de 11,5 μm .

La ilustración 8.3 muestra una mayor pérdida de espesor, el recubrimiento ronda entre 11,5 μm y 8,5 μm a la temperatura de tratamiento de 500°C.

A la temperatura de 550°C la pérdida ya es bastante significativa contando el recubrimiento con un espesor de aproximadamente 5 μm (Ilustración 8.4).

Finalmente en la Ilustración 8.5 se observa cómo a 600°C la degradación del recubrimiento es tal, que termina por desaparecer totalmente.

Conclusión

Ante la necesidad de realizar tratamientos térmicos localizados, siendo las temperaturas aplicadas inferiores a la crítica, que permitan el conformado de piezas de aceros que han sido previamente galvanizadas, se observa un límite de temperatura a la cual podremos realizar el tratamiento sin que se produzca un gran deterioro o la desaparición completa de la capa protectora.

Por tanto a partir de la observación se deduce que sería posible obtener los beneficios de un tratamiento térmico de recocido de hasta unos 550°C conservándose todavía una fina capa de galvanizado. Sin embargo realizando un tratamiento de 600°C la zona posee un espesor nulo y sería necesario volver a protegerla.

9 BIBLIOGRAFÍA

- [1] *Advanced high strength steels for automotive industry, pag 118-121*
J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken and Y. Houbaert
- [2] *Propiedades mecánicas de aceros de fase dual de grano ultrafino*
Quintana Hernández María José, González Ojeda Roberto, Verdeja González Luis Felipe, Verdeja González ,José Ignacio.
- [3] *Estructura y propiedades de las aleaciones -Capítulo 9:Revenido, pag 8 -16*
(Apuntes UNLP)
- [4] *Tratamientos térmicos de los aceros-Recocidos críticos, pag 20-22*
(Apuntes uniovi)
- [5] *Metalografía y Tratamientos Térmicos- Principios de los tratamientos térmicos*
(Apuntes U.T.N)
- [6] *Structure and mechanical properties of dualphase steels - An experimental and theoretical analysis, pag 18-24*
Ylva Granbom
- [7] *Effect of martensite volume fraction on the work hardening behavior of dual phase steels.*
Ebrahim Najafi Birgani¹ and Majid Pouranvari