

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

TRABAJO FIN DE MASTER

***Título de trabajo: ESTUDIO DEL DAÑO GENERADO DURANTE EL SERVICIO DE
LAS MATRICES DE FORJA UTILIZADAS EN LA FABRICACIÓN DE CIGÜEÑALES***

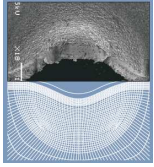
Entidad colaboradora: CIE Automotive – Galfor

Tutor académico: Francisco Javier Belzunce Varela

***Departamento: Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería
Metalúrgica***

Universidad de Oviedo

Julio 2013



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

TRABAJO FIN DE MASTER

**Título de trabajo: ESTUDIO DEL DAÑO GENERADO DURANTE EL SERVICIO DE
LAS MATRICES DE FORJA UTILIZADAS EN LA FABRICACIÓN DE CIGÜEÑALES**



Firma

Francisco Javier Belzunce Varela

Firma

Marcos Pérez Rodríguez

Universidad de Oviedo

Julio 2013

Índice

Contenidos	Páginas
1. INTRODUCCIÓN.....	5
1.1. Antecedentes.....	6
1.2. Objetivos.....	6
1.3. Estructura de la memoria.....	6
2. LA FORJA EN CALIENTE EN MATRIZ CERRADA.....	7
2.1. Fundamentos.....	7
2.2. Mecanismos de daño en las estampas.....	7
2.2.1. Desgaste.....	8
2.2.1.1. Desgaste abrasivo.....	8
2.2.1.2. Desgaste adhesivo.....	9
2.2.1.3. Desgaste por oxidación.....	9
2.2.2. Fatiga térmica.....	10
2.2.3. Fatiga mecánica.....	10
2.2.4. Deformación plástica.....	11
2.3. Material de las estampas.....	11
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	13
3.1. Material de partida.....	13
3.2. Corte.....	14
3.3. Calentamientos controlados.....	15
3.4. Preparación metalográfica.....	16
3.5. Análisis microestructural.....	18
3.6. Medidas de microdureza.....	19
3.7. Microscopía electrónica de barrido.....	20
3.7.1. Probeta N° 4.....	21
3.7.2. Probeta N° 5.....	21
3.7.3. Probeta N° 6.....	22
3.8. Determinación del parámetro de ablandamiento térmico.....	23
3.9. Determinación del parámetro de revenido.....	25
3.10. Ensayos de oxidación.....	27
4. RESULTADOS.....	28
4.1. Análisis microestructural.....	28
4.1.1. Microestructura del material de la estampa de la etapa 1 en estado inicial.....	28
4.1.2. Microestructura del material de la estampa de la etapa 2 en estado inicial.....	29
4.1.3. Microestructura del material de la estampa de la etapa 2 al final de su vida útil.....	30

4.1.3.1.	Microestructura de la pared afectada por desgaste.....	31
4.1.3.2.	Microestructura del fondo de huella.....	31
4.1.3.3.	Microestructura en la zona afectada por la presencia de una grieta.....	32
4.2.	Evaluación de los perfiles de microdureza.....	33
4.2.1.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 1 en estado inicial.....	33
4.2.2.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 en estado inicial.....	34
4.2.3.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil.....	36
4.2.3.1.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil en la zona friccionada y desgastada.....	36
4.2.3.2.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil en el fondo de huella.....	37
4.2.3.3.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil en la grieta nitrocarburada.....	37
4.2.4.	Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 en estado inicial sometido a diversos calentamientos controlados.....	38
4.3.	Ablandamiento térmico y parámetro de revenido.....	44
4.3.1.	Parámetro de revenido.....	44
4.3.2.	Ablandamiento térmico inducido por los calentamientos controlados.....	44
4.3.3.	Ablandamiento térmico inducido a lo largo de la vida útil de la estampa.....	47
4.4.	Análisis por microscopía electrónica de barrido.....	48
4.4.1.	Análisis de la probeta N° 4.....	48
4.4.2.	Análisis de la probeta N° 5.....	49
4.4.3.	Análisis de la probeta N° 6.....	52
4.5.	Ley cinética de oxidación del acero AISI H13 nitrocarburado.....	52
5.	CONCLUSIONES.....	56
6.	BIBLIOGRAFÍA.....	57

1. Introducción

En el motor de combustión interna el cigüeñal se encarga de convertir el movimiento rectilíneo alternativo de los pistones, debido a la combustión, en movimiento circular uniforme que se transmite a las ruedas motrices. En efecto, en un motor típico de cuatro tiempos, solo se produce par durante la fase de combustión mientras que en las tres fases restantes, el movimiento del cigüeñal depende de la energía almacenada en el volante de inercia. Por todo ello, el cigüeñal adopta una forma extremadamente compleja con el fin de asegurar un movimiento alternativo sincronizado en los pistones. Además, es necesario que presente un equilibrio estático, distribuyendo su masa uniformemente alrededor del eje, y un equilibrio dinámico, para evitar vibraciones indeseables durante el giro.

Así pues, el cigüeñal se caracteriza por la necesidad de soportar durante su vida útil millones de ciclos de carga y presentar una forma y dimensiones complicadas, que permiten un movimiento circular uniforme y equilibrado. Esta combinación de cargas alternativas y concentradores de tensión, asociados a la forma del cigüeñal, conducen al daño por fatiga. Por tanto, la fatiga mecánica es la primera causa de fallo en cigüeñales de motores de combustión interna. En todo caso, en el diseño de los cigüeñales se busca la vida infinita ya que éstos tienen que asegurar la durabilidad del motor.

Para alcanzar la vida infinita, el diseño y la selección de materiales del cigüeñal son primordiales. No obstante, el proceso de fabricación también es una pieza clave. En la actualidad, los cigüeñales se fabrican mediante dos procesos: forja y moldeo. Es bien conocido que el proceso de forja siempre ofrece las mejores propiedades mecánicas de los materiales. Según Williams *et al.* [1], bajo el mismo estado de carga, los cigüeñales forjados presentan una vida a fatiga seis veces mayor frente a los cigüeñales moldeados. De este modo, en el caso de los motores que generan los mayores estados de carga, aquéllos con relaciones de compresión medias y altas, se utilizan cigüeñales forjados.

Uno de los retos a los que se enfrentan las empresas dedicadas a la fabricación de cigüeñales forjados es el mayor coste unitario de los mismos. Por tanto, para ser competitivos hay que minimizar los costes de producción y mejorar la eficiencia del proceso productivo. En este sentido, los utillajes de forja constituyen una de las variables de mayor importancia. De hecho, incrementar su duración, asegurando la calidad, es una premisa básica para minimizar costes.

Los costes debidos a las estampas se clasifican en directos e indirectos. En el primer caso, son los costes propios de la estampa: material, mecanizado, tratamiento térmico, etc. Por otro lado, los costes indirectos son los debidos a la sustitución de la estampa: desmontaje, montaje, puesta a punto, parada de la máquina y demás. En este contexto, el incremento de la vida de las estampas supone una disminución notable de los costes asociados al proceso productivo.

Para poder aumentar la vida media de los utillajes aplicando las técnicas adecuadas, primero hay que conocer los mecanismos de daño básicos que actúan sobre las estampas durante la forja en caliente de los cigüeñales. En este Proyecto se ha estudiado el deterioro que sufren las estampas de cigüeñales durante su vida útil.

1.1. Antecedentes

El presente estudio se enmarca dentro de una investigación realizada desde el Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la universidad de Oviedo, en colaboración con la empresa CIE GALFOR. Esta compañía, especializada en la fabricación de productos forjados y líderes europeos en el sector de cigüeñales forjados, pretende mejorar su proceso productivo mediante la aplicación de diversos tratamientos térmicos globales y superficiales sobre las estampas. Para ello, el primer paso ha consistido en estudiar las estampas de forja bajo los tratamientos térmicos actuales (temple y revenido a 580°C y nitrocarburoción a 560°C durante 6 horas), una vez que han sido retiradas del servicio.

1.2. Objetivos

Los objetivos que se han pretendido cumplir en este Proyecto son dos fundamentalmente. Por un lado, conocer los mecanismos de fallo que tienen lugar durante el servicio en las estampas de forja de cigüeñales. Por otro lado, estimar el estado del material de las matrices a partir de matrices cuya vida útil ha finalizado y el efecto que inducen en el acero los ciclos térmicos aplicados en el servicio.

1.3. Estructura de la memoria

Tras presentar el tema del trabajo y haber definido los principales objetivos que se buscan en este primer apartado, se detallará la estructura de la Memoria a continuación:

En el apartado 2, *La forja en caliente en matriz cerrada*, se desarrolla el marco teórico vinculado a la Memoria. Así, se describen los fundamentos de la forja en caliente, el material de las estampas de forja y los principales mecanismos de daño de las estampas.

El apartado 3, *Procedimiento experimental*, detalla el método experimental llevado a cabo para cumplir los objetivos marcados. Dentro de este desarrollo, se especifica el material de partida empleado, los equipos utilizados y los ensayos realizados.

En el apartado 4, *Resultados*, se muestran y discuten los resultados obtenidos en el curso del trabajo desarrollado.

El apartado 5, *Conclusiones*, refleja las principales conclusiones que se extraen de los resultados obtenidos.

Finalmente, el apartado 6, *Bibliografía*, muestra las fuentes de información empleadas para realizar el estudio.

2. La forja en caliente en matriz cerrada

La forja es un proceso de conformado por deformación plástica a alta temperatura comúnmente utilizado en la industria. Dentro de los tipos de forja existentes, la forja en caliente en matriz cerrada es la técnica adecuada para la fabricación de cigüeñales.

A continuación, se detallan las características básicas de este proceso de fabricación. Además, se analizarán las condiciones de trabajo de estas piezas y se estudiarán los mecanismos de fallo típicos que actúan en las estampas de forja en caliente de cigüeñales en el curso de su servicio y, con objeto de asegurar una vida suficiente a estos utillajes, se presentará el material típicamente utilizado en la fabricación de las estampas citadas.

2.1.Fundamentos

En el proceso de forja se conforman los componentes mediante la aplicación de cargas de compresión que inducen severas deformaciones plásticas. Bajo estas condiciones, el material de trabajo experimenta deformaciones permanentes muy altas, sin llegar a romper, consiguiéndose un producto con la geometría y dimensiones requeridas.

La principal ventaja de estos procesos es la posibilidad de fabricar piezas con geometrías complejas, como es el caso de los cigüeñales, mediante una o solo dos etapas de forja, lo que reduce el tiempo de fabricación y el coste, frente a otros conformados alternativos, que pueden suponer la combinación de varios procesos de conformado, la unión posterior de las diferentes partes y una mayor pérdida de material. Por su parte, como inconveniente destaca fundamentalmente la anisotropía característica de los productos forjados. En todo caso, la anisotropía no es un factor determinante si se asegura que las sollicitaciones son inferiores a la resistencia mecánica en la dirección menos resistente.

En la actualidad, existen diversos tipos de forja clasificados en función de la temperatura de trabajo y el utillaje encargado de dar forma al producto. En la fabricación de cigüeñales, la forja en caliente en matriz cerrada es el método normalmente empleado. En ella, la temperatura de trabajo es superior a la de recristalización del metal (normalmente entre $0,5 \cdot T_m$ y $0,75 \cdot T_m$, siendo T_m la temperatura de fusión de la aleación) y el producto adquiere la forma mediante estampas mecanizadas con el negativo del producto (estampas impresas).

2.2.Mecanismos de daño en las estampas

Los principales modos de fallo en las estampas de forja en caliente son: desgaste, fatiga térmica, fatiga mecánica y deformación plástica [2]. En general, no existe un mecanismo predominante pero según ciertos investigadores, el desgaste supone el 70% de todos los fallos [3]. En la Figura 2.1 se muestran los fallos típicos y su localización habitual sobre el esquema de una estampa de matriz cerrada [4].

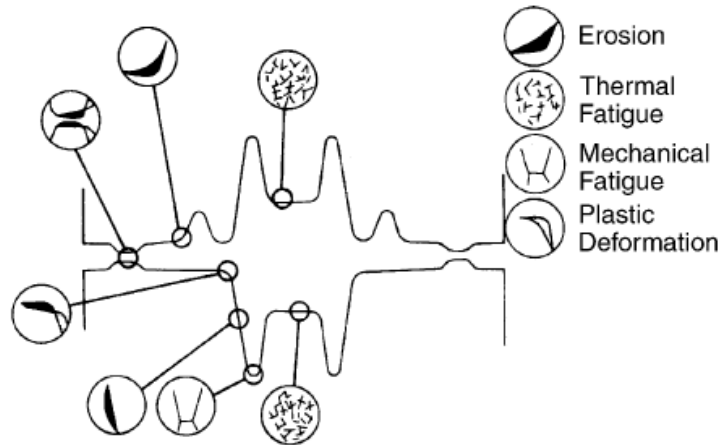


Figura 2.1. Mecanismos de fallo típicos y su localización habitual en una estampa de forja

2.2.1. Desgaste

El desgaste ocurre como resultado del deslizamiento relativo entre la pieza de trabajo y la estampa bajo la presión de forja, pero también debido a reacciones tribológico-químicas, constituyendo la causa de fallo más común en las estampas de forja.

En los procesos de conformado por forja en caliente destacan los tres tipos de desgaste siguientes: desgaste abrasivo, desgaste adhesivo y desgaste por oxidación [2, 5]. Es importante destacar que en función de las condiciones de operación (velocidad de deslizamiento, presión de contacto y temperatura) y los materiales de trabajo (microestructura y propiedades), el mecanismo de desgaste predominante será uno u otro, si bien habitualmente existe una combinación de todos estos mecanismos de desgaste [6].

2.2.1.1. Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo surge cuando una superficie dura desliza contra una superficie más blanda, generando un surco. De este modo, se produce una pérdida de material en forma de fragmentos sueltos. A su vez, estos fragmentos sueltos en la intercara pueden aumentar el desgaste.

En el caso de la forja en caliente, el desgaste abrasivo se asocia a la presencia de fases metálicas duras en la intercara, como óxidos y/o carburos, procedentes de la superficie de la estampa o de la preforma que está siendo forjada, u otras partículas duras contaminantes. En todo caso, la dureza de estas partículas será superior a la dureza del material que constituye el utillaje.

2.2.1.2. Desgaste adhesivo

En el desgaste adhesivo, las dos superficies en contacto se unen (soldadura en estado sólido) bajo la presión de forja. Cuando las dos superficies se separan, a causa de las fuerzas exteriores normales o tangenciales, la unión se rompe, desprendiéndose fragmentos de material, de una o de ambas superficies.

En la forja en caliente de productos de acero, el desgaste adhesivo se asemeja a un proceso de soldeo ya que en la intercara entre la estampa y la preforma se pueden alcanzar temperaturas puntuales superiores a los 1000°C. El proceso se desarrolla en las siguientes etapas:

- 1) Las capas oxidadas y lubricadas en las superficies de la estampa y la preforma se eliminan previamente por desgaste abrasivo.
- 2) El metal base de la preforma contacta con el metal base de la superficie de la estampa.
- 3) El material de la preforma desliza sobre el material de la estampa bajo una fuerte presión normal.
- 4) Tras el proceso de forja, cuando la pieza es expulsada de la estampa, pequeños fragmentos del material de la estampa se van con la preforma o bien material de la preforma se queda pegado en la estampa. Por lo general, esta segunda opción es más habitual, ya que el material de la estampa es mucho más duro que el de la preforma.

2.2.1.3. Desgaste por oxidación

En los procesos de forja al aire, la oxidación de la superficie de los materiales juega un papel importante en el desgaste. Dadas las altas temperaturas a las que se desarrolla el proceso de forja en caliente, sobre la superficie de la preforma y de la estampa se forman rápidamente capas de óxido. Cuando la capa de óxido tiene un espesor suficiente, se evita el contacto directo entre los pares de deslizamiento, reduciendo así el desgaste adhesivo. Sin embargo, el aumento de la temperatura durante la operación provoca el ablandamiento térmico del material de la estampa, sobre el que se formó la capa de óxidos. Como resultado de la pérdida de dureza, el material base se deforma plásticamente provocando que el óxido formado en la superficie, duro pero muy frágil, se rompa al no soportar los niveles de deformación aplicados. De esta forma, se produce el fenómeno de la delaminación, que acompaña al desgaste por oxidación, cuando la capa oxidada pierde su función protectora [7 – 9].

Por tanto, bajo estas condiciones, la tasa de desgaste aumenta por la combinación de varios mecanismos: formación de la capa oxidada, desgaste por abrasión debido a los fragmentos duros de óxido originados al romperse la capa oxidada y desgaste por adhesión.

2.2.2. Fatiga térmica

La fatiga térmica se presenta en forma de finas grietas periódicamente distribuidas en la superficie de la estampa, preferentemente en las zonas más expuestas a altas temperaturas, como es el caso de la superficie de la huella sobre la que se posa el material a forjar.

En la forja en caliente la preforma, que se encuentra a una temperatura muy alta, se coloca sobre la estampa. Durante la compresión, en el contacto estampa-preforma se produce un aumento considerable de la temperatura en la superficie de la estampa, provocando su expansión. A su vez, la menor temperatura de las regiones internas de la estampa impide la expansión, generando tensiones de compresión. Cuando la pieza es extraída, la estampa se refrigera, invirtiéndose el proceso descrito anteriormente y causando tensiones de tracción. Así pues, el ciclo térmico que sufre la superficie de la estampa, genera deformaciones repetidas que normalmente superan el límite elástico, dando lugar a un fenómeno de fatiga de bajo número de ciclos.

Para evitar la fatiga térmica se recurre a materiales con un límite elástico y una dureza en caliente elevados. De esta forma, se reduce la deformación plástica generada en cada ciclo térmico, aumentando en última instancia la vida de la estampa. No obstante, un alto límite elástico supone reducir la tenacidad del material y la resistencia al choque térmico. Por tanto, es necesario buscar un compromiso entre límite elástico y tenacidad para asegurar una vida prolongada frente a fatiga térmica y, a su vez, evitar el fallo frágil de la estampa.

2.2.3. Fatiga mecánica

Como ya se puso de manifiesto en el apartado 2.1, en el proceso de forja las piezas se conforman aplicando presión o impactos sucesivos. En cualquiera de los dos casos se generan importantes cargas mecánicas, que se repiten muchas veces, lo que puede dar origen al fallo de los utillajes por fatiga mecánica, fenómeno caracterizado por la iniciación y el crecimiento de fisuras desde los concentradores de tensión. El tipo de fatiga típico presente en la forja es la fatiga de bajo número de ciclos con tensiones superiores al límite elástico y bajo la presencia de altas temperaturas. Un control de calidad adecuado permitirá conocer si la estampa sufre daños y, en esos casos, será posible evitar su rotura catastrófica. En caso contrario, si alguna de las grietas alcanzara su valor crítico, se produciría el fallo completo de la estampa.

Por otro lado, como resultado del ciclo térmico y del estado de carga variable se inducen grietas que, de acuerdo con la bibliografía consultada [4], provocan el denominado desgaste por fatiga. Éste ocurre cuando pequeños fragmentos de material se separan de la estampa en virtud de las múltiples fisuras superficiales y subsuperficiales generadas durante el servicio, lo que da lugar a imperfecciones en la superficie del utillaje. El desgaste por fatiga se asocia con concentradores de tensión, tensiones residuales y la existencia de lubricantes, especialmente en el caso de los lubricantes acuosos que pueden provocar fragilización por hidrógeno.

2.2.4. Deformación plástica

Cuando las tensiones locales en un punto superan el límite elástico del material se produce deformación plástica. Este tipo de fallo ocurre en aquellas regiones de la estampa sobre las que actúan altas presiones y temperaturas como, por ejemplo, las esquinas con formas afiladas o las protuberancias estrechas.

Las elevadas temperaturas de trabajo a las que están expuestas las estampas provocan un ablandamiento de las mismas y por tanto, el límite elástico se ve reducido al ser directamente proporcional a la dureza del material [10]. Así pues, la disminución del límite elástico hace que se produzca la deformación plástica bajo un nivel de tensión menor. Como resultado de la deformación permanente inducida, la huella mecanizada en la estampa sufre un cambio en su forma y dimensiones y el cigüeñal obtenido puede llegar a tener unas dimensiones que no cumplirán las tolerancias exigidas por el cliente.

2.3. Material de las estampas

Las condiciones de operación, caracterizadas por las altas temperaturas, que se alcanzan en las superficies de contacto, inducen un ablandamiento térmico en las estampas, que acelera el fallo de las mismas [11, 12]. En el curso del servicio, la dureza superficial disminuye notablemente y la estampa termina fallando por alguno de los mecanismos descritos con anterioridad. Así pues, el material con el que se fabrican las estampas para la forja en caliente debe poseer las propiedades que se enumeran a continuación, con objeto de retrasar la aparición del fallo, alargando la vida de la estampa:

- a) Dureza en caliente elevada
- b) Resistencia al desgaste
- c) Resistencia a la deformación plástica
- d) Tenacidad suficiente
- e) Resistencia a la fatiga térmica y a la fisuración en caliente
- f) Resistencia a la fatiga mecánica

De este modo, los aceros de herramientas para trabajos en caliente son los más adecuados para la fabricación de las estampas de forja. En particular, el acero AISI H13 es el comúnmente utilizado por las empresas especializadas en forja.

El acero AISI H13 presenta la siguiente composición química (Tabla 2.1.):

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V
0,32-0,45	0,20-0,50	0,80-1,20	4,75-5,50	0,30 máx.	1,10-1,75	0,80-1,20

Tabla 2.1. Composición química del acero AISI H13 (en % en peso)

Como se puede apreciar, se trata de un acero con múltiples aleantes, los cuales, además de incrementar la templeabilidad (se utiliza siempre en estado de temple y revenido), confieren las propiedades adecuadas para soportar las condiciones de trabajo de la estampa. Así, por

ejemplo, cuenta con un 5% de cromo, asegurando un buen comportamiento a elevada temperatura. Por otro lado, el contenido en vanadio (alrededor de 1%) permite que se formen carburos de vanadio que mejoran la resistencia al desgaste. Además, este acero no tiene un contenido en carbono excesivamente alto con objeto de conseguir una buena resistencia a fatiga térmica y alta tenacidad.

Por otro lado, la vida de las estampas influye en los costes, la productividad y la calidad del producto final. De este modo, las empresas dedicadas a la fabricación de piezas forjadas y sus proveedores se afanan en aumentar el número de ciclos de trabajo de las estampas lo máximo posible. Por este motivo, el acero AISI H13 sin tratamientos adicionales no resulta adecuado pues a consecuencia del mantenimiento a alta temperatura sufre un importante ablandamiento, como se refleja en la Figura 2.2 [4], que representa la pérdida de dureza a consecuencia de la exposición durante 10 horas a diversas temperaturas. En el caso del acero AISI H13 se observa un ablandamiento especialmente significativo a partir de los 600°C, una temperatura perfectamente alcanzable en el proceso de forja en caliente.

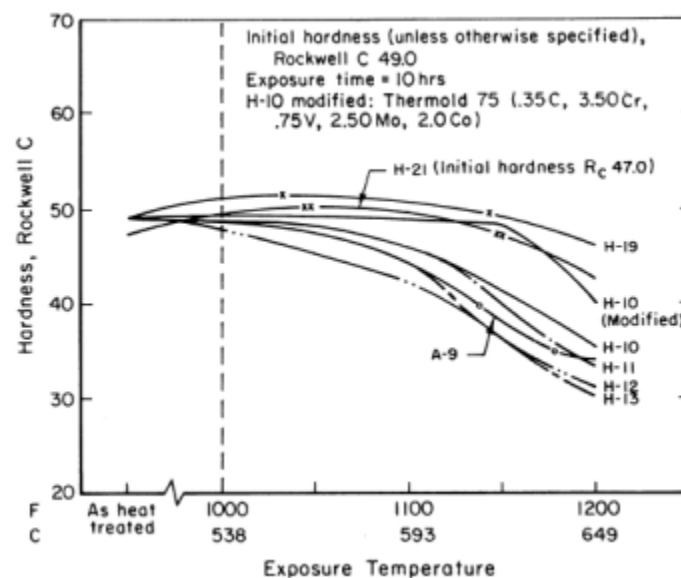


Figura 2.2. Dureza de diversos aceros tras exposiciones de 10 horas a diferentes temperaturas

Teniendo en cuenta que la dureza es primordial para asegurar un comportamiento adecuado frente al desgaste, las estampas fabricadas con acero AISI H13 son tratadas térmicamente mediante temple y doble revenido y posteriormente deben ser tratadas superficialmente. En la actualidad, el tratamiento de nitrocarburo es uno de los más empleados porque aumenta notablemente la dureza superficial, mejora la resistencia al desgaste y la vida a fatiga [13], sin modificar apenas la geometría y dimensiones del hueco de la estampa, ya que se lleva a cabo a una temperatura relativamente baja (apreciablemente menor que la temperatura de revenido). Además, también es un tratamiento fácil y económico de aplicar. La mejora de la productividad que se busca actualmente pasa por investigar sobre los tratamientos térmicos globales y superficiales aplicables a las estampas de acero AISI H13 con objeto de aumentar su vida y reducir, por tanto, los costes de fabricación.

3. Procedimiento experimental

El procedimiento experimental llevado a cabo para cumplir los objetivos perseguidos se describe a continuación. Empezando por la presentación del material de partida, se explicarán las operaciones realizadas sobre el mismo: corte y preparación metalográfica, calentamientos controlados, análisis de la microestructura, estudio de microdurezas y análisis con el microscopio electrónico de barrido.

3.1. Material de partida

En el desarrollo experimental se ha partido de dos estampas de forja de cigüeñales fabricadas con el acero AISI H13 que ha sido templado, revenido y finalmente, nitrocarburado. Las estampas, correspondientes a las dos etapas del proceso productivo de forja de cigüeñales, habían finalizado su vida útil tras un total de 33.335 ciclos. Esta vida debe considerarse muy alta en términos estadísticos. De hecho, lo habitual es que la vida oscile entre los 10.000 y los 30.000 ciclos.

Una inspección visual en profundidad de cada etapa permitió identificar diferentes mecanismos de daño en cada estampa. Dichos daños fueron marcados y se procedió al corte por las zonas de interés. En la Figura 3.1 se aprecian las diversas zonas objeto de estudio, caracterizadas por los mecanismos de fallo presentes.

El análisis se ha enfocado desde dos puntos de vista. Por un lado, se ha pretendido examinar las zonas dañadas para entender los mecanismos de fallo y su efecto en la vida de la estampa (Figuras 3.1.c, 3.1.d y 3.1.e). Por otro lado, se ha buscado analizar el material de trabajo en su estado inicial (Figura 3.1.b), sin verse afectado por los ciclos de trabajo. De esta forma, una primera aproximación consistió en suponer que la zona de la estampa no mecanizada de la parte izquierda (Figura 3.1.b) se encuentra en perfectas condiciones y muestra la situación inicial del acero AISI H13 templado y revenido a 580°C y posteriormente nitrocarburado a 560°C durante 6 h. Se entiende que la zona no mecanizada de la estampa no ha sufrido ciclos térmicos extremos, ni deformación plástica que pudiesen modificar sus propiedades iniciales. Precisamente, el interés de estudiar esta zona no afectada radica en la posibilidad de conocer el estado inicial del material y poder comparar los resultados obtenidos, a nivel de microestructura y microdurezas, con los datos que se obtengan sobre el material afectado por los ciclos de trabajo sucesivos.

A partir de este punto, se denominará al material de la zona no mecanizada, material en estado inicial, mientras que el material de la huella se hablará de él como material dañado o afectado.

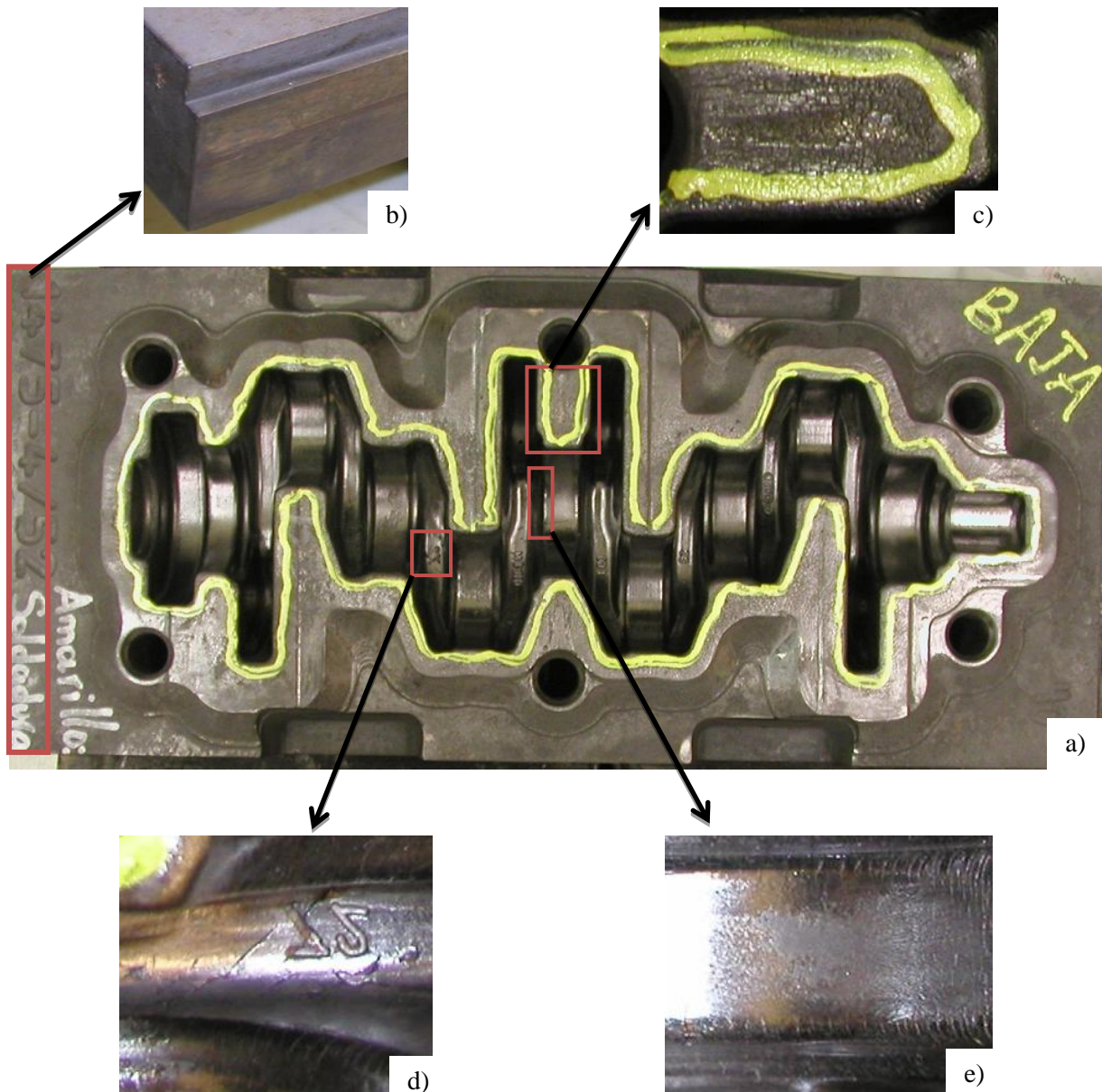


Figura 3.1. Daño en la estampa inferior tras 33.335 ciclos de trabajo. a) Vista general. b) Sin daño. c) Fatiga térmica. d) Grieta en fondo de huella. e) Deformación plástica

3.2. Corte

Como consecuencia de la elevada dureza superficial del material, que presentaba un tratamiento de nitrocarburoción, y de las considerables dimensiones de las estampas, el corte de las mismas se efectuó mediante electroerosión en las instalaciones del Instituto Tecnológico de Materiales de Asturias (ITMA). De este modo, se cortaron transversalmente por las zonas de interés, obteniéndose secciones cuyas medidas posibilitaron trabajar con los equipos de corte del Laboratorio del Área de Ciencia de los Materiales.

Así, posteriormente, utilizando la cortadora BUEHLER modelo ABRASIMET 2 se realizaron los pertinentes cortes para conseguir probetas de reducidas dimensiones que pudiesen ser

fácilmente manipulables y adecuadas para operar con los equipos de caracterización metalográfica. En este sentido, se trabajó con dos tipos de probetas: las que fueron embutidas para después poder medir perfiles de microdureza y analizar su microestructura con el microscopio óptico; y las probetas que no precisaron ser embutidas, cuyas superficies de trabajo fueron observadas con el microscopio electrónico de barrido y su tamaño era tal que se pudo trabajar con el resto de equipos sin problemas.

En todo caso, las probetas se cortaron cuidadosamente de modo que sus dimensiones fuesen adecuadas para poder operar convenientemente con la embutidora o con el propio microscopio electrónico. Asimismo, los cortes se realizaron bajo un flujo constante de refrigerante y aplicando una fuerza homogénea, evitando en la medida de lo posible un excesivo calentamiento del material, que pudiese afectar a la microestructura.

A continuación, se muestra una tabla (Tabla 3.1) con las diversas probetas cortadas con el fin de comprender mejor las siguientes etapas del desarrollo experimental. En la tabla se describe el tipo de probeta (indicando la estampa), la zona de la estampa de la que proviene y su finalidad. Las probetas 7-17 fueron sometidas a diversos calentamientos controlados que se detallarán en el siguiente subapartado y las probetas 18 y 19 se utilizaron para estudiar el proceso de oxidación que experimenta la superficie nitrocarburada del acero AISI H13 durante su servicio.

Nº	Descripción	Finalidad
1	Probeta estampa etapa 1, material inicial	Microestructura y microdurezas
2	Probeta estampa etapa 2, material inicial	Microestructura y microdurezas
3	Probeta estampa etapa 2, material dañado	Microestructura y microdurezas
4	Probeta estampa etapa 2, material dañado	Microscopio electrónico de barrido
5	Probeta estampa etapa 2, material dañado	Microscopio electrónico de barrido
6	Probeta estampa etapa 2, material dañado	Microscopio electrónico de barrido
7-17	Probetas estampa etapa 2, material inicial	Calentamientos controlados, microestructuras y microdurezas
18-19	Probetas estampa etapa 2, material inicial	Ensayos de oxidación

Tabla 3.1. Características de las probetas cortadas

3.3. Calentamientos controlados

Como parte del procedimiento experimental se realizaron diversos calentamientos controlados en el horno horizontal CARBOLITE sobre probetas cortadas de la estampa correspondiente a la etapa 2, según se indica en la tabla anterior (Tabla 3.1).

Teniendo en cuenta que se buscó simular las condiciones de operación reales para estudiar el efecto del ablandamiento inducido por el ciclo de trabajo, los calentamientos se realizaron empleando temperaturas y tiempos de permanencia a elevada temperatura similares al ciclo térmico que sufren las estampas. De acuerdo con la información proporcionada por CIE GALFOR, el ciclo de trabajo de una estampa dura 17 segundos, de los cuales 2 segundos aproximadamente corresponden a la operación propia de forja, cuando se alcanzan las

temperaturas más elevadas. En efecto, durante esos 2 segundos la temperatura de la superficie de la estampa supera la temperatura de revenido de la misma (580°C) y como consecuencia, se provoca un ablandamiento. De esta forma, el estudio se centró en ese periodo de 2 segundos, en el que se alcanzan las temperaturas más elevadas, de modo que el rango de temperaturas ensayado osciló entre 600 y 650°C. En cuanto al tiempo de permanencia a elevada temperatura durante los calentamientos controlados, se sabe que la vida media de las estampas nitrocarbурadas varía entre 10.000 y 30.000 ciclos, lo que supone entre 48 y 142 horas totales de trabajo, y entre 5,5 y 17 horas de trabajo a elevadas temperaturas.

En definitiva, los calentamientos controlados realizados han buscado simular las condiciones de trabajo reales. Para ello, la temperatura de ensayo utilizada ha sido siempre superior a la de revenido del material de las estampas (580°C), con objeto de provocar el ablandamiento del material, y la duración de los calentamientos ha variado entre 1 y 20 horas.

A continuación, se muestra una tabla con la temperatura y la duración de los calentamientos controlados realizados (Tabla 3.2), donde se especifica el número de probeta siguiendo la codificación de la Tabla 3.1. Cabe destacar que los calentamientos N° 16 y 17 han sido calentamientos múltiples donde se ha seguido la secuencia de temperaturas y tiempos mostrada en cada caso, enfriando al aire las probetas entre cada cambio de temperatura.

N°	Calentamiento	Temperatura	Tiempo de permanencia
7	Calentamiento 1	600°C	1 hora
8	Calentamiento 2	600°C	2 horas
9	Calentamiento 3	600°C	5 horas
10	Calentamiento 4	600°C	10 horas
11	Calentamiento 5	600°C	20 horas
12	Calentamiento 6	620°C	1,11 horas
13	Calentamiento 7	620°C	1,435 horas
14	Calentamiento 8	650°C	0,523 horas
15	Calentamiento 9	650°C	1,105 horas
16	Calentamiento 10 (calentamiento múltiple)	600°C / 610°C / 620°C / 640°C / 650°C	1,082 h / 0,63 h / 0,374 h / 0,136 h / 0,082 h
17	Calentamiento 11 (calentamiento múltiple)	600°C / 610°C / 620°C / 640°C / 650°C	2,387 h / 1,377 h / 0,805 h / 0,285 h / 0,172 h
18- 19	Calentamiento 12 (ensayos de oxidación)	650°C	1 h / 3 h / 5 h / 7 h / 9 h / 11 h / 13 h / 15 h / 17 h / 20 h

Tabla 3.2. Características de los calentamientos controlados realizados

3.4.Preparación metalográfica

Después del corte y del correspondiente calentamiento controlado según el caso de estudio, las probetas N° 1-3 y 7-18, según la Tabla 3.1, fueron preparadas metalográficamente para analizar su microestructura y conocer su perfil de microdurezas. Esta fase de preparación metalográfica, se dividió en varias etapas.

La primera etapa consistió en la embutición de las probetas N° 1, 2 y 7-18 con la embutidora BUEHLER. Resultó imprescindible embutir dichas probetas para facilitar las medidas posteriores del perfil de microdureza desde la superficie de la estampa y de la capa oxidada (probeta N° 18). Por el contrario, la probeta N° 3 no fue embutida, ya que sus dimensiones lo impedían. En realidad, la probeta N° 3 se analizó visualmente y en ella se apreciaron múltiples grietas en la sección transversal. Por ello, se decidió evaluarla en su conjunto sin cortar secciones más reducidas. Además, sus medidas eran adecuadas para realizar el ensayo de microdureza convenientemente.

La segunda etapa de la preparación metalográfica fue el desbaste y pulido de las probetas para conseguir una superficie especular sobre la que analizar la microestructura y hacer el ensayo de microdureza. En este punto, el procedimiento experimental tomó dos caminos: por un lado, todas las probetas embutidas, excepto las probetas N° 16-18, y por otro lado, la probeta sin embutir (probeta N° 3) y las probetas N° 16-18. Así, para las primeras, el desbaste y pulido se realizó en la pulidora automática BUEHLER POWER PRO 4000. Siguiendo las recomendaciones del fabricante y apoyándose en la experiencia previa, se decidió una secuencia de operaciones en la máquina para conseguir la superficie especular. Las principales ventajas de desbastar y pulir con la máquina son la excelente calidad alcanzada, que permite ver las microestructuras hasta 1000x, y la rapidez, ya que se puede trabajar con varias probetas a la vez.

En relación, a la probeta N° 3, dado que no se embutió, las operaciones de desbaste y pulido se realizaron manualmente. En primer lugar, se desbastó agresivamente con la lija de grano 60, ya que la probeta contaba con importantes marcas debidas al proceso de corte. En este punto, cabe recordar que el corte resultó complejo ya que el disco no abarcaba toda la sección y fue necesario girar la pieza en varias ocasiones. Después del primer desbaste agresivo en la desbastadora de plato giratorio METALOGRAF, se prosiguió al desbaste en la misma máquina con la lija de grano 120 y seguidamente en la desbastadora de bandas METASERV, hasta grano 800. Finalmente se pulió la probeta en los paños con pasta de diamante de 6 y 1 μm .

Por otra parte, este mismo procedimiento manual también se siguió para trabajar no solo con la probeta N° 3 sino también con las probetas N° 16 y 17, correspondientes a los calentamientos controlados múltiples, y con la probeta N° 18, vinculada al ensayo de oxidación. El desarrollo experimental llevado a cabo supuso trabajar individualmente con cada probeta por lo que el uso de la pulidora automática no resultaba adecuado. Para una sola probeta la preparación metalográfica mediante equipos automáticos supone un gasto en consumibles importante y el ahorro de tiempo no resulta significativo.

Seguidamente se muestran fotografías de las probetas analizadas (Figura 3.2), de acuerdo con la relación de probetas citadas en la Tabla 3.1. En función del estudio posterior que fue realizado, unas probetas, como se ha explicado con anterioridad, han sido embutidas y preparadas metalográficamente (Figura 3.2.a), mientras que otras han sido simplemente preparadas metalográficamente (Figura 3.2.b) o solo cortadas (Figura 3.2.c, 3.2.d y 3.2.e).

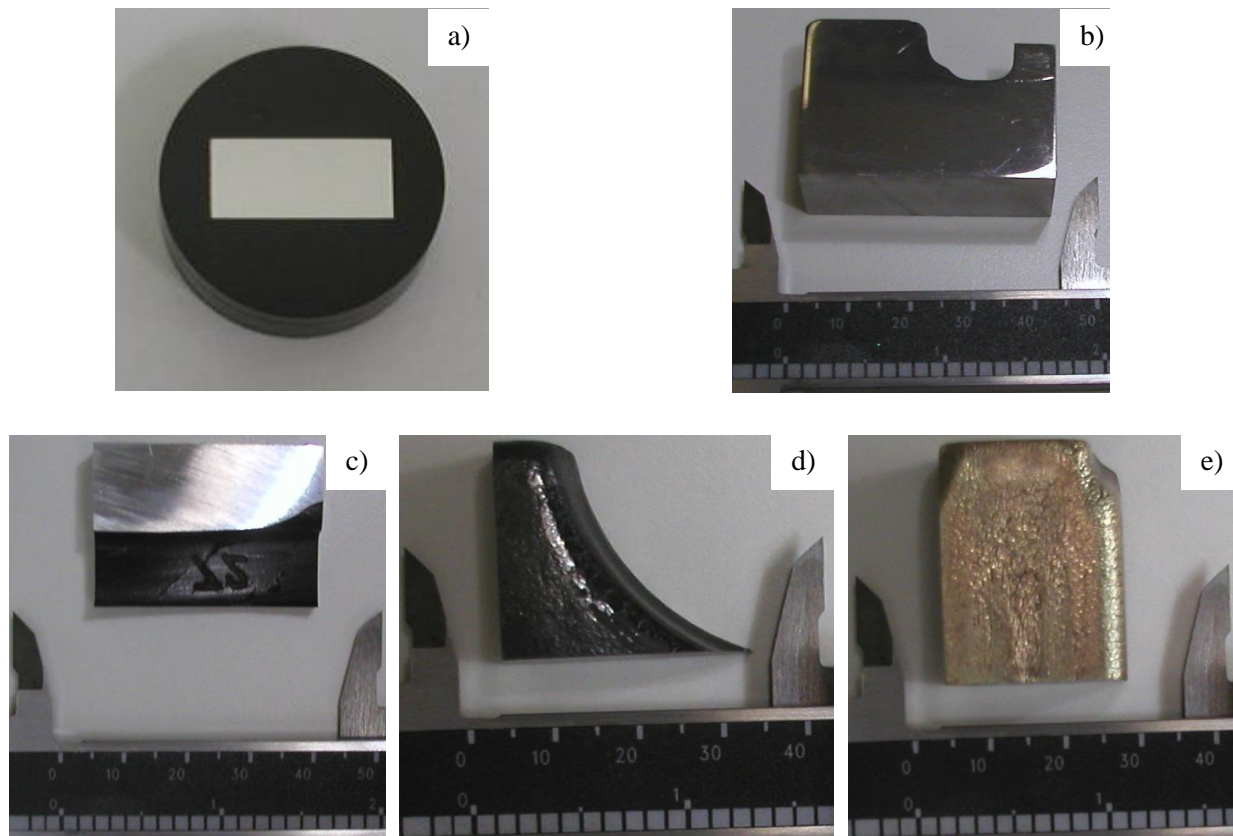


Figura 3.2. Diversos tipos de probetas estudiadas. a) Probeta embutida. b) Probeta N° 3. c, d y e) Probetas analizadas con el microscopio electrónico de barrido

3.5. Análisis microestructural

Una vez que se consiguió alcanzar una superficie especular y libre de marcas en las probetas preparadas, todas las probetas consideradas en el estudio, salvo las estudiadas con microscopía SEM (probetas N° 4, 5 y 6, según Tabla 3.1), fueron atacadas químicamente con Nital 2% para apreciar la microestructura. Ésta se observó con el microscopio óptico Nikon Epiphot 200 y el procesador de imágenes Enterprise Omnimet de BUEHLER.

El examen microestructural reveló, como era de esperar, la presencia de una capa nitrocarburada más o menos constante en las diversas probetas. Cabe resaltar la probeta N° 3, donde el análisis mostró que la capa nitrocarburada presentaba una morfología variable. En concreto, se observaron tres morfologías particulares caracterizadas por la disminución del espesor de la capa nitrocarburada, el aumento del mismo y, finalmente, la presencia de grietas con sus contornos nitrocarburosos. En la Figura 3.3 se muestra el perfil de la probeta considerada, con las citadas zonas, que han sido objeto de estudio, identificadas.

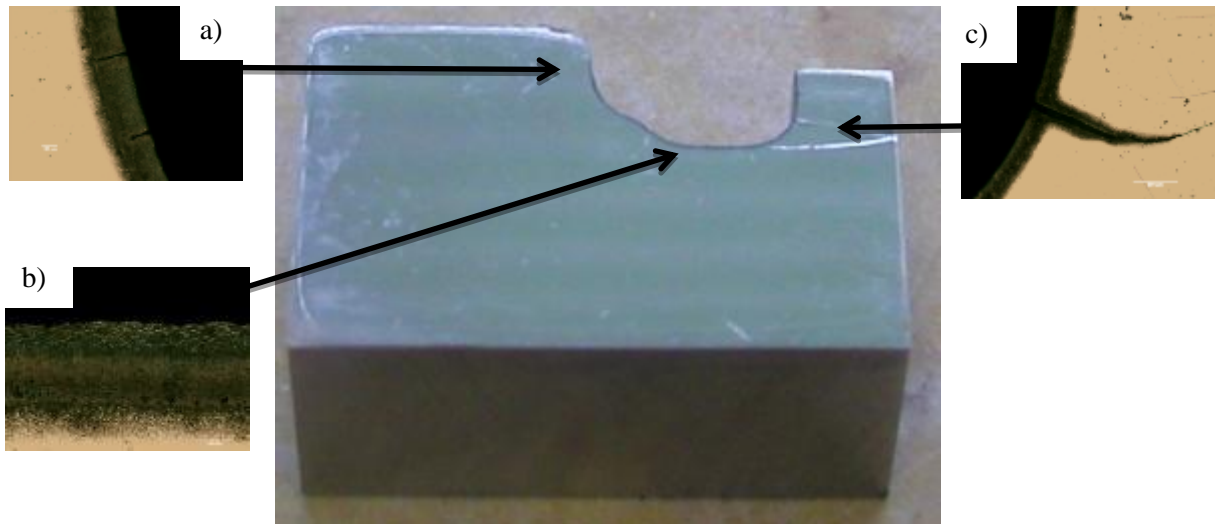


Figura 3.3. Probeta N° 3 con las zonas objeto de estudio. a) Zona desgastada. b) Fondo de huella. c) Grieta

La disminución de la capa nitrocarburada había tenido lugar en las paredes laterales y zonas redondeadas de la probeta (Figura 3.3.a), donde ha habido una alta deformación plástica y por tanto, pérdida de material por desgaste. Por otra parte, el aumento de la capa nitrocarburada ha ocurrido en los fondos de huella (Figura 3.3.b). Los ciclos térmicos a alta temperatura provocan la difusión del nitrógeno hacia el metal base, aumentando la profundidad de la región afectada por la nitrocarburación. Finalmente, en las zonas con grietas (Figura 3.3.c), se apreciaba la nitrocarburación en el contorno de las mismas, lo que indica que las grietas se crearon durante una primera fase de trabajo de las estampas y luego, tras la reparación de las mismas, el nuevo tratamiento de nitrocarburación había generado una capa nitrocarburada en los bordes de las grietas creadas previamente.

3.6. Medidas de microdureza

El proceso de nitrocarburación provoca un endurecimiento de las capas subsuperficiales producto de la formación de nitruros. Para caracterizar el endurecimiento inducido se ha realizado el ensayo de microdureza sobre las probetas que previamente habían sido estudiadas microestructuralmente.

El procedimiento de medida de la microdureza ha consistido en hacer indentaciones en el material variando progresivamente la profundidad respecto a la superficie. Las indentaciones se realizaron aplicando una carga de 200 g. Para definir adecuadamente la tendencia del endurecimiento se han efectuado múltiples indentaciones siguiendo una red como la mostrada en la Figura 3.4. Las medidas en profundidad se ejecutaron hasta la estabilización de la dureza del material.

En base al perfil de durezas, se determinó también el espesor de la capa nitrocarburada. Para ello, se estimó la dureza media del material en su región interna, donde la microdureza se

estabilizaba. El punto en el que el perfil de dureza alcanzaba la dureza media del metal base definió el espesor de la capa nitrocarburada.

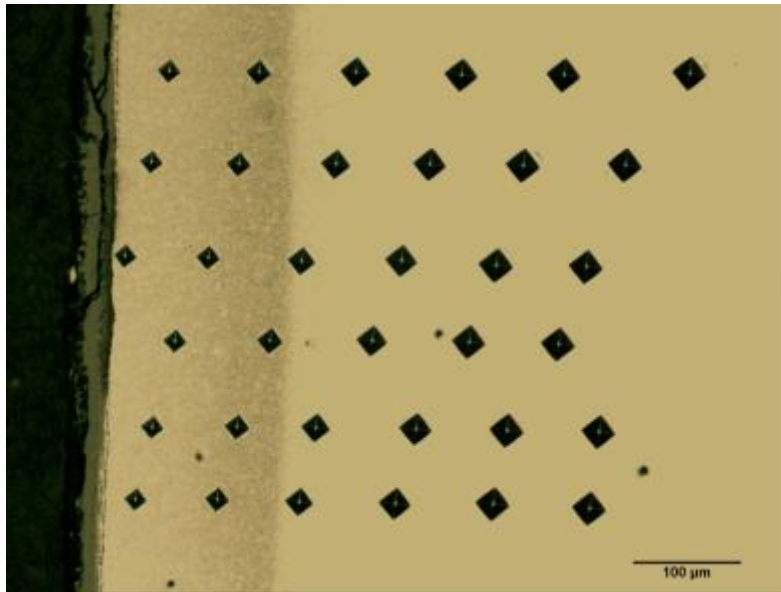


Figura 3.4. Indentaciones para la evaluación de la microdureza

El equipo empleado para evaluar la microdureza fue el microdurómetro marca BUEHLER, modelo Micromet serie 2100. Además, se utilizó el procesador de imágenes Enterprise Omnimet de BUEHLER para determinar el tamaño de las indentaciones y la distancia de las mismas respecto a la superficie de la probeta.

Para conocer la dureza en escala Vickers y así representar los perfiles de microdureza en función de la profundidad, se ha aplicado la siguiente fórmula (Ecuación 3.1):

$$HV = 1854 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (\text{Ec. 3.1})$$

Siendo F la carga aplicada en gramos (200 g en este caso) y d , el promedio de las diagonales vertical y horizontal del rombo formado en la indentación, en μm .

3.7. Microscopía electrónica de barrido

El análisis con el microscopio electrónico de barrido permitió estudiar en detalle los mecanismos de fallo característicos de la estampa. Para ello, se seleccionaron aquellas zonas de la estampa de la etapa 2 donde se apreciaba un daño visible a simple vista: deformación plástica, fatiga térmica, desgaste, etc.

A continuación, se detallan las características y el procedimiento de análisis llevado a cabo con las tres probetas estudiadas con el microscopio electrónico de barrido.

3.7.1. Probeta N° 4

La primera probeta analizada, que se puede ver en la Figura 3.5, ha sido la probeta N° 4 según la Tabla 3.1. Se trata de una parte de la huella del cigüeñal que ha sido examinada en la zona redondeada, según se indica en la imagen. Durante el análisis con el microscopio electrónico de barrido se realizó un movimiento a lo largo de la zona redondeada (marcado por la flecha negra), por ser donde se apreciaban los defectos más notables.

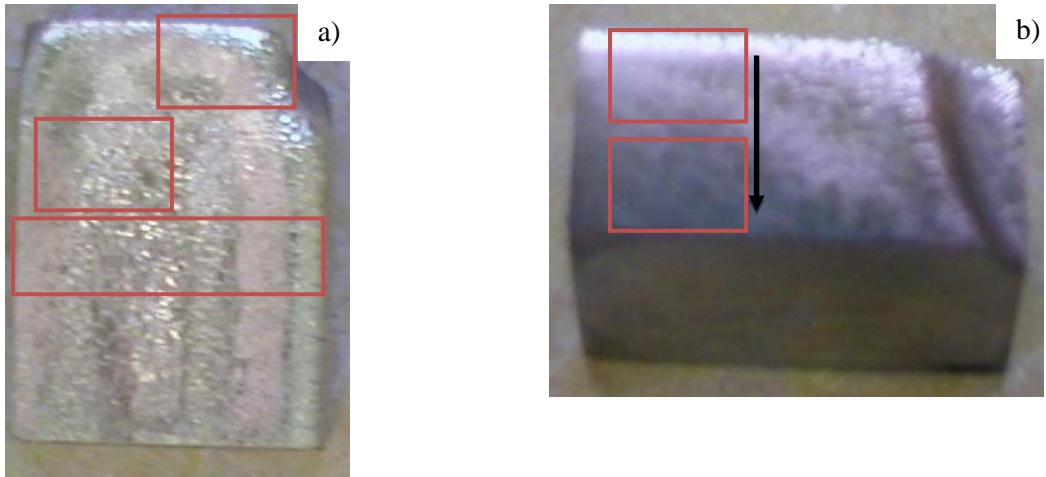


Figura 3.5. Probeta N° 4 analizada con el microscopio electrónico de barrido

3.7.2. Probeta N° 5

La probeta N° 5 se muestra en la Figura 3.6 en planta (a) y en perfil (b). En la imagen se aprecia un tono dorado ya que la probeta ha sido metalizada con oro para aumentar la conductividad eléctrica y obtener imágenes de mejor calidad. Esta probeta corresponde a la parte superior de la estampa, donde ha habido contacto directo entre el material a forjar y la estampa. Durante el proceso de forja en esta zona de la estampa, el material, a elevada temperatura, fluye para adoptar la forma de la huella. Es una zona de especial interés precisamente porque sufre fatiga térmica, deformación plástica y desgaste como consecuencia del proceso productivo.

En la Figura 3.6 se han marcado las zonas analizadas con el microscopio electrónico de barrido. Así, en la Figura 3.6.a, se señalan las zonas estudiadas sobre la planta de la probeta mientras que en la Figura 3.6.b se indican las zonas que han sido examinadas sobre el perfil de la misma (sobre la figura se ha marcado la dirección y sentido del movimiento del material a forjar, que coincide con el análisis realizado mediante el microscopio electrónico de barrido). De este modo, se pudo ver la evolución del daño desde la superficie en contacto directo con la pieza a forjar, hasta el fondo de la huella.



**Figura 3.6. Probeta N° 5 analizada con el microscopio electrónico de barrido.
a) Probeta en planta. b) Probeta de perfil**

3.7.3. Probeta N° 6

La última probeta que se ha analizado con el microscopio electrónico de barrido forma parte del fondo de huella de la estampa. El interés en el análisis de esta probeta radica en la presencia de una grieta de importantes dimensiones. En la Figura 3.7 se observa una imagen de la probeta considerada, que muestra la grieta citada.



Figura 3.7. Probeta N° 6 analizada con el microscopio electrónico de barrido

3.8. Determinación del parámetro de ablandamiento térmico

Los ciclos térmicos a elevada temperatura, en todo caso por encima de la temperatura de revenido del material (580°C), provocan un ablandamiento generalizado del acero AISI H13. Para estudiar el efecto del ablandamiento se ha buscado comparar el perfil de microdureza inicial con los perfiles de microdureza medidos en las regiones dañadas y los del acero tras los calentamientos controlados aplicados. Para ello, se ha utilizado la expresión del endurecimiento superficial propuesta por Choi *et al.* [14] (Ecuación 3.2), y se han valorado en cada caso las constantes que la definen.

$$H = C_0 - C_1 \cdot (1 - e^{(-C_2 \cdot d)}) \quad (\text{Ec. 3.2})$$

Donde C_0 representa la máxima dureza en la superficie, C_1 es la diferencia entre la dureza en superficie y la dureza del material base no afectado y C_2 es el coeficiente de distancia, expresado como: $C_2 = \frac{2,3}{d_{\text{nitruada}}}$ siendo d_{nitruada} la profundidad de la capa nitrocarburada.

Partiendo de los correspondientes perfiles de microdureza, se ha determinado la expresión del perfil de dureza adecuada para cada caso estudiado. A modo de ejemplo, se muestra el perfil de microdureza medido experimentalmente y la expresión de ajuste utilizada para el material de la estampa 2 en su estado inicial (Figura 3.8).

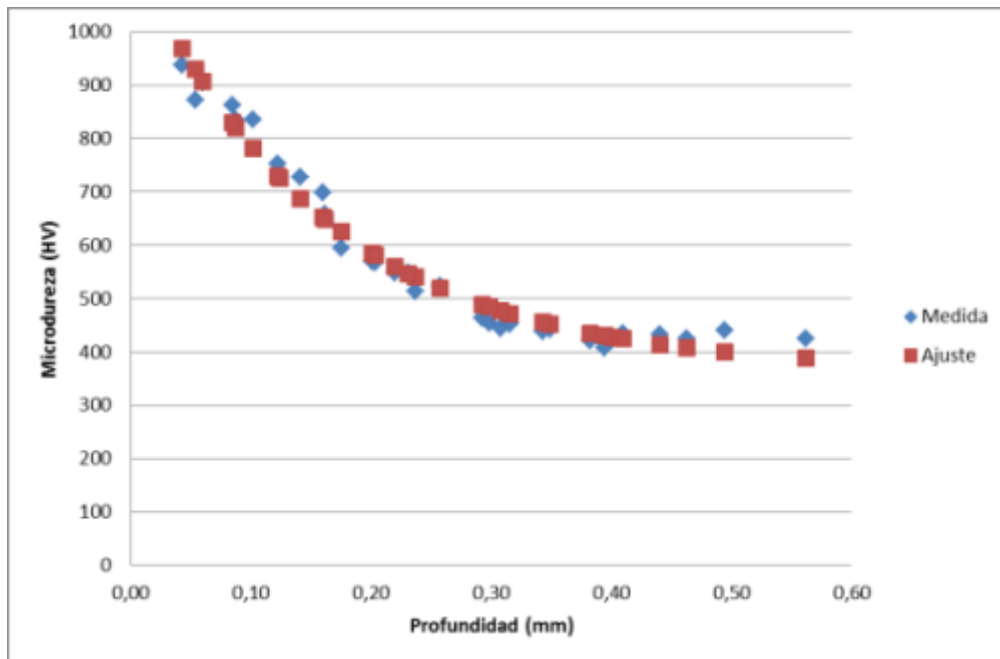


Figura 3.8. Perfil de dureza del material en su estado inicial

La expresión matemática de la distribución anterior es la siguiente (Ecuación 3.3):

$$H = 1163 - 795,5 \cdot (1 - e^{(-6,45 \cdot d)}) \quad (\text{Ec. 3.3})$$

A continuación, se han representado los ajustes de los perfiles de dureza de los diversos calentamientos controlados y se han comparado con la situación inicial. De esta forma, se buscó conocer el ablandamiento inducido por los calentamientos controlados. Además, este mismo procedimiento se ha repetido con el material afectado por los ciclos de trabajo (recuérdese la zona desgastada, el fondo de huella y la región de la grieta) con el objetivo de conocer el ablandamiento que presentan y poder estimar el ciclo térmico sufrido.

De nuevo, a modo de ejemplo en la Figura 3.9 se comparan los perfiles de dureza, determinados haciendo uso de la expresión anterior, para el material en su estado inicial y tras un calentamiento controlado de 600°C durante 1 hora. De este modo se puede apreciar mucho mejor el ablandamiento inducido.

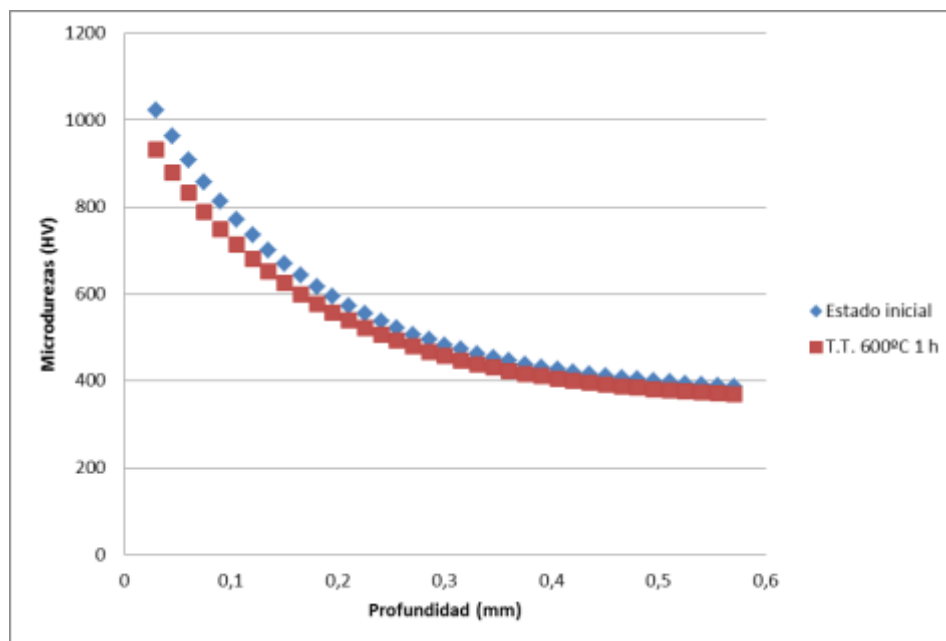


Figura 3.9. Perfiles ajustados de dureza para el material inicial y el material bajo un calentamiento controlado de 600°C durante 1 hora

A partir de esta representación se determinó el parámetro de ablandamiento en tres supuestos:

- Parámetro de ablandamiento medio en todo el perfil.
- Parámetro de ablandamiento medio en la zona más endurecida (150 µm iniciales).
- Parámetro de ablandamiento medio en el metal base.

El parámetro de ablandamiento (F_{soft}) se ha calculado como el cociente entre la dureza del material dañado y el material en su estado inicial (Ecuación 3.4).

$$F_{soft} = \frac{HV_{dañado}}{HV_{inicial}} \quad (\text{Ec. 3.4})$$

Se obtiene de este modo un parámetro que oscila entre 0 y 1, donde 0 representaría una situación ideal en la que el material afectado perdería toda su dureza y 1 sería el material sin daño alguno.

3.9. Determinación del parámetro de revenido

Por otro lado, en el curso del desarrollo experimental se realizaron, en primer lugar, cinco calentamientos controlados a 600°C, variando los tiempos de permanencia. Con los datos de temperatura y tiempo se determinó el parámetro de revenido (P) en cada caso, de acuerdo a la expresión siguiente (Ecuación 3.5):

$$P = T \cdot (20 + \log t) \quad (\text{Ec. 3.5})$$

Siendo T la temperatura del calentamiento controlado en grados Kelvin y t el tiempo de permanencia a dicha temperatura en horas.

El parámetro de revenido es la variable que influye en el parámetro de ablandamiento, de manera que a medida que aumenta, el ablandamiento se incrementa. Con objeto de valorar mejor la relación entre estos dos parámetros, se seleccionaron parámetros de revenido intermedios, fijando temperaturas de calentamiento controlado de 620 y 650°C y se calculó el tiempo de permanencia para cuatro calentamientos controlados adicionales (dos tratamientos a cada temperatura).

Finalmente se decidió también comprobar si la predicción del ablandamiento inducido era correcta en el caso de aplicar tratamientos compuestos o múltiples. Para ello, se llevaron a cabo dos calentamientos controlados adicionales, utilizando dos parámetros de revenido situados en el rango de los evaluados previamente. Dichos tratamientos consistieron en calentar a una determinada temperatura, mantener cierto tiempo, enfriar al aire y repetir esta operación 5 veces a temperaturas diferentes (véase la Tabla 3.2 del apartado 3.3).

El procedimiento consistió en fijar cinco temperaturas (600, 610, 620, 640 y 650°C) y a continuación, calcular el tiempo de permanencia a cada temperatura para alcanzar el correspondiente parámetro de revenido establecido de antemano, de acuerdo con la Ecuación 3.5. Este tiempo es el necesario para cada tratamiento considerado por separado y se ha denominado tiempo único (t_u). Para combinar los cinco calentamientos individuales en un solo tratamiento global, se calculó el tiempo necesario por temperatura de trabajo, al que se ha llamado tiempo particular (t_p), como (Ecuación 3.6):

$$t_p = \frac{t_u}{n} = \frac{t_u}{5} \quad (\text{Ec. 3.6})$$

Donde n indica el número de calentamientos combinados, en este caso $n=5$.

Posteriormente, con el fin de demostrar que la anterior aproximación ha sido adecuada se ha calculado el parámetro de revenido P con la siguiente expresión (Ecuación 3.7), para comprobar que proporciona el mismo valor que el estimado:

$$P = T_{ref} \cdot (20 + \log(\sum t_{ref})) \quad (\text{Ec. 3.7})$$

Siendo T_{ref} , la temperatura de referencia, que puede ser cualquiera de las cinco temperaturas fijadas anteriormente y t_{ref} , el tiempo de referencia calculado de acuerdo con la Ecuación 3.8, que sale de igualar el parámetro calculado a T_{ref} y a cualquier otra temperatura, T_i :

$$t_{ref} = 10^{\left[\left(\frac{T_i}{T_{ref}}\right)^{20} + \log(t_p)\right] - 20} \quad (\text{Ec. 3.8})$$

Donde T_i es la temperatura de cada uno de los calentamientos individuales.

En las Tablas 3.3 y 3.4 se detallan las temperaturas y tiempos de permanencia a elevada temperatura de los calentamientos controlados múltiples efectuados. Además, también se indica la comprobación llevada a cabo para confirmar que el parámetro de revenido que se alcanza con el calentamiento controlado múltiple es el deseado.

T_i (°C)	t_u (h)	t_p (h)	T_{ref} (600°C)	T_{ref} (610°C)	T_{ref} (620°C)	T_{ref} (640°C)	T_{ref} (650°C)
			t_{ref}	t_{ref}	t_{ref}	t_{ref}	t_{ref}
600	5,41	1,082	1,082	0,642	0,385	0,143	0,0889
610	3,15	0,630	1,062	0,630	0,378	0,141	0,0874
620	1,87	0,374	1,050	0,623	0,374	0,139	0,0864
640	0,68	0,136	1,024	0,608	0,365	0,136	0,0844
650	0,41	0,082	0,993	0,590	0,354	0,132	0,0820
$\sum t_{ref}$			5,211	3,092	1,856	0,692	0,429
P (Ec. 3.7)			18086	18093	18100	18114	18121

Tabla 3.3. Calentamiento controlado múltiple realizado para alcanzar un parámetro de revenido de P=18100

T_i (°C)	t_u (h)	t_p (h)	T_{ref} (600°C)	T_{ref} (610°C)	T_{ref} (620°C)	T_{ref} (640°C)	T_{ref} (650°C)
			t_{ref}	t_{ref}	t_{ref}	t_{ref}	t_{ref}
600	11,93	2,387	2,387	1,403	0,834	0,305	0,188
610	6,88	1,376	2,343	1,377	0,819	0,300	0,185
620	4,02	0,804	2,303	1,353	0,805	0,295	0,181
640	1,42	0,284	2,217	1,304	0,776	0,284	0,175
650	0,86	0,172	2,176	1,281	0,763	0,280	0,172
$\sum t_{ref}$			11,423	6,717	3,997	1,465	0,901
P (Ec. 3.7)			18383	18390	18397	18411	18418

Tabla 3.4. Calentamiento controlado múltiple realizado para alcanzar un parámetro de revenido de P=18400

Como se puede apreciar, el parámetro de revenido calculado según la Ecuación 3.7 es aproximadamente igual al parámetro de revenido deseado en cada caso. Así pues, para los calentamientos controlados múltiples, la consideración de tiempos de permanencia particulares (t_p) cinco veces menores que el tiempo de permanencia único (t_u) es correcta.

3.10. Ensayos de oxidación

Para completar el estudio del comportamiento de las estampas bajo las condiciones de operación en la fabricación de cigüeñales por forja en caliente, se ha decidido llevar a cabo unos ensayos de oxidación al aire a temperatura elevada en dos muestras del acero AISI H13. Para ello, el procedimiento de evaluación empleado ha sido la ganancia de peso.

Se tomaron dos muestras en forma de cubo, una de ellas con sus 6 caras de acero AISI H13 mientras que la otra presentaba 3 de sus 6 caras nitrocarbурadas. Inicialmente las probetas fueron pesadas y medidas para determinar la superficie libre total expuesta. Además, las probetas se introdujeron en crisoles, que también fueron pesados, para evitar la pérdida de aquellos óxidos poco adherentes que se podrían desprender de las probetas.

El uso de los crisoles, sin embargo, supuso una dificultad añadida debido a la humedad que absorben éstos y que puede falsear los resultados. Por ello, el procedimiento seguido ha sido muy minucioso, utilizando en todo momento un desecador para que los crisoles se enfriaran en un ambiente libre de humedad. En primer lugar, se precalentaron los crisoles durante 10 minutos a la temperatura del ensayo de oxidación (650°C), se dejaron enfriar en el desecador durante 30 minutos y posteriormente se pesaron. Este proceso se repitió 3 veces hasta ver que el peso del crisol se estabilizaba y era prácticamente el mismo en cada pesada.

Con el crisol perfectamente seco, se pesó el conjunto crisol-probeta en el estado inicial y se procedió a comenzar el ensayo de oxidación. Como se comentó previamente, la temperatura de ensayo fue de 650°C y el tiempo total a elevada temperatura fue de 20 horas, con medidas individuales tras periodos de 2 horas, con la salvedad de la primera medida que se realizó tras 1 hora de ensayo y el último periodo, que fue de 3 horas. En cada punto de medida, el conjunto crisol-probeta se extrajo del horno, se introdujo en el desecador y se dejó enfriar durante 30 minutos, para finalmente proceder a la pesada en la báscula de precisión.

El resultado perseguido con el ensayo de oxidación ha sido determinar la ley cinética de oxidación del acero AISI H13 nitrocarbурado y comprobar si la capa oxidada que se forma en estos ensayos de laboratorio se asemejaba a la formada en las estampas usadas por la empresa colaboradora. Para ello, sabiendo la ley cinética de la probeta con sus 6 caras de acero AISI H13 y la probeta con 3 caras nitrocarbурadas, se ha podido determinar la ley cinética de oxidación deseada, como se verá en el próximo apartado.

4. Resultados

En el presente apartado se incluyen y comentan los resultados obtenidos al desarrollar el procedimiento experimental detallado previamente. Se han agrupado los resultados en cuatro bloques: análisis microestructural, perfiles de microdureza, ablandamiento térmico y análisis de la superficie dañada de las estampas mediante microscopía SEM.

4.1. Análisis microestructural

En este subapartado se muestran las microestructuras del material de trabajo bajo diferentes aumentos y aplicando en todos los casos Nital 2% como reactivo de ataque. Teniendo en cuenta la Tabla 3.1, se determinó la microestructura de las diversas probetas clasificadas de acuerdo a la etapa de uso de la estampa y al daño de las mismas.

Durante el desarrollo experimental se estudiaron las microestructuras de todas las probetas para tener una visión global, pero con el fin de ceñirse a los objetivos y aportar resultados concretos, a continuación se muestran únicamente las microestructuras correspondientes a los casos de mayor interés. En concreto, se incluyen las microestructuras del material de las estampas correspondientes a las etapas 1 y 2 en su estado inicial y del material dañado de la estampa de la etapa 2. En el caso de las probetas tratadas térmicamente, lo único reseñable han sido las variaciones de espesor de la capa nitrocarburada y la aparición de una capa oxidada en la superficie de las probetas. En el subapartado siguiente, *Evaluación de perfiles de microdureza*, quedarán reflejadas perfectamente estas variaciones a través de los correspondientes perfiles de microdureza.

En todos los supuestos, el espesor de capa nitrocarburada se ha determinado en base al perfil de durezas, ya que se consideró que la medición mediante el análisis microestructural resultaba imprecisa. Por el contrario, el espesor de las capas blanca y oxidada se ha determinado con el procesador de imágenes. La capa blanca destaca notablemente frente a la zona de difusión, por lo que la estimación precisa de su espesor ha sido siempre posible.

Es importante tener presente que en este estudio se pretende caracterizar la capa nitrocarburada y su influencia en la dureza, dejando en un segundo plano la microestructura del material base. De esta forma, las microestructuras incluidas en los próximos puntos se centran en la capa nitrocarburada.

4.1.1. Microestructura del material de la estampa de la etapa 1 en estado inicial

En la Figura 4.1 se muestra la microestructura de la estampa de la etapa 1 en la zona no afectada por los ciclos de trabajo (material en estado inicial) a 200x y 1000x. Se aprecia una capa nitrocarburada caracterizada por una zona de difusión y una capa blanca (Figura 4.1.b). El espesor total de la capa nitrocarburada es de 315 μm aproximadamente. Por su parte, el espesor de la capa blanca ronda los 9 μm . La capa blanca corresponde a carbonitruros y

nitruros de hierro, $Fe_{2-3}(C, N)$ (fase ϵ), y Fe_4N (fase γ'), mientras que el endurecimiento de la zona de difusión se debe a la precipitación de nitruros submicroscópicos de aleantes concretos presentes en el acero base (en este caso cromo, molibdeno y vanadio).

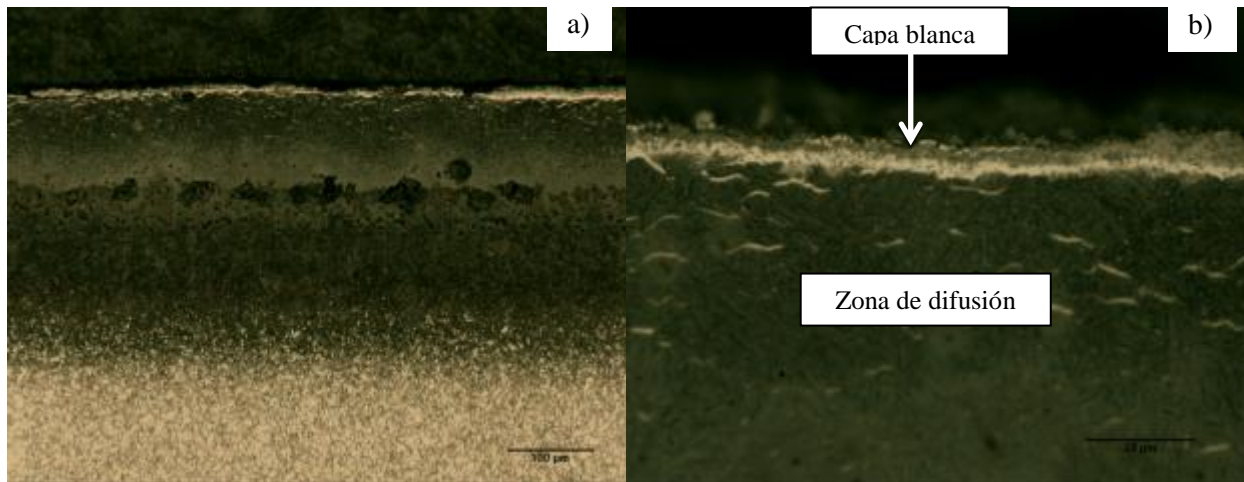


Figura 4.1. Microestructuras de la estampa de la etapa 1 en la zona no dañada. Reactivo de ataque Nital 2%. a) 200x. b) 1000x

4.1.2. Microestructura del material de la estampa de la etapa 2 en estado inicial

En cuanto a la estampa de la etapa 2, la microestructura correspondiente a la misma en su estado inicial se observa en la Figura 4.2.

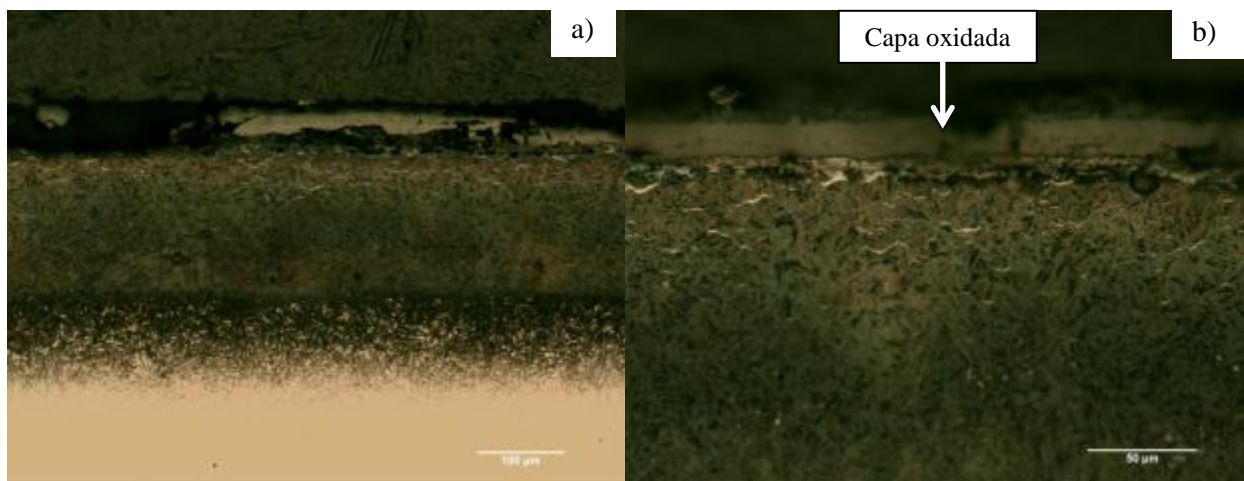


Figura 4.2. Microestructuras de la etapa 2 en la zona no dañada. Reactivo de ataque Nital 2%. a) 200x. b) 500x

En este caso, la capa de difusión tiene un espesor de 320 μm y la capa blanca de 6 μm aproximadamente. Como se puede apreciar, las dimensiones de las capas son muy parecidas a las medidas en la otra estampa. Por lo tanto, se pueden extraer dos conclusiones relevantes. En primer lugar, las estampas de las etapas 1 y 2 han sufrido el mismo tratamiento de nitrocarburation. En segundo lugar, todo parece indicar que la zona estudiada de cada

estampa no ha sufrido ciclos de trabajo, a falta de confirmar la hipótesis con los resultados aportados por los perfiles de microdurezas.

Por otro lado, otra característica de las etapas 1 y 2 es la presencia de una capa oxidada superficial continua con espesores de aproximadamente 45 y 40 μm , respectivamente. La etapa 1 opera a mayores temperaturas que la etapa 2, lo que explica la mayor oxidación de la primera.

4.1.3. Microestructura del material de la estampa de la etapa 2 al final de su vida útil

Dejando a un lado el estudio del material en su estado inicial, se han analizado seguidamente las zonas que resultaron afectadas por el ciclo de trabajo (la huella mecanizada en la estampa), donde el material está dañado. En particular, el estudio se ha llevado a cabo sobre la estampa de la etapa 2, de la que se han cortado diferentes secciones para su análisis en profundidad (probeta N° 3).

Así, a simple vista se seleccionaron diversas partes de la estampa que presentaban diferentes mecanismos de daño (fatiga térmica, deformación plástica, grietas, etc.). Analizándolas con el microscopio óptico Nikon Epiphot 200, se observaron múltiples grietas a lo largo del contorno de la pieza (Figura 4.3). Estas grietas eran especialmente significativas cerca del fondo de la huella, en las zonas redondeadas, donde se produce un efecto concentrador de tensiones que, combinado con la presión ejercida por el material deformándose para adoptar la forma de la cavidad, provocan los esfuerzos necesarios para el crecimiento de las grietas [15].

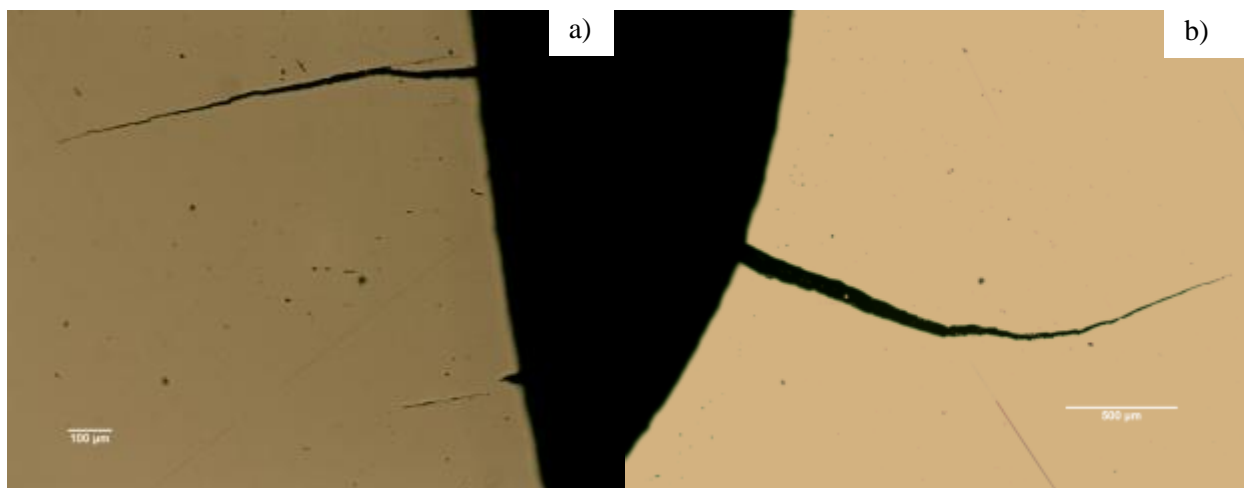


Figura 4.3. Micrografías de la estampa de la etapa 2 en la zona dañada. a) 200x. b) 50x

Posteriormente, toda vez que la pieza ha sido atacada con Nital 2%, se observó la microestructura de las tres zonas características de la pieza de acuerdo a la Figura 3.3 del

Procedimiento experimental. A continuación, se muestran y explican las microestructuras correspondientes a dichas zonas.

4.1.3.1. Microestructura de la pared afectada por desgaste

En la Figura 4.4 se aprecia la microestructura correspondiente a la pared lateral de la huella, cuya superficie ha friccionado durante el proceso de forja dando lugar a pérdida de material. De este modo, la capa nitrocarburada ha perdido espesor, siendo el espesor de la región endurecida de $220\ \mu\text{m}$ (pérdida de espesor en torno a $100\ \mu\text{m}$). En la imagen se observa además claramente que la capa blanca ha perdido su uniformidad y solo quedan restos puntuales de la misma.

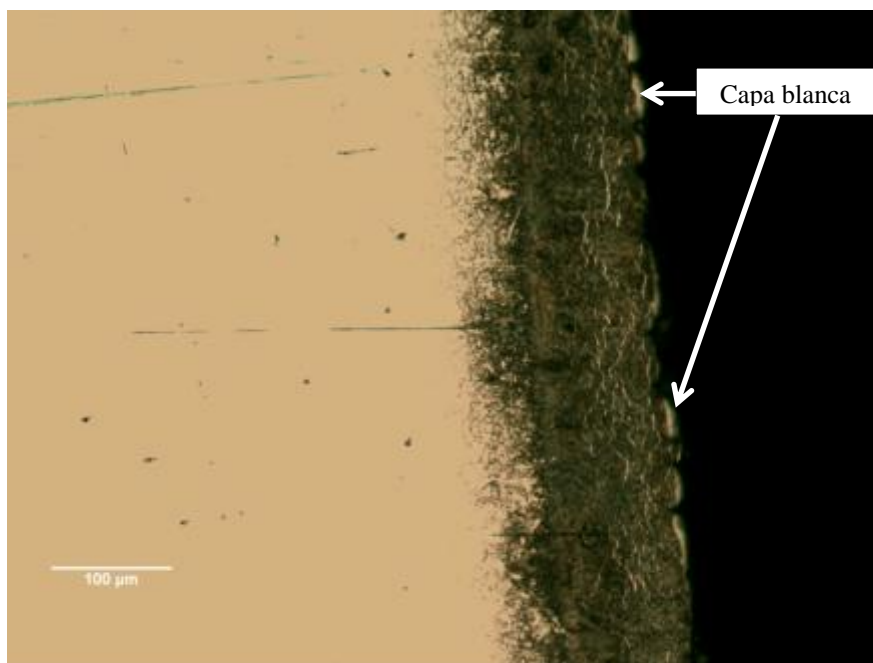


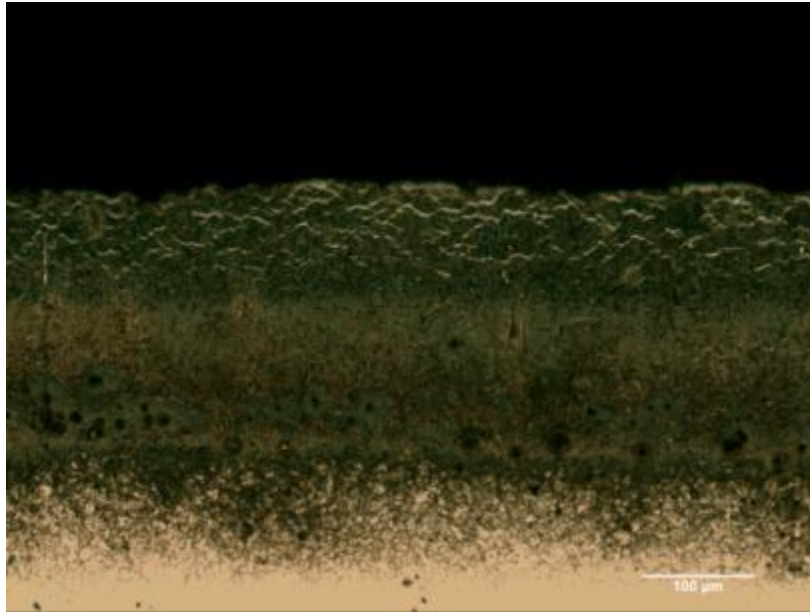
Figura 4.4. Microestructura de la etapa 2 en la pared lateral de la huella. Daño por desgaste. Reactivo de ataque Nital 2%. 200x

4.1.3.2. Microestructura del fondo de huella

En oposición a la microestructura anterior, en el fondo de huella (Figura 4.5) se ha medido un espesor de capa nitrocarburada parecido al del material inicial, $340\ \mu\text{m}$ aproximadamente. Además el espesor de capa nitrocarburada, de acuerdo con la escala, es notablemente mayor que en la pared lateral.

Si se tiene en cuenta que el espesor de la capa nitrocarburada de la estampa de la etapa 2 en la zona no afectada por los ciclos de trabajo era de $320\ \mu\text{m}$, todo parece indicar que el espesor de la capa nitrocarburada ha aumentado ligeramente a lo largo de su vida útil. En efecto, al estar sometida a ciclos térmicos a elevada temperatura y no presentar apenas desgaste, la capa

nitrocarburada sufre un aumento de espesor en virtud de la continuación del proceso de difusión que tiene lugar a nivel interno.



**Figura 4.5. Microestructura de la estampa de la etapa 2 en el fondo de huella.
Reactivo de ataque Nital 2%. 200x**

4.1.3.3. Microestructura en la zona afectada por la presencia de una grieta

Por último, dentro del análisis de las zonas dañadas presentes en la probeta N° 3, se ha considerado interesante mostrar la microestructura en el entorno de una grieta (Figura 4.6).

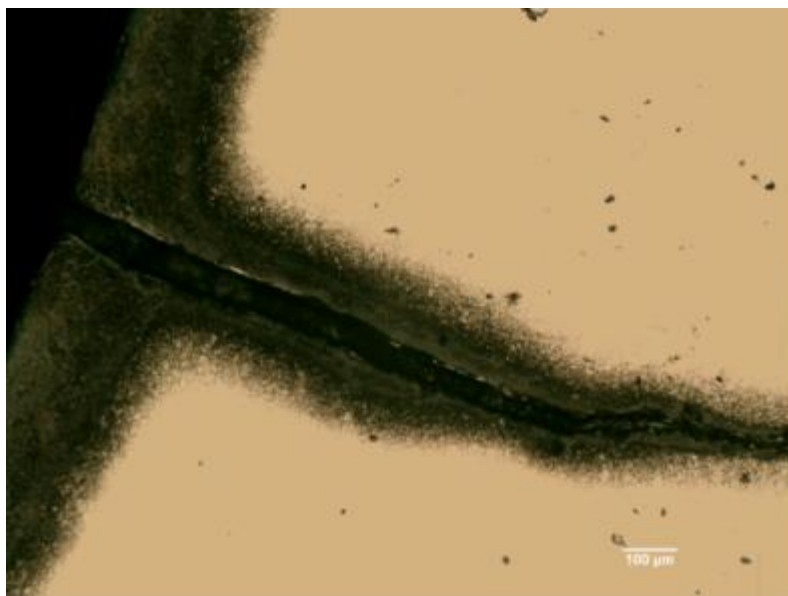


Figura 4.6. Microestructura de la estampa de la etapa 2 en una zona afectada por una grieta. Reactivo de ataque Nital 2%. 100x

Como se puede ver, la pieza estudiada contaba con una grieta de importantes dimensiones, visible incluso a simple vista.

Centrándose en la microestructura, se aprecia en la Figura 4.6 que la grieta muestra una capa nitrocarburada, lo que es signo indicativo de que la fisura se creó durante una primera fase de vida de la estampa y posteriormente, durante la reparación y nitrocarburaación subsiguiente, se formó la capa nitrocarburada en los bordes de la grieta.

4.2. Evaluación de los perfiles de microdureza

En el subapartado anterior se ha analizado la microestructura de la región superficial del acero de la estampa. El análisis realizado se completó con el estudio del perfil de microdureza realizado en las mismas probetas expuestas en el punto anterior. De esta manera, se buscó proporcionar mayor información sobre la evolución de la capa nitrocarburada desde el punto de vista de su dureza. Así pues, mediante los perfiles de microdureza se ha intentado comparar, en base al endurecimiento, el material inicial de las estampas sin daño con el material de las zonas dañadas y con el material que será analizado posteriormente, que ha sufrido los calentamientos controlados. Además, atendiendo a su tendencia, los perfiles de microdureza aportan información adicional como la dureza del metal base y el espesor de la capa nitrocarburada.

En primer lugar, se mostrarán los perfiles iniciales de microdureza de las estampas de las etapas 1 y 2, comparando ambas. Posteriormente, se analizarán los perfiles obtenidos en las zonas dañadas de la estampa de la etapa 2 una vez que ha finalizado su vida útil, contrastándolos con el perfil de microdureza de la situación inicial. Para finalizar, se comentarán los perfiles de microdureza de la estampa correspondiente a la etapa 2 tras la aplicación de los diversos calentamientos programados.

4.2.1. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 1 en estado inicial

El perfil de microdureza obtenido en la estampa de la etapa 1 en su estado inicial se muestra en la Figura 4.7. En ella se aprecia claramente el endurecimiento asociado a la nitrocarburaación, que alcanza en las capas más superficiales valores superiores a los 900 HV. La tendencia reflejada en el perfil permite definir el espesor de la capa nitrocarburada y la dureza del metal base no afectado por el tratamiento superficial. Así, observando cuando se estabiliza la microdureza, se pone de manifiesto que el espesor de la capa nitrocarburada es de 315 μm y la dureza del metal base de 430 HV aproximadamente.

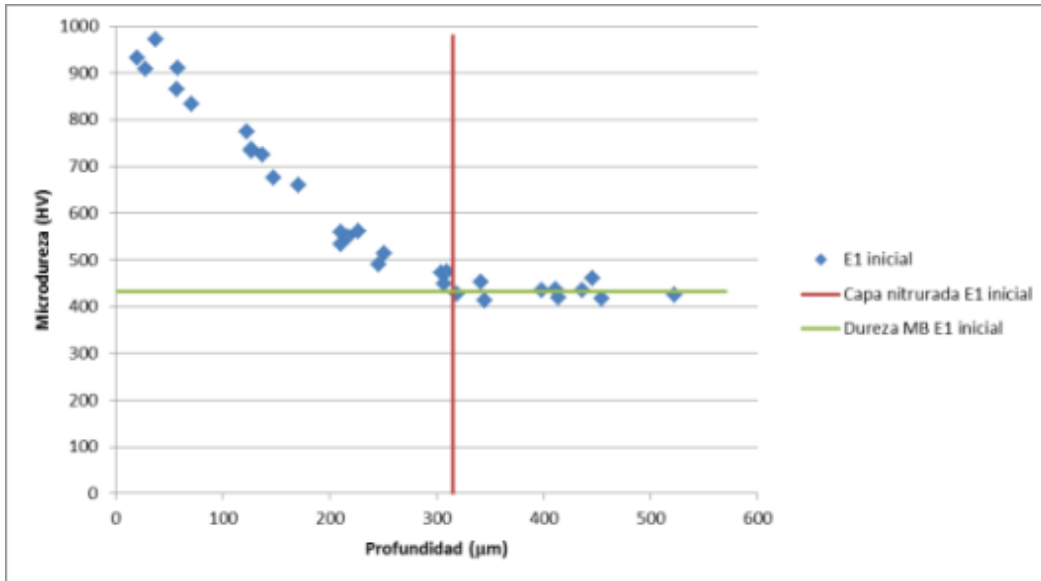


Figura 4.7. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 1 en estado inicial

4.2.2. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 en el estado inicial

La Figura 4.8 muestra el perfil de microdureza de la estampa de la etapa 2 en su estado inicial. El perfil de microdureza presenta una evolución similar al de la estampa de la etapa 1, con una dureza en las capas más cercanas a la superficie ligeramente superiores a 900 HV y un ablandamiento progresivo a medida que se profundiza en el material. En este caso, el espesor de la capa nitrocarburada ronda los 320 µm, mientras que la dureza del metal base es de unos 440 HV.

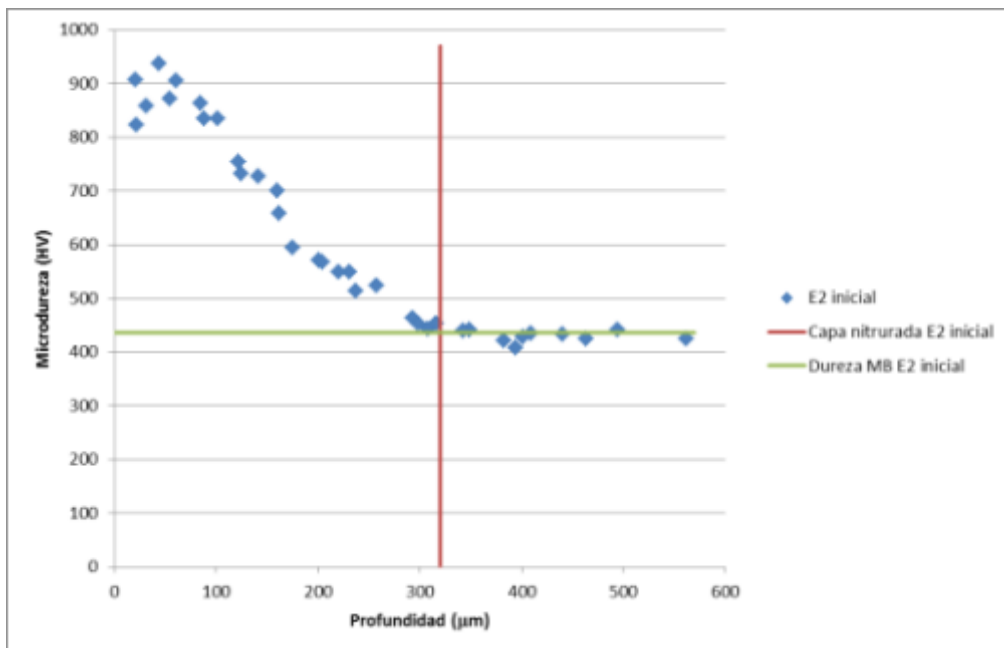


Figura 4.8. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 en estado inicial

Para comparar los perfiles obtenidos con ambas estampas se han representado los dos perfiles en la misma gráfica (Figura 4.9).

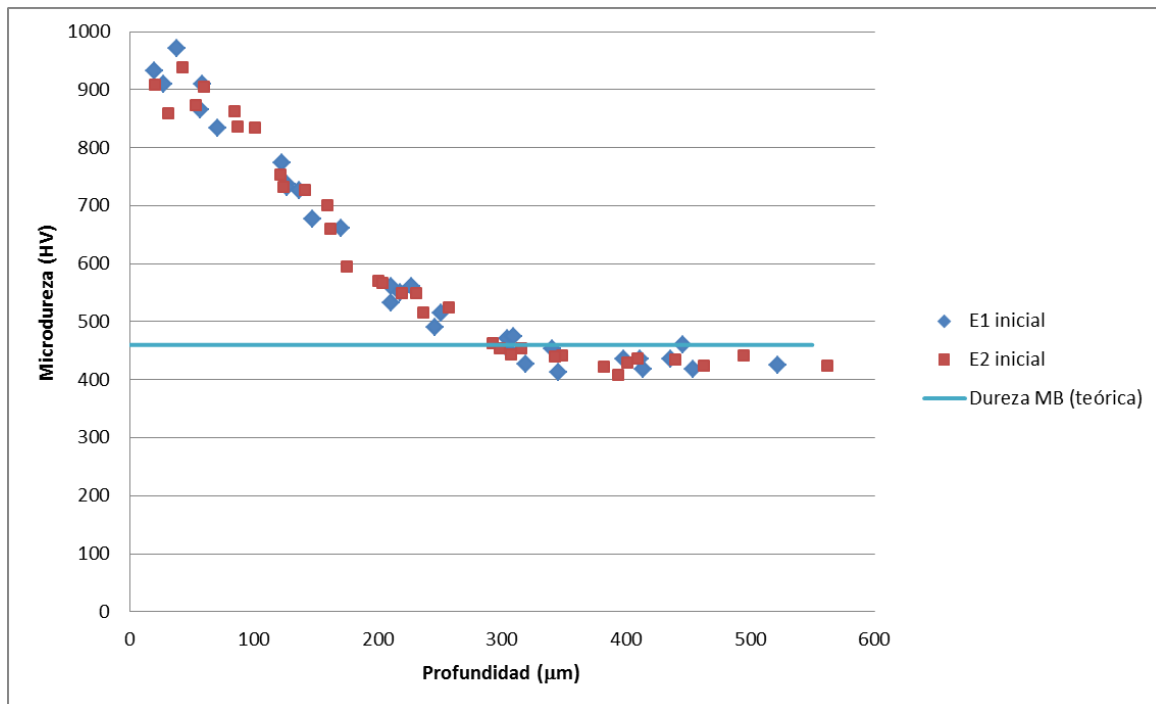


Figura 4.9. Comparativa de los perfiles de microdureza del material de las estampas de las etapas 1 y 2 en estado inicial

Se ve claramente que los dos perfiles prácticamente coinciden, la dureza del material base es prácticamente la misma en ambos casos y, asimismo, el espesor de la región endurecida es aproximadamente el mismo en las estampas de las dos etapas.

Por otra parte, en la Figura 4.9 también se ha representado la dureza teórica del metal base según la información proporcionada por CIE GALFOR. Se advierte que la diferencia entre la dureza suministrada y la determinada mediante los perfiles de microdureza es mínima.

De este modo, se ha comprobado que la parte de la estampa opuesta a la huella no ha sufrido calentamientos importantes durante el servicio, por lo que no ha sido alterada por los ciclos de trabajo y puede ser representativa del acero AISI H13 en su estado inicial.

4.2.3. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil

Se han representado los perfiles de microdureza de las zonas donde se habían evaluado previamente daños en la estampa, y se han comparado con el perfil de microdureza del material en su estado inicial.

De acuerdo con la morfología de la capa nitrocarburada observada en la probeta N° 3, se estudiaron los perfiles de microdureza en la pared lateral, en el fondo de huella y alrededor de la grieta nitrocarburada.

4.2.3.1. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil en la zona friccionada y desgastada

En la Figura 4.10 se muestra la evolución de la microdureza medida en la pared lateral con zonas redondeadas, que corresponde a la región de la estampa que había sido sometida a una fuerte fricción y desgaste y por tanto, pérdida de material (se ha representado como referencia el perfil inicial). Se aprecia nítidamente en la gráfica que el material de esta zona ha sufrido un ablandamiento generalizado que es especialmente significativo en la capa nitrocarburada. De hecho, la dureza del material base apenas se ha reducido en unas 40 unidades HV, mientras que toda la capa nitrocarburada muestra un ablandamiento de unas 200 unidades Vickers.

Por otro lado, también se observa una disminución muy considerable de la profundidad de la capa endurecida (de más de 100 μm), como ya había quedado reflejado en las microestructuras mostradas con anterioridad.

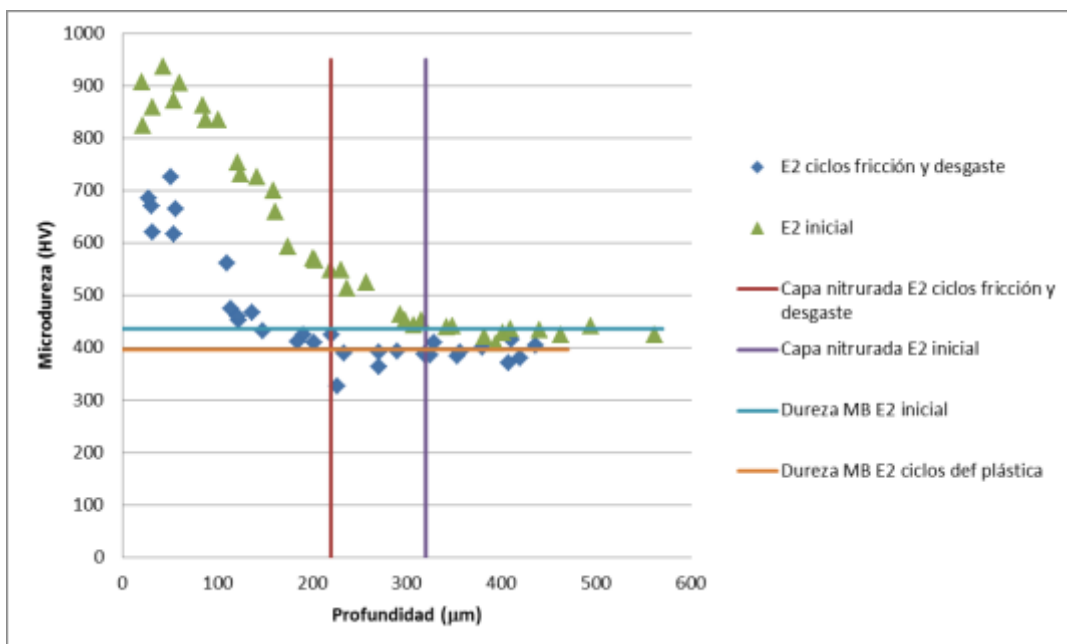


Figura 4.10. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras cumplir su ciclo de vida en la zona friccionada y desgastada de la estampa

4.2.3.2. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil en el fondo de huella

En el fondo de huella el material no presentaba daños significativos. Al tratarse de un fondo de huella los efectos más característicos están asociados al ciclo térmico. De esta forma, se aprecia un ligero ablandamiento del material en las capas más cercanas a la superficie (durante los primeros 100 μm), mientras que el descenso de la dureza del material base es de menos de 50 unidades HV (Figura 4.11).

El cambio más característico visible en esta zona está asociado a un ligero aumento del espesor de la capa nitrocarburada. Así pues, como ya se vio en las microestructuras correspondientes, la profundidad de la capa nitrocarburada ha aumentado desde 320 μm hasta 340 μm , debido a las altas temperaturas que favorecen la difusión del nitrógeno hacia el material base.

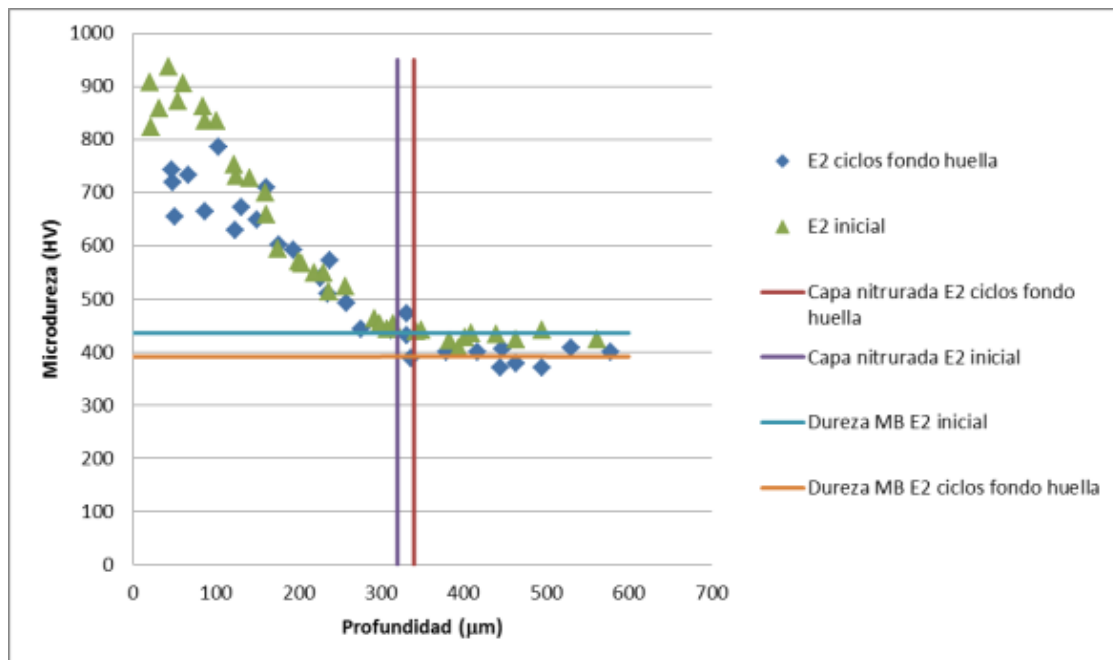


Figura 4.11. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras cumplir su ciclo de vida en el fondo de huella

4.2.3.3. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 tras su vida útil en la grieta nitrocarburada

Por último, se estudió la evolución del perfil de microdureza en la grieta más importante que poseía la muestra de la estampa de la etapa 2. Como ya se dijo, dicha grieta presentaba una región nitrocarburada en todo su contorno, que indicaba que había sufrido un tratamiento de nitrocarbura posterior a la formación de la misma.

La representación del perfil de microdureza se muestra en la Figura 4.12. Se aprecia claramente que la dureza de la zona de la grieta nitrocarburada es mucho menor que la de la capa nitrocarbada en la pieza sana. Asimismo el espesor de dicha capa es considerablemente

menor que el inicial. Sin duda, el medio líquido nitrocarburoante ha penetrado con dificultad en la grieta (muy angosta, véase la Figura 4.6), por lo que el endurecimiento ha sido mucho menor.

En cuanto a la dureza del material base, tras los ciclos de trabajo en la zona de la grieta el ablandamiento no es excesivo, apenas unas 50 unidades HV.

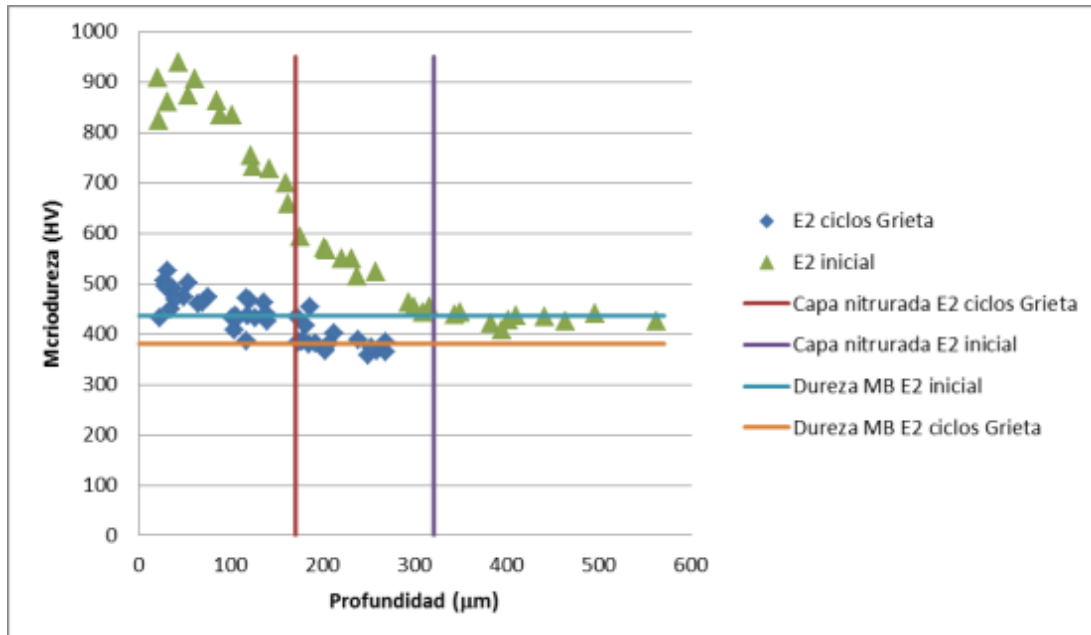


Figura 4.12. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras cumplir su ciclo de vida en una grieta

4.2.4. Perfil de microdureza del material de la estampa de la etapa 2 en estado inicial sometido a diversos calentamientos controlados

A continuación, se ha estudiado el efecto de los calentamientos controlados aplicados al material en su estado inicial. De este modo, se intenta comprender el efecto de los ciclos térmicos repetidos que tienen lugar durante el servicio de la estampa. Para ello, se han representado los perfiles de microdureza del material en el estado inicial y tras sufrir los diferentes tratamientos térmicos aplicados. En todos ellos, además de analizar la variación de la dureza en la región endurecida por la nitrocarburoación, se han determinado los correspondientes espesores de las capas nitrocarburoadas y la dureza del metal base.

En las Figuras 4.13 – 4.16 se han representado los perfiles de microdureza tras la ejecución de los distintos calentamientos controlados. En primer lugar, en la Figura 4.13 se observan los perfiles de microdureza correspondientes a los calentamientos realizados a 600°C. Se revela que el material sufre un ablandamiento a lo largo de todo el perfil, incluido el metal base, más significativo a medida que aumenta el tiempo de permanencia a alta temperatura, es decir, a medida que aumenta el parámetro de revenido. Este ablandamiento se justifica porque la temperatura del ciclo de calentamiento (600°C) supera a la temperatura de revenido (580°C).

Por otro lado, cabe resaltar el aumento del espesor de la capa nitrocarburada tras la realización de los calentamientos controlados. En este sentido, como ya se apreció en el fondo de huella de la estampa de la etapa 2, la capa nitrocarburada aumenta de espesor en virtud de la difusión del carbono y del nitrógeno hacia el material base durante el mantenimiento a alta temperatura. En general, se aprecia que el ablandamiento inducido en el material es más relevante en las capas más cercanas a la superficie, especialmente en el caso de aquellos tratamientos cuyo tiempo de permanencia a elevada temperatura ha sido mayor.

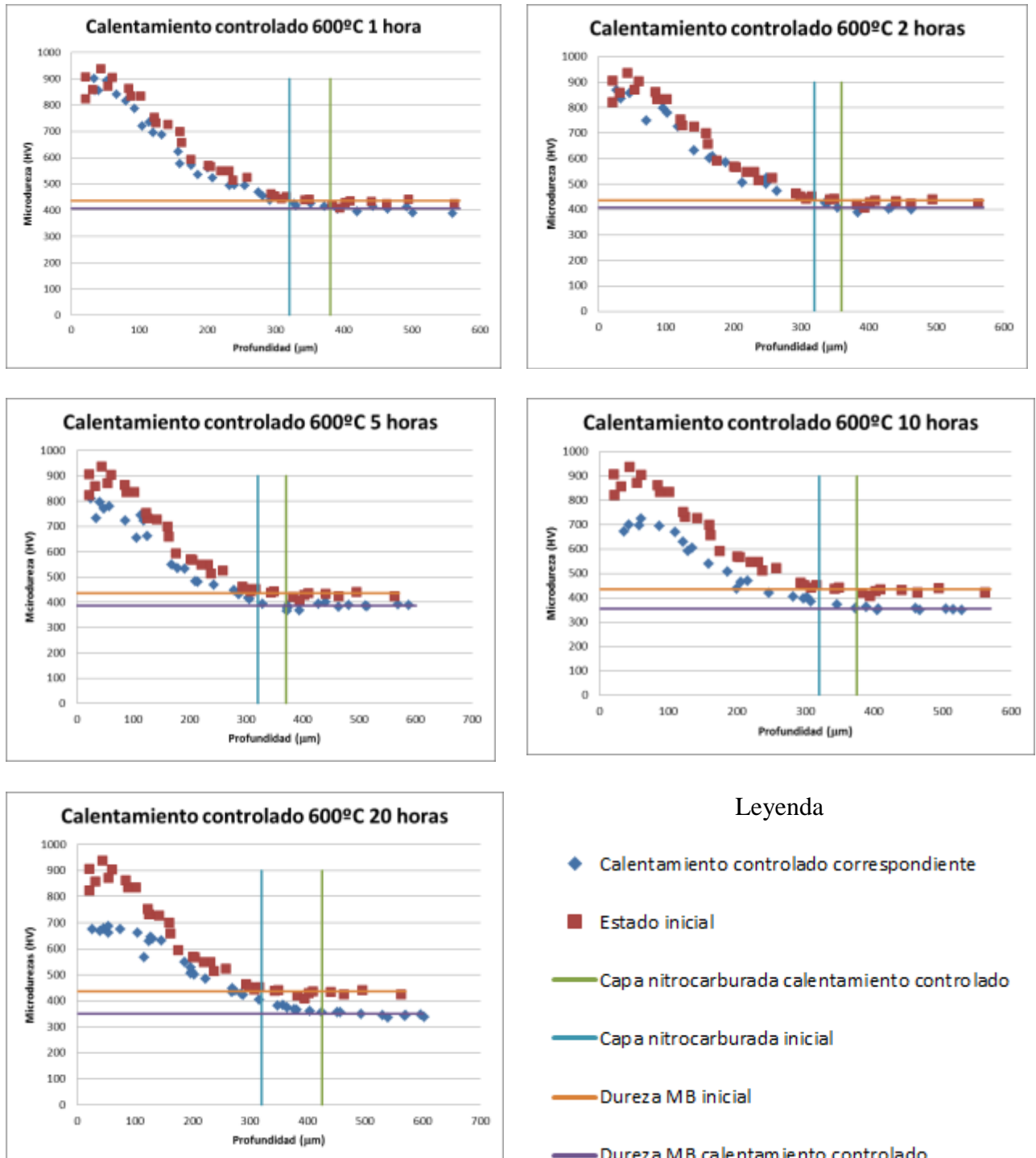


Figura 4.13. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras los correspondientes calentamientos a 600°C

En segundo lugar, la Figura 4.14 muestra los resultados obtenidos en el caso de los calentamientos realizados a 620°C durante 1,11 h y 1,435 h.

Como era de esperar, el mantenimiento de una elevada temperatura supuso la activación del proceso de nitrocarburoción y por tanto, el nitrógeno difundió hacia el interior del material, aumentando el espesor de la capa nitrocarburoada. Por otra parte, también se aprecia un ligero ablandamiento del material, más importante en el caso del calentamiento de mayor duración (mayor parámetro de revenido).

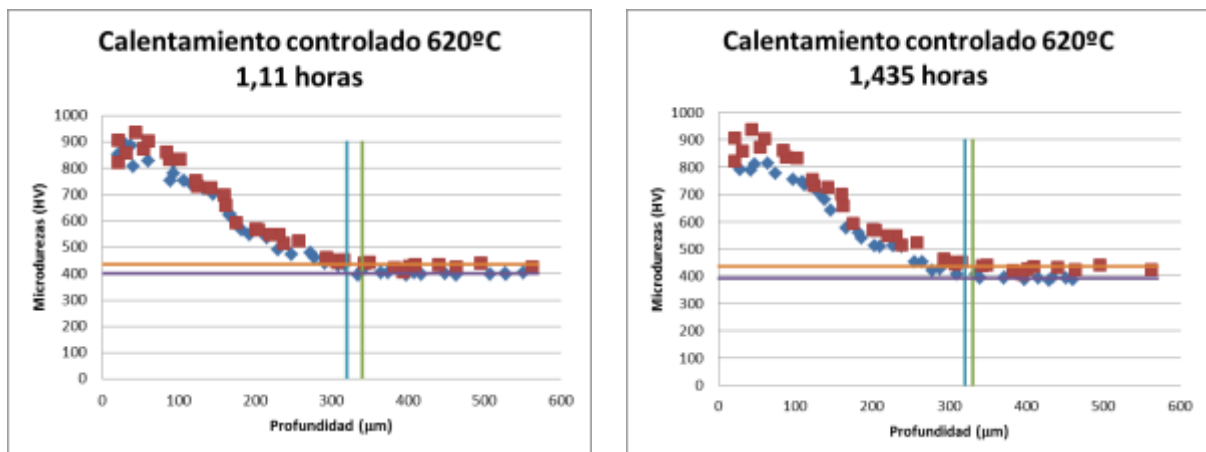


Figura 4.14. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras los correspondientes calentamientos a 620°C

En cuanto a los calentamientos a 650°C, en la Figura 4.15 se incluyen los perfiles de microdureza bajo dos tiempos de permanencia a alta temperatura diferentes. De nuevo, los efectos de exponer el material a altas temperaturas durante un tiempo determinado han sido evidentes. El material sufre una pérdida de dureza significativa y el espesor de la capa nitrocarburoada aumenta ligeramente.

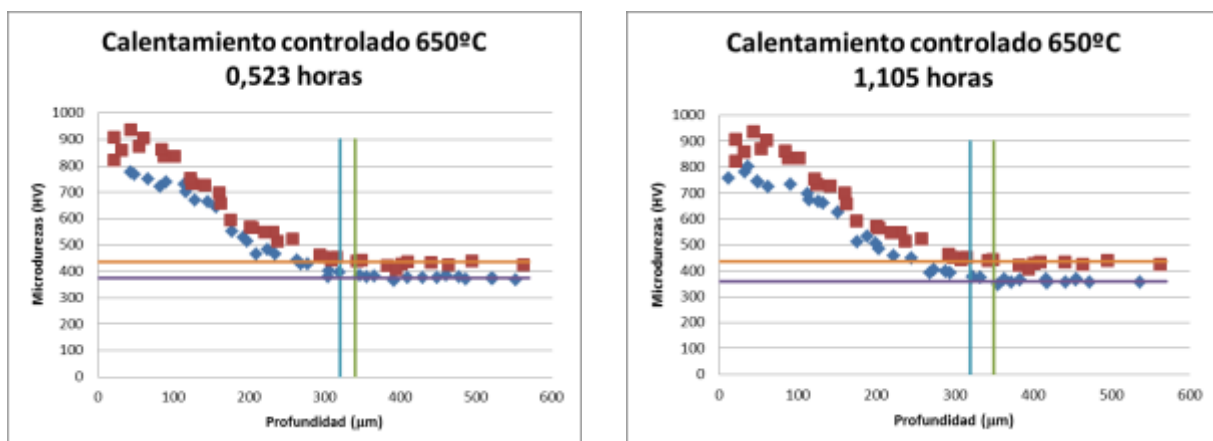


Figura 4.15. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras los correspondientes calentamientos a 650°C

Por último, en la Figura 4.16 se exponen los perfiles de microdureza relativos a los calentamientos múltiples (calentamientos N° 10 y N° 11). Los resultados obtenidos siguen la tónica mostrada con anterioridad, ablandamiento generalizado del perfil de dureza y aumento del espesor de la capa nitrocarburada.

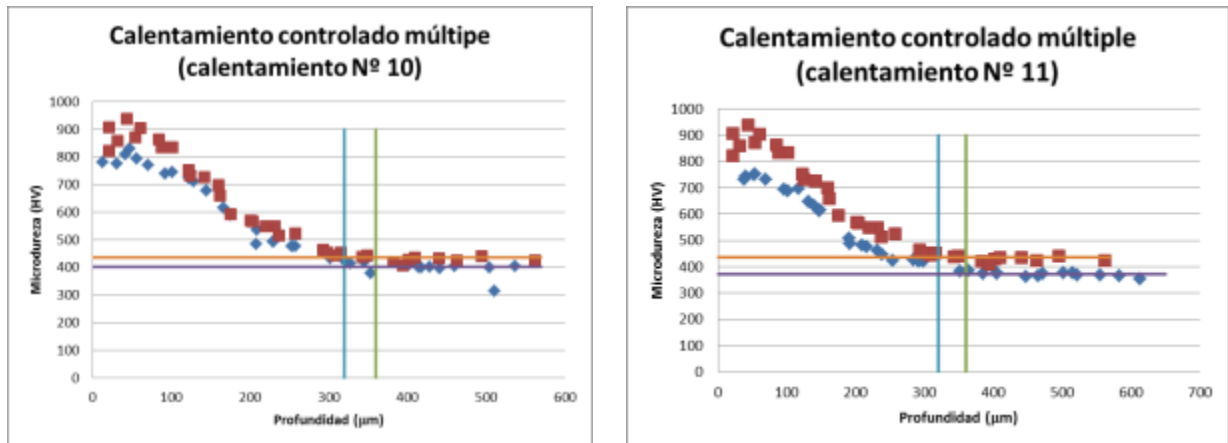


Figura 4.16. Evolución de los perfiles de microdureza en la situación inicial y tras los calentamientos múltiples

En definitiva, de acuerdo con los perfiles de microdureza representados queda patente que el material de la estampa en su estado inicial tras el tratamiento superficial de nitrocarburaación tiene una dureza superficial superior a los 900 HV mientras que la región no afectada por el mismo tiene una dureza sobre 430-440 HV, siendo la profundidad aproximada de la región afectada por el tratamiento superficial de 315-320 µm.

Por su parte, los ciclos de trabajo durante el proceso de forja implican fenómenos de fricción y desgaste con la consiguiente pérdida de material, reduciéndose la profundidad de la capa nitrocarburada y generando un ablandamiento generalizado motivado por la permanencia a temperatura elevada. Además, se aprecia que los ciclos de trabajo provocan el aumento de la profundidad de la capa nitrocarburada en el fondo de huella debido a la difusión a elevada temperatura de los elementos endurecedores (carbono y nitrógeno).

Por otro lado, los calentamientos realizados a diversas temperaturas durante diferentes tiempos de mantenimiento han demostrado que el material sufre un ablandamiento paulatino al tiempo que aumenta ligeramente el espesor de la capa nitrocarbada. En la Tabla 4.1 se indican el espesor de capa nitrocarbada y la dureza del metal base del acero en su estado inicial y tras los calentamientos realizados.

Calentamiento controlado	Espesor capa nitrocarburada (μm)	Dureza metal base (HV)
Estado inicial	320	436
600°C durante 1 hora	380	407
600°C durante 2 horas	360	408
600°C durante 5 horas	370	387
600°C durante 10 horas	375	357
600°C durante 20 horas	425	351
620°C durante 1,11 horas	340	401
620°C durante 1,435 horas	330	392
650°C durante 0,523 horas	340	375
650°C durante 1,105 horas	350	359
Calentamiento controlado múltiple (calentamiento N° 10)	360	402
Calentamiento controlado múltiple (calentamiento N° 11)	360	372

Tabla 4.1. Espesor de la capa nitrocarburada y dureza en el metal base según el calentamiento controlado

A continuación, las Figuras 4.17 y 4.18 reflejan la evolución del espesor de la capa nitrocarburada y de la dureza del metal base respectivamente, en términos porcentuales respecto a la situación de partida.

En el caso de los calentamientos a 600°C, el incremento del espesor de la capa nitrocarburada ha aumentado proporcionalmente al tiempo de permanencia, si bien el tratamiento de 1 hora, al igual que los calentamientos a 620°C, no han mostrado la misma tendencia que los demás. La explicación a este efecto puede ser debida a que la capa oxidada, para los tiempos de permanencia altos, crece a una velocidad superior a la velocidad de difusión del nitrógeno, por lo que la capa nitrocarburada se ve reducida en favor de la capa oxidada.

En el caso de los calentamientos controlados múltiples no se ha apreciado una gran influencia del tiempo de permanencia a alta temperatura.

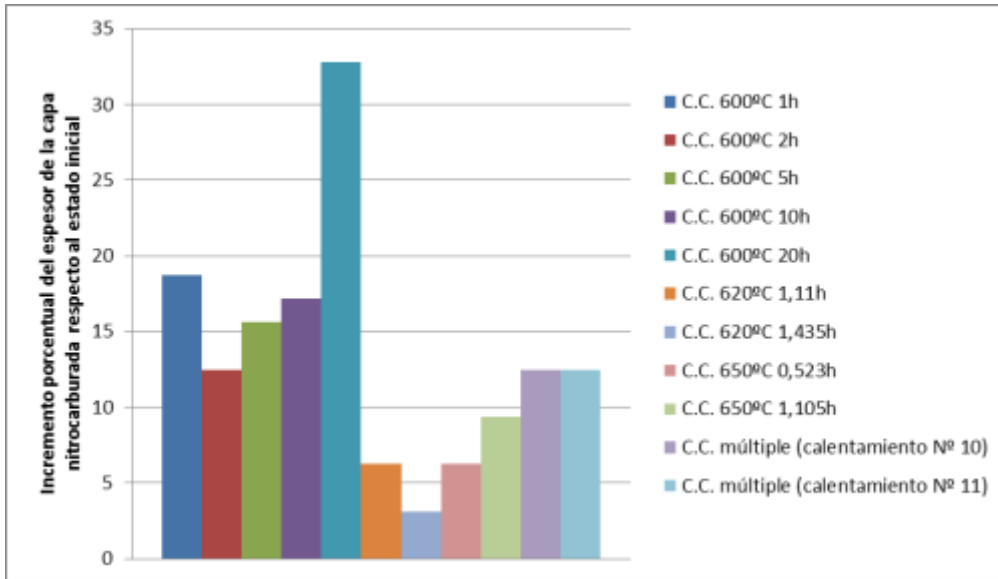


Figura 4.17. Incremento porcentual del espesor de la capa nitrocarburada en función del calentamiento controlado

Por otro lado, en la Figura 4.18 se observa el ablandamiento sufrido por el material base como consecuencia de los calentamientos practicados. Se puede apreciar que en el caso de los calentamientos a 600°C, 620°C, 650°C y los múltiples, el ablandamiento ha sido directamente proporcional a la duración de los mismos.

Además, comparando los calentamientos realizados a diversas temperaturas, se puede decir que el ablandamiento es también directamente proporcional a la temperatura del calentamiento.

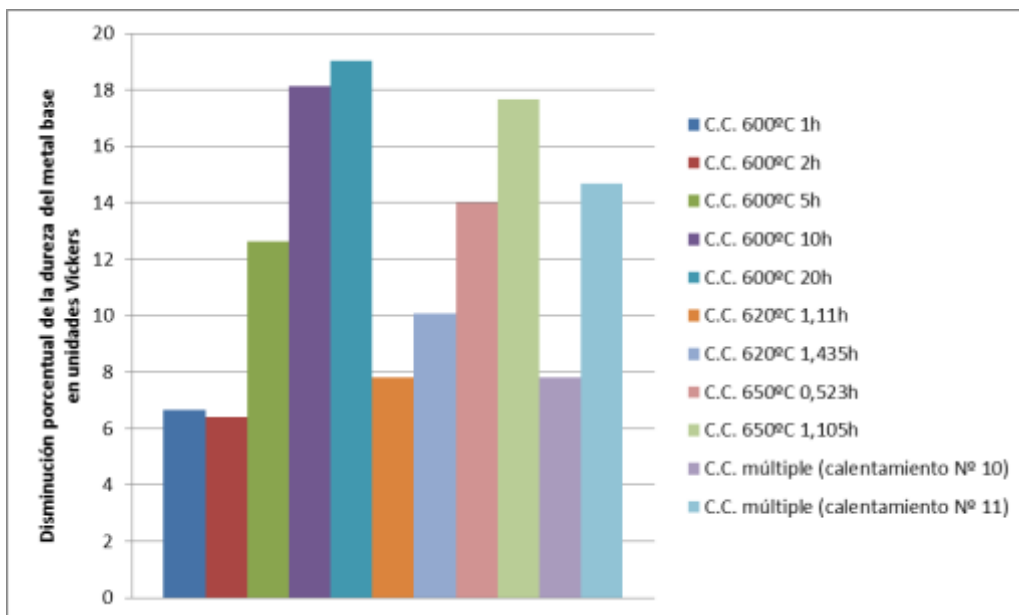


Figura 4.18. Disminución porcentual de la dureza del metal base en función del calentamiento controlado

4.3. Ablandamiento térmico y parámetro de revenido

Hasta ahora, a la vista de los perfiles de microdureza estudiados, se observa claramente un ablandamiento del acero AISI H13 cuando se le somete a una temperatura superior a la de revenido. Para entender el ablandamiento inducido por los calentamientos controlados se ha representado el parámetro de ablandamiento térmico frente al parámetro de revenido.

4.3.1. Parámetro de revenido

En primer lugar, la Tabla 4.2 muestra el parámetro de revenido correspondiente a cada uno de los calentamientos practicados, que como se indicó, tiene en cuenta el efecto conjunto de la temperatura y del tiempo de permanencia.

Cabe recordar que en los calentamientos N° 1-5 se ha calculado el parámetro de revenido a partir de los datos de tiempo y temperatura. En cambio, para el resto de casos (calentamientos N° 6-11) se ha fijado el parámetro de revenido y la temperatura, en los rangos de los calculados para los calentamientos N° 1-5, y se ha calculado el tiempo de permanencia necesario en cada caso.

Calentamiento controlado	Temperatura	Tiempo de permanencia	Parámetro de revenido
Calentamiento 1	600°C	1 hora	17460
Calentamiento 2	600°C	2 horas	17723
Calentamiento 3	600°C	5 horas	18070
Calentamiento 4	600°C	10 horas	18333
Calentamiento 5	600°C	20 horas	18596
Calentamiento 6	620°C	1,11 horas	17900
Calentamiento 7	620°C	1,435 horas	18100
Calentamiento 8	650°C	0,523 horas	18200
Calentamiento 9	650°C	1,105 horas	18500
Calentamiento 10 (calentamiento múltiple)	600°C / 610°C / 620°C / 640°C / 650°C	1,082 h / 0,63 h / 0,374 h / 0,136 h / 0,082 h	18100
Calentamiento 11 (calentamiento múltiple)	600°C / 610°C / 620°C / 640°C / 650°C	2,387 h / 1,377 h / 0,805 h / 0,285 h / 0,172 h	18400

Tabla 4.2. Características de los calentamientos controlados realizados y parámetros de revenido correspondientes

4.3.2. Ablandamiento térmico inducido por los calentamientos controlados

En la Tabla 4.3 se indican los parámetros de ablandamiento obtenidos en función del parámetro de revenido (recuérdese que este parámetro es el cociente entre la dureza del material tratado y el material en su estado inicial, Ecuación 3.4). En base a la expresión de endurecimiento (Ecuación 3.2), se han calculado tres parámetros de ablandamiento, el

correspondiente a la región superficial más endurecida, el relativo al acero base y finalmente un ablandamiento medio que caracterizaría a todo el perfil.

Parámetro de revenido	Ablandamiento medio	Ablandamiento capa más endurecida	Ablandamiento metal base
17460	0,941	0,922	0,951
17723	0,928	0,906	0,920
17900	0,944	0,921	0,935
18000	0,914	0,942	0,903
18070	0,895	0,840	0,920
18100	0,931	0,915	0,922
18200	0,884	0,869	0,882
18333	0,840	0,839	0,855
18400	0,877	0,851	0,897
18500	0,846	0,843	0,825
18596	0,851	0,799	0,850

Tabla 4.3. Parámetros de ablandamiento térmico en los tres supuestos de estudio

A continuación, se ha representado la evolución del parámetro de ablandamiento térmico (F_{soft}) en función del parámetro de revenido. En primer lugar, en la Figura 4.19 se muestra el parámetro de ablandamiento medio relativo al perfil de microdureza completo. En todas estas figuras los puntos en rojo indican los calentamientos controlados múltiples.

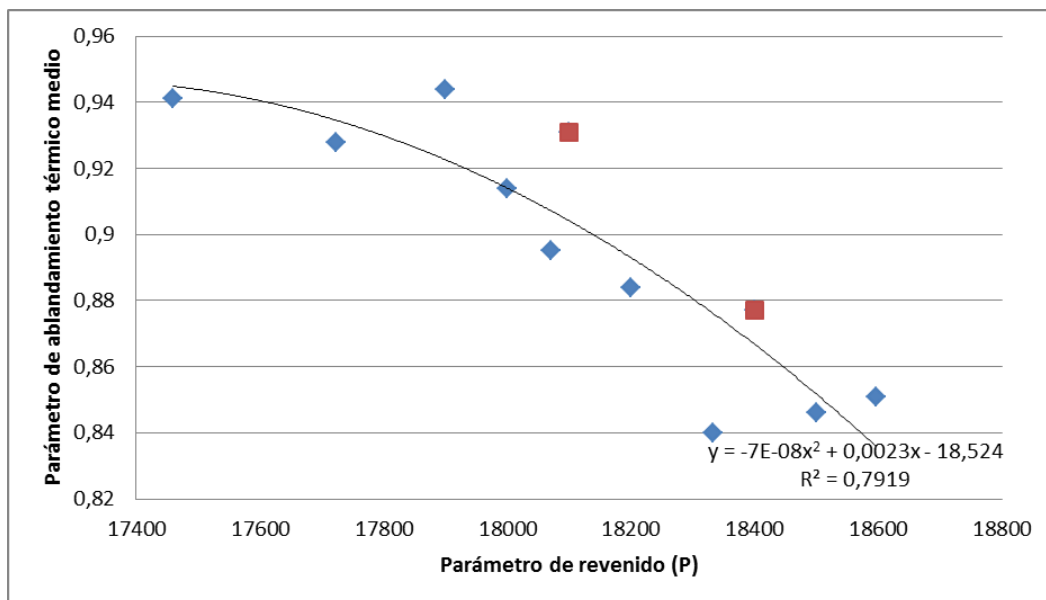


Figura 4.19. Parámetro de ablandamiento térmico medio frente al parámetro de revenido

En general se aprecia, como era de esperar, una disminución clara del parámetro de ablandamiento, es decir, una pérdida de dureza del material a medida que se aumenta el parámetro de revenido. Los calentamientos controlados múltiples (parámetros de revenido de

18100 y 18400) parecen en algunos casos salirse de la tónica seguida por el resto de los tratamientos para mostrar un ablandamiento algo menor del esperado.

Por otro lado, en la Figura 4.20 se ha representado el parámetro de ablandamiento térmico calculado en la zona más endurecida, correspondiente a la región situada más próxima a la superficie de la estampa (los 150 μm iniciales).

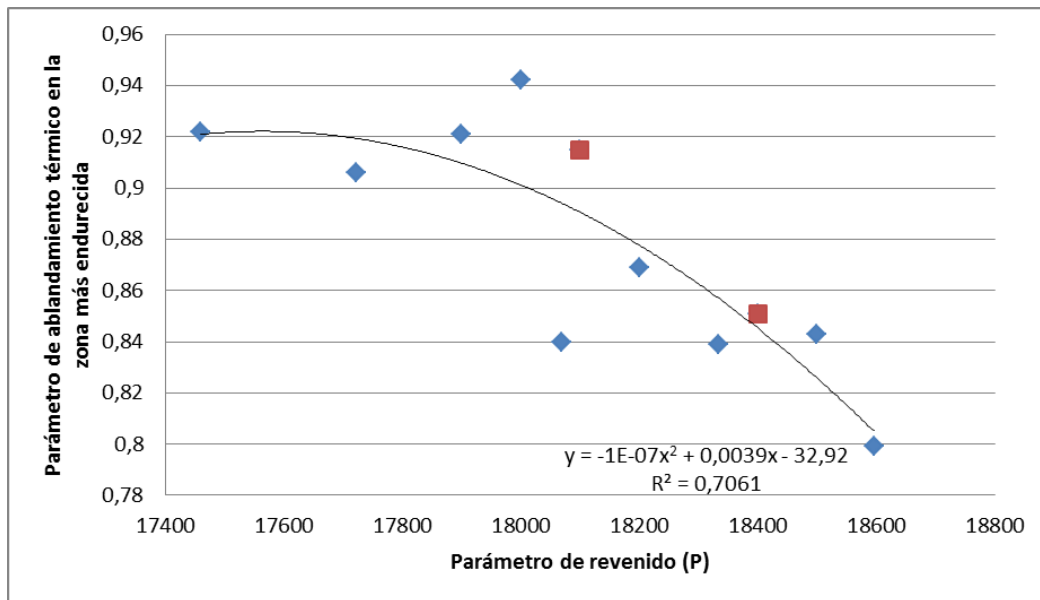


Figura 4.20. Parámetro de ablandamiento térmico en la región superficial frente al parámetro de revenido

En este caso, si exceptuamos los puntos correspondientes a los tratamientos N° 1 y 2 (menores valores del parámetro P), se observa idéntica tendencia: disminución del parámetro de ablandamiento a medida que aumenta el parámetro de revenido.

En la zona más endurecida, los calentamientos múltiples siguen una tendencia más parecida a la de los demás. Cabe recordar que los calentamientos múltiples se llevaron a cabo como combinación de varios calentamientos individuales cuyos tiempos de permanencia a elevada temperatura eran a veces muy cortos (apenas 10 minutos). Como consecuencia de ello, en las capas más cercanas a la superficie se produce el tratamiento térmico efectivo porque enseguida se alcanza la temperatura establecida, pero no ocurre igual en las regiones más internas.

Por último, en la Figura 4.21 se muestra la evolución del parámetro de ablandamiento para el metal base. De nuevo, los resultados son similares al caso del parámetro de ablandamiento medio. La tendencia general es la misma que en los casos anteriores, pero los calentamientos múltiples han dado lugar a parámetros de ablandamiento algo superiores a los esperados. En efecto, como se comentó anteriormente, los cortos tiempos a elevada temperatura hacen que las regiones internas de la pieza no lleguen a alcanzar la temperatura de ensayo, de modo que el ablandamiento real es menor que el esperado.

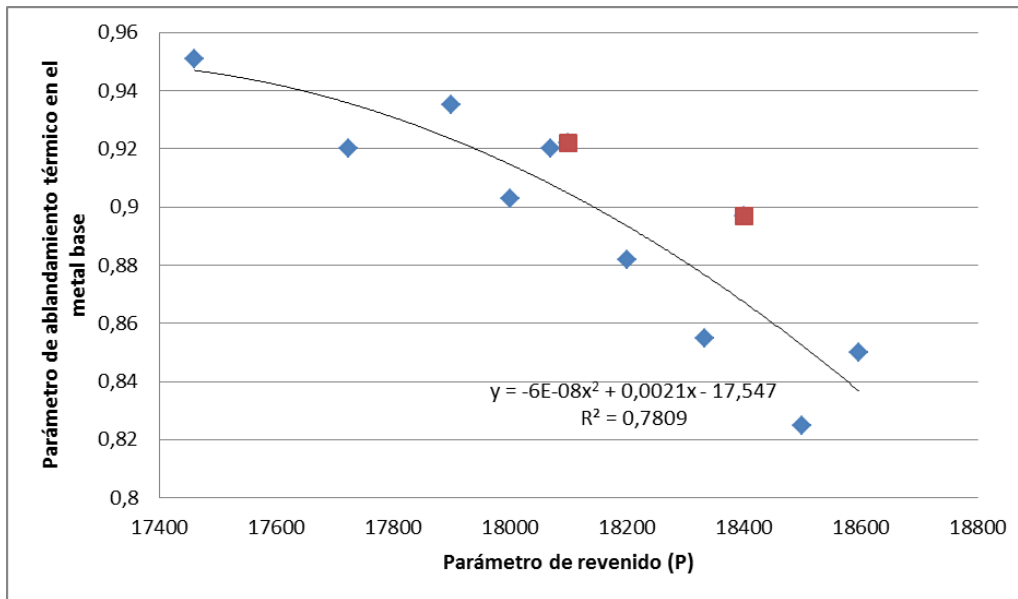


Figura 4.21. Parámetro de ablandamiento térmico del metal base frente al parámetro de revenido

4.3.3. Ablandamiento térmico inducido a lo largo de la vida útil de la estampa

Una vez que se conoce el parámetro de ablandamiento generado en diferentes calentamientos, se ha procedido a estudiar la estampa afectada por los ciclos de trabajo. De este modo, se ha podido estimar el efecto térmico que sobre el acero AISI H13 provoca el proceso de forja. En la Tabla 4.4 se indican los valores de ablandamiento térmico determinados en la zona desgastada de la estampa y en el fondo de huella.

	Ablandamiento medio	Ablandamiento región superficial	Ablandamiento metal base
Zona fondo huella	0,931	0,833	0,946
Zona desgastada	0,766	0,690	0,950

Tabla 4.4. Valores del parámetro de ablandamiento en las zonas desgastada y fondo de huella de la estampa afectada por los ciclos de trabajo

En el caso de la región del fondo de huella, que apenas había sufrido desgaste alguno, se ha constatado un parámetro de ablandamiento en la región superficial de 0,833. Entrando con este dato en la Figura 4.20 se obtienen un parámetro P de 18500. Como esta estampa soportó en torno a 10.000 ciclos desde la reparación, suponiendo que al ser la zona más superficial de la estampa el tiempo de mantenimiento a temperatura elevada coincide con el tiempo de contacto entre la herramienta y la pieza en el ciclo de forja, es posible estimar la temperatura media que se alcanzó en esta región durante su servicio:

$$10.000 \text{ (ciclos)} \times 2 \text{ (s/ciclo)} / 3600 \text{ s/h} = 5,55 \text{ h}$$

$$P = 18500 = T (20 + \log 5,55)$$

La temperatura media estimada que ha alcanzado la región superficial de esta región de la estampa ha sido 619°C.

Se aprecia también que en zonas más internas el ablandamiento ha sido apreciablemente menor, ya que al ser los ciclos térmicos de forja muy cortos, el calor no tiene apenas tiempo para difundir hacia el interior.

En el caso de la zona desgastada, no es posible realizar un análisis similar ya que se había observado una pérdida de espesor de la región endurecida considerable (sobre 100 μm), de modo que la superficie actual de la estampa estaba inicialmente a una profundidad de unos 100 μm y ha ido acercándose progresivamente a medida que se iba desgastando.

Por otro lado, se destaca que en las dos regiones estudiadas, el ablandamiento en el metal base ha sido mínimo (similar al de un calentamiento a 600°C durante una hora), ya que los ciclos térmicos de forja son extremadamente cortos y, por ello, el calor apenas afecta al metal base.

4.4. Análisis por microscopía electrónica de barrido

El estudio del daño generado en las matrices de forja de cigüeñales se completó con un análisis mediante el microscopio electrónico de barrido. Las piezas examinadas presentaban diversos daños. De hecho, mediante la inspección visual previa se identificaron fundamentalmente los siguientes mecanismos: fatiga térmica, deformación plástica y desgaste.

Los resultados obtenidos en las tres piezas analizadas, de acuerdo con el desarrollo experimental, se comentan seguidamente.

4.4.1. Análisis de la probeta N° 4

Esta probeta correspondía a una arista redondeada que había sufrido fricción y desgaste a raíz del deslizamiento contra la pieza forjada. El resultado del estudio se muestra en la Figura 4.23. Se aprecia claramente un entramado de grietas característico de la fatiga térmica en todo el contorno analizado.

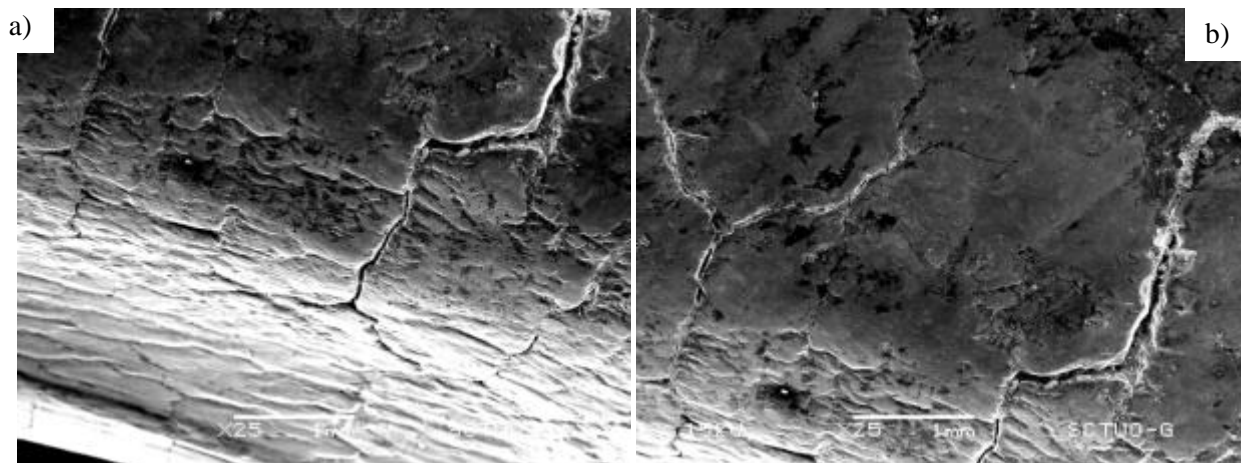


Figura 4.23. Red de finas grietas características de la fatiga térmica. 25x

4.4.2. Análisis de la probeta N° 5

En el caso de la probeta N° 5, correspondiente a la parte superior de la estampa que recibe el material a forjar, los resultados más sobresalientes del análisis microscópico superficial se muestran en las Figuras 4.24 y 4.25.

Las micrografías de la Figura 4.24 muestran dos morfologías diferentes separadas por una línea de transición. En la parte superior de las micrografías de la Figura 4.24 se aprecia una morfología caracterizada por presentar ciertas ondulaciones y un cierto volumen. Por su parte, en la parte inferior de la misma figura, la superficie de la estampa tiene un aspecto más plano, existiendo una línea que separa nítidamente ambas regiones.

Las ondulaciones podrían ser el resultado de la deformación plástica que surge como consecuencia del movimiento relativo entre la superficie de la estampa y el material fluyendo sobre la misma [16]. En la Figura 4.25.a se observa claramente la deformación plástica en la zona ondulada y la dirección del flujo de material en horizontal. En cambio, la parte inferior de la Figura 4.24 se muestra en la Figura 4.25.b y corresponde a una región desgastada en virtud de la combinación de una elevada presión y el movimiento relativo entre el material y la estampa.

Además, en todas las micrografías mostradas en las Figuras 4.24 y 4.25 se ve el entramado de finas grietas provocadas por la fatiga térmica, que aparecen repartidas uniformemente por toda la superficie de la muestra.

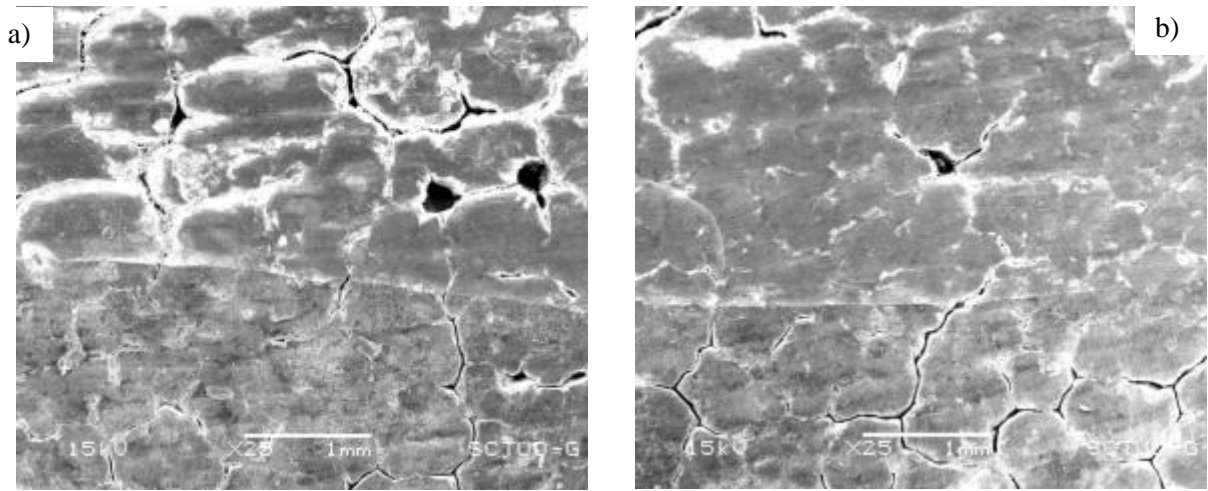


Figura 4.24. Micrografías SEM de la probeta N° 5 tomadas en planta. 25x

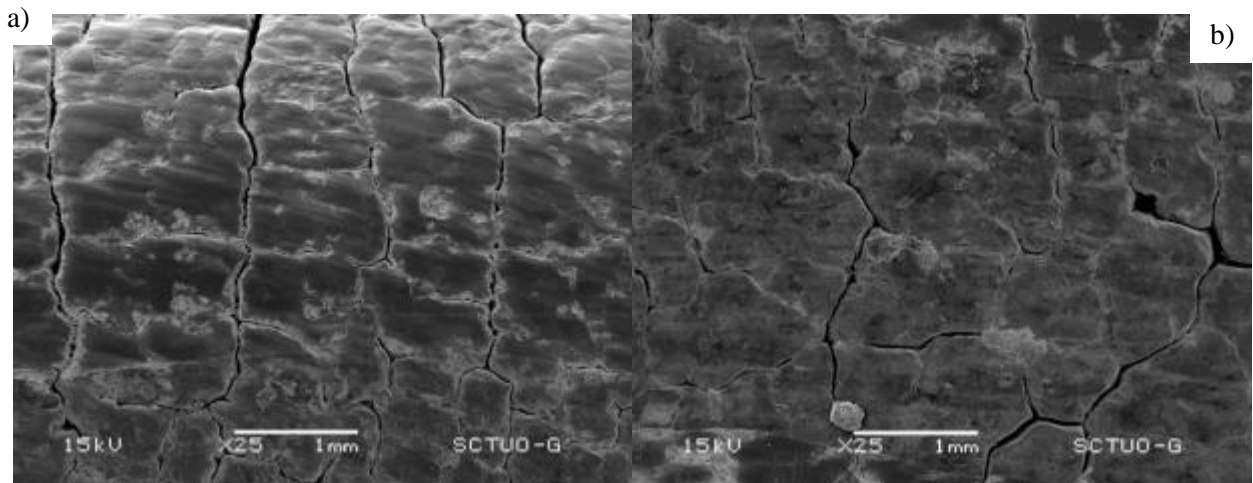


Figura 4.25. Micrografías SEM de la probeta N° 5 tomadas en planta. 25x

La Figura 4.26 da cuenta de las micrografías tomadas del perfil de esta misma probeta.

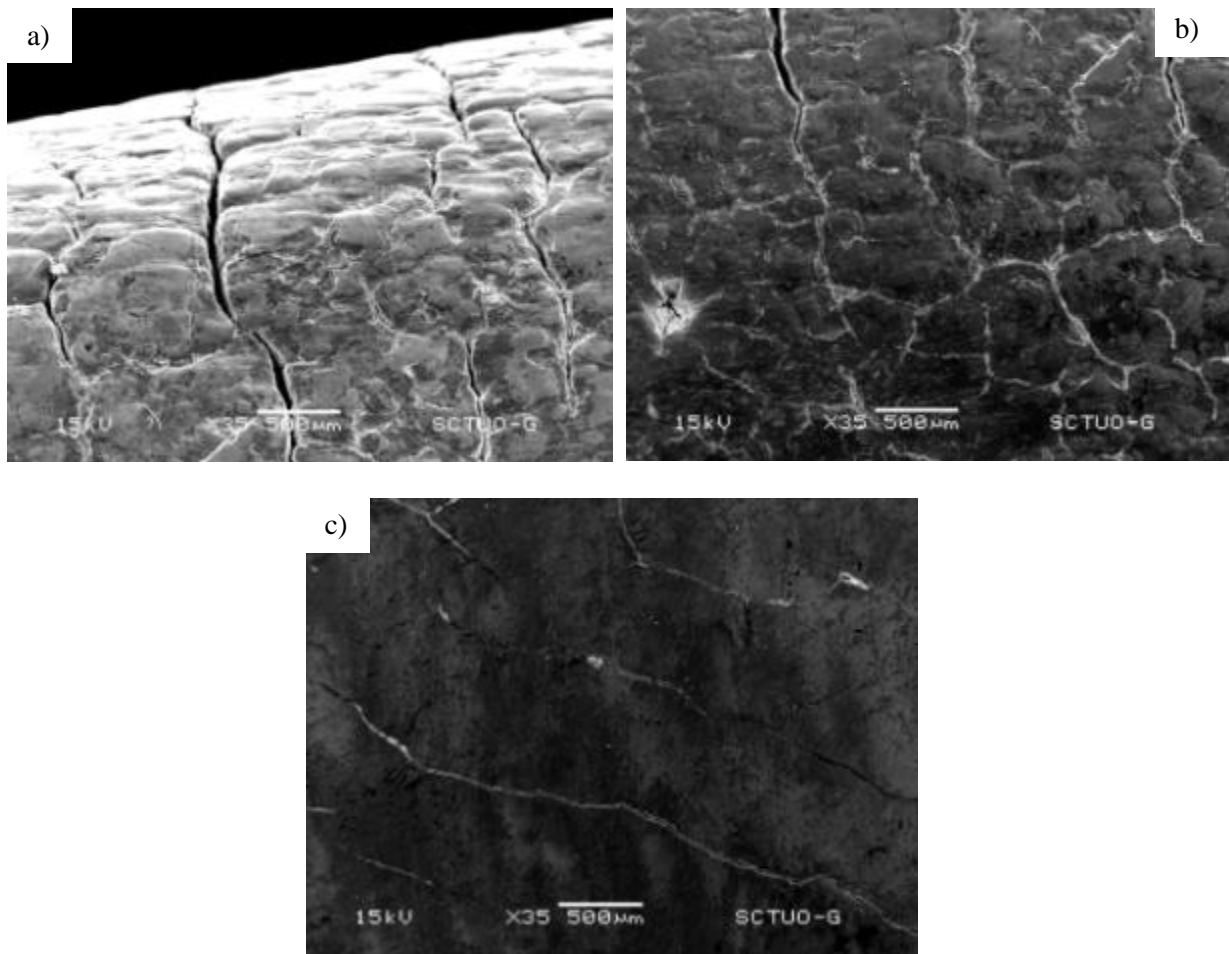


Figura 4.26. Micrografías del perfil de la probeta 2. 35x

El análisis del perfil de la probeta N° 5, según se vio en el *Procedimiento experimental*, consistió en un barrido desde la parte superior de la probeta, donde los bordes son redondeados y hay presencia de deformación plástica y fatiga térmica, hasta la parte inferior de la probeta, que corresponde ya al fondo de la huella. En la Figura 4.26.a se aprecia una superficie con cierto relieve marcada por la red de finas grietas asociada a la fatiga térmica. A continuación, la Figura 4.26.b corresponde a una situación intermedia del perfil de la probeta, donde el efecto de la fatiga térmica va perdiendo peso mientras el desgaste va siendo cada vez mayor. De este modo, en la zona baja de esta misma imagen las grietas son cada vez más finas y la superficie va perdiendo relieve. Por último, la Figura 4.26.c muestra la parte de la probeta cercana al fondo de la huella. El cambio de morfología con respecto a la primera imagen es claro. En esta última fotografía se advierte una superficie uniforme y con grietas mucho menos marcadas.

4.4.3. Análisis de la probeta N° 6

La Figura 4.27 muestra las micrografías obtenidas a 18x de una grieta, visible ya a simple vista, existente en la probeta N° 6 que se generó a partir de la concentración de tensión ligada a una referencia que se había marcado en la estampa. De acuerdo con la escala a la que han sido tomadas las micrografías, se advierte que la grieta es de dimensiones considerables (varios mm).

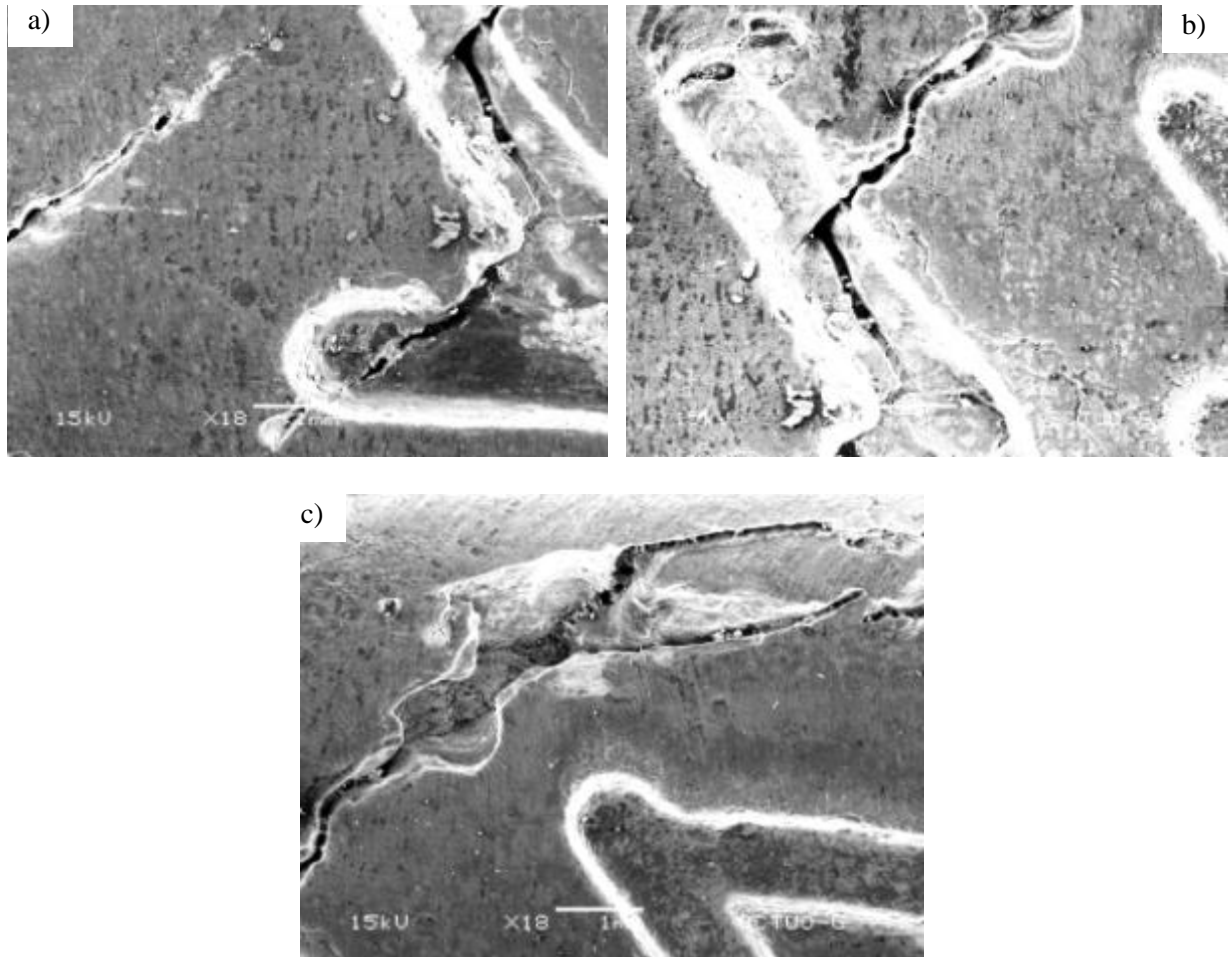


Figura 4.27. Micrografías de la grieta. 18x

4.5. Ley cinética de oxidación del acero AISI H13 nitrocarburado

Para conocer la ley cinética que gobierna la oxidación en el acero AISI H13 nitrocarburado a 650°C, ante la falta de probetas totalmente nitrocarbурadas, se han ensayado, como se comentó en el *Procedimiento experimental*, una probeta de acero H13 sin nitrocarbурar y una probeta con la mitad de sus caras nitrocarbурadas. Así, se obtienen las siguientes leyes cinéticas de oxidación (Figuras 4.28 y 4.29).

Como era de esperar en un ensayo de oxidación controlado, el peso por unidad de superficie aumenta a medida que aumenta el tiempo de exposición a las altas temperaturas. Además, la

representación sigue bastante bien en ambos casos (parámetro R^2 cercano a 1) una tendencia lineal.

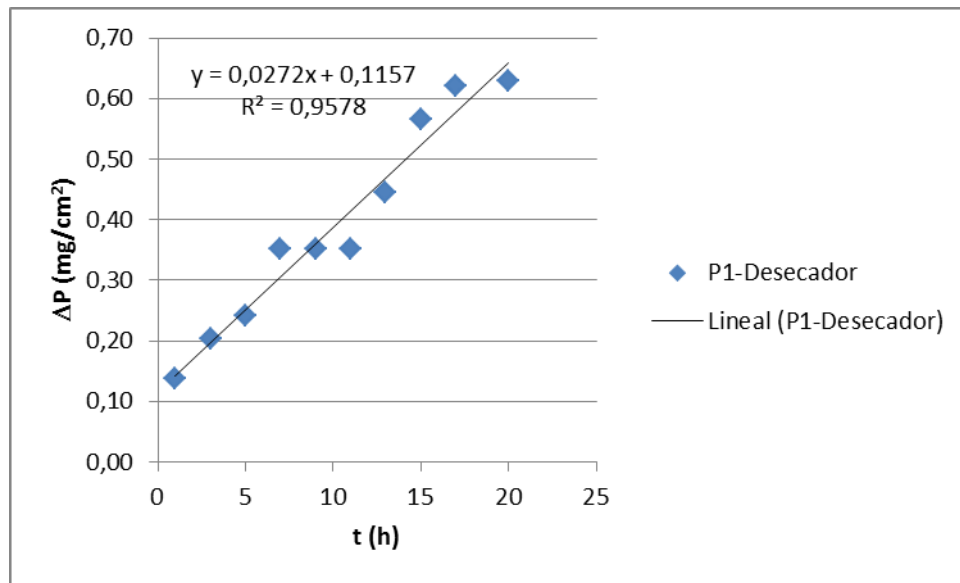


Figura 4.28. Ley de oxidación lineal del acero H13 a 650°C

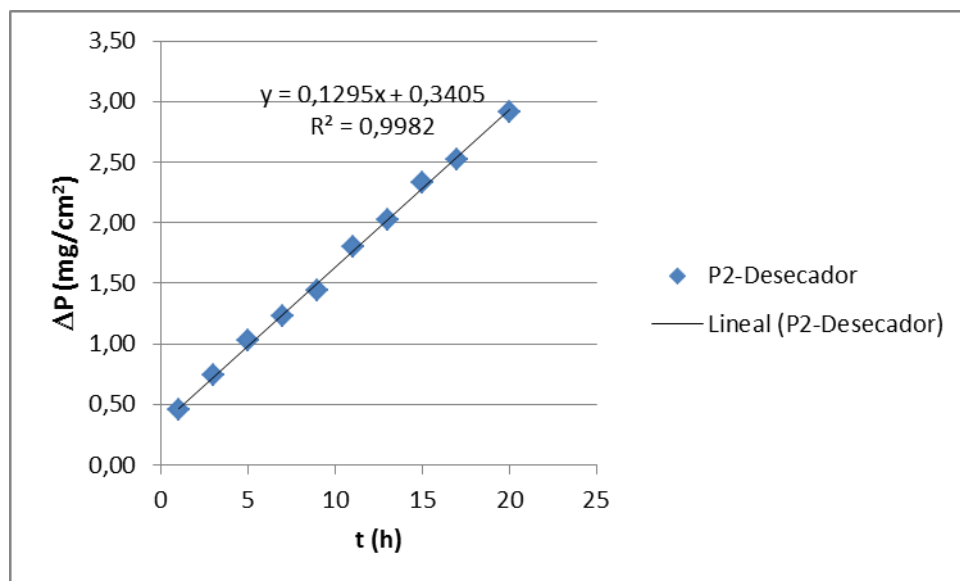


Figura 4.29. Ley de oxidación lineal para un probeta con 3 caras de acero H13 sin nitrocarburar y 3 caras nitrocarbурadas

A partir de las anteriores leyes cinéticas y sabiendo que la segunda probeta tenía la mitad de sus caras nitrocarbурadas y la otra mitad sin nitrocarburar, se obtuvo la ley de oxidación del acero AISI H13 nitrocarbурado. Para ello, se realizaron una serie de sencillos cálculos que se muestran en la Tabla 4.5, los cuales permitieron deducir el óxido por unidad de superficie en una probeta nitrocarbурada (mg/cm^2).

Horas de ensayo	Óxido sobre superficie total en probeta con 3 caras de H13 (mg)	Óxido por unidad de superficie en probeta de H13 (mg/cm ²)	Óxido sobre la superficie de H13 en probeta con 3 caras de H13 (mg)	Óxido sobre la superficie nitrocarburada en probeta con 3 caras de H13 (mg)	Óxido por unidad de superficie en probeta nitrocarburada (mg/cm ²)
1	2,20	0,14	0,34	1,86	0,76
3	3,60	0,20	0,49	3,11	1,28
5	5,00	0,24	0,58	4,42	1,81
7	5,97	0,35	0,85	5,12	2,10
9	7,03	0,35	0,85	6,18	2,54
11	8,77	0,35	0,85	7,92	3,25
13	9,87	0,44	1,07	8,80	3,61
15	11,37	0,57	1,39	9,98	4,10
17	12,30	0,62	1,51	10,79	4,43
20	14,17	0,63	1,53	12,64	5,19

Tabla 4.5. Óxido generado en las superficies de estudio para el ensayo de oxidación a 650°C durante un periodo total de 20 horas

A continuación, en la Figura 4.28 se han representado los valores del incremento de peso del acero H13 nitrocarburado por unidad de superficie en función del tiempo de mantenimiento a 650°C. Como se puede observar, se trata de una ley de oxidación lineal que se ajusta muy bien ($R^2=0,9969$) a la expresión (4.1):

$$y = 0,23x + 0,57 \quad (\text{Ec. 4.1.})$$

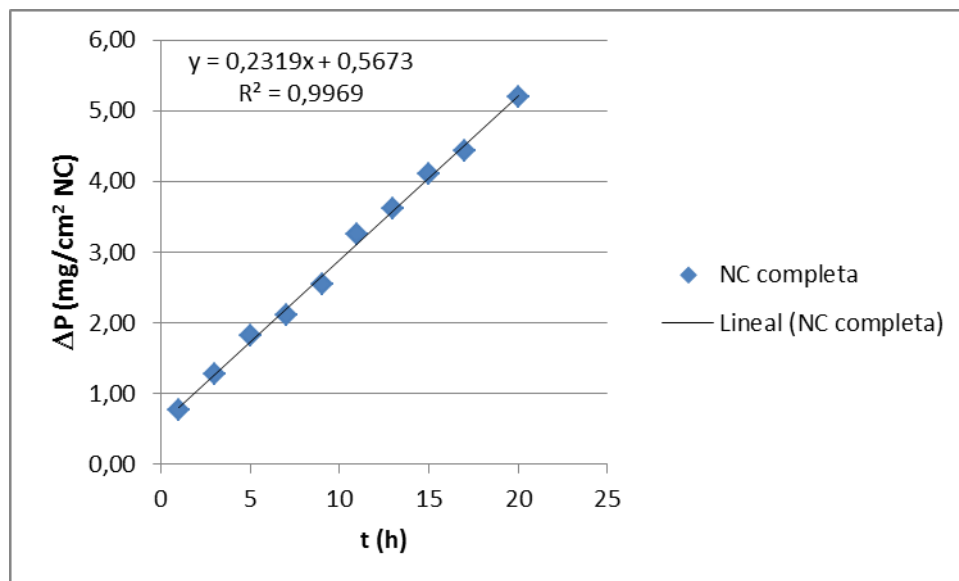


Figura 4.30. Ley de oxidación lineal del acero H13 nitrocarburado a 650°C

Adicionalmente se ha analizado el espesor de capa oxidada generada sobre la superficie nitrocarburada al finalizar el ensayo de oxidación. Se comprobó que el espesor de la capa oxidada fue de 25-30 μm , mientras que en las estampas proporcionadas por la empresa colaboradora el espesor de las capas oxidadas oscilaba entre las 40 y 45 μm . Debe tenerse en cuenta que, asumiendo 10.000 ciclos de trabajo tras la reparación y un calentamiento de 2 s por ciclo, se había calculado en el apartado 4.3.3 que la región superficial habría soportado una temperatura media de 619°C durante 5,5 h, por lo que el espesor de la capa oxidada en este caso debería ser menor de 25 μm . Sin embargo, la oxidación ocurre estrictamente en la superficie de la estampa y la temperatura local justo en la superficie es sin duda apreciablemente mayor que la estimada del modo que se ha indicado.

5. Conclusiones

Las principales conclusiones alcanzadas son las siguientes:

1. La capa nitrocarburada de la estampa de forja en su estado inicial se caracteriza por presentar una zona de difusión y una capa blanca. La profundidad endurecida por este tratamiento superficial se situaba en unos 300 μm y la dureza máxima en 900 HV, mientras que la dureza del acero base era 430 HV.
2. En las paredes laterales de la huella, en zonas redondeadas, se ha apreciado desgaste con pérdida de material y por lo tanto, la capa nitrocarburada muestra un espesor menor. Además, el material ha sufrido un notable ablandamiento, que se observa especialmente en la capa nitrocarburada y ya mucho menos en el material base.
3. En la zona de fondo de huella se observa que la capa nitrocarburada ha aumentado su espesor y el material ha sufrido un ablandamiento especialmente significativo en las capas más cercanas a la superficie. El ciclo de trabajo a elevada temperatura provoca que el nitrógeno y el carbono difundan hacia el interior de la pieza aumentando el espesor de la capa endurecida.
4. Los calentamientos controlados realizados en el laboratorio han dado lugar a un claro ablandamiento del material, que no es uniforme a lo largo de toda la zona nitrocarburada. Se ha determinado la relación que existe entre el parámetro de revenido, que tiene en cuenta tanto la temperatura como la duración del calentamiento, y el ablandamiento inducido en el material.
5. Los tratamientos térmicos múltiples reflejan debidamente el ablandamiento de la región de la capa nitrocarburada de la estampa más cercana a la superficie (calentamientos a temperaturas ligeramente mayores de 600°C), pero no reproducen del mismo modo lo que le pasa al metal base de la misma, ya que los tiempos de mantenimientos en el servicio son muy cortos y el tiempo es insuficiente para que el calor penetre debidamente hasta las regiones más interiores.
6. El análisis mediante microscopía electrónica de barrido mostró que la superficie de la estampa, sobre la que se apoya el material de forja y que entra en contacto con la estampa contraria, presenta dos zonas de daño diferenciadas: deformación plástica y desgaste. También permitió ver que el daño por fatiga térmica es generalizado. Además, las grietas asociadas a este tipo de fatiga son especialmente importantes en las zonas superiores de la huella, donde los ciclos térmicos son más significativos, mientras que en el fondo de huella las grietas pierden representatividad. En el fondo de huella se generan grietas debidas a la fatiga mecánica.
7. La ley de oxidación del acero AISI H13 nitrocarburado es de tipo lineal, creciendo el espesor de la capa oxidada a medida que se aumenta el tiempo a elevada temperatura.
8. La medida del espesor de la capa oxidada generada durante el ensayo de oxidación se ha aproximado al espesor que se había determinado en las estampas durante su servicio, pero también nos ha permitido estimar que la superficie concreta de la estampa se calienta en cada ciclo de forja bastante por encima de los 619°C.

6. Bibliografía

- [1] Williams J., Fatemi A.: “Fatigue Performance of Forged Steel and Ductile Cast Iron Crankshafts”, University of Toledo, SAE International, 2007.
- [2] Babu S., Ribeiro D., Shivpuri R.: “Material and Surface Engineering For Precision Forging Dies”, Precision Forging Consortium, Ohio Aerospace Institute and National Center for Manufacturing Sciences, 1999.
- [3] Cser L., Geiger M., Lange K.: “Tool life and tool quality in bulk metal forming. Proc. Inst. Mech. Eng., 207, 223-39, 1993.
- [4] Altan T., Ngaile G., Shen G.: “Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications”, ASM International, 2004.
- [5] Barrau O., Boher C., Gras R., Rezai-Aria F.: “Analysis of the friction and wear behaviour of hot work tool steel for forging”, *Wear*, 255, 1444-1454, 2003.
- [6] Rai D., Singh B., Singh J.: “Characterisation of wear behaviour of different microstructures in Ni-Cr-Mo-V steel”, *Wear*, 263, 821-829, 2007.
- [7] Zhang Q. Y., Chen K. M., Wang L., Cui X. H., Wang S. Q.: “Characteristics of oxidative wear and oxidative mild wear”, *Tribology International*, 61, 214-223, 2013.
- [8] Wang S. Q., Wei M. X., Wang F., Zhao Y. T.: “Transition of elevated-temperature wear mechanisms and the oxidative delamination wear in hot-working die steels”, *Tribology International*, 43, 577-584, 2010.
- [9] Suh N. P., Jahanmir S., Abrahamson E.: “The delamination theory of wear”, Massachusetts Institute of Technology, National Technical Information Service, 1974.
- [10] Pavlina E.J., Van Tyne C. J.: “Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 17, 2008.
- [11] Kim B.M., Jeong D. J., Kim D. J., Kim J. H., Dean T. A.: “Effects of surface treatments and lubricants for warm forging die life”, *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 544-550, 2001.
- [12] Kim D. H., Lee H.C., Kim B. M., Kim K. H.: “Estimation of die service life against plastic deformation and wear during hot forging processes”, *Journal of Materials Processing Technology*, 166, 372-380, 2005.
- [13] Castro G., Fernández-Vicente A., Cid J.: “Influence of the nitriding time in the wear behaviour of an AISI H13 steel during a crankshaft forging process”, *Wear*, 263, 1375-1385, 2007.
- [14] Choi C., Groseclose A., Altan T.: “Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies”, *Journal of Materials Processing Technology*, 212, 1742-1752, 2012.

[15] Lavtar L., Muhic T., Kugler G, Tercej M.: “Analysis of the main types of damage on a pair of industrial dies for hot forging car steering mechanisms”, *Engineering Failure Analysis*, 18, 1143-1152, 2011.

[16] Summerville E., Venkatesan K., Subramanian C., “Wear processes in hot forging press tools”, *Materials and Design*, 16, 289-294, 1995.