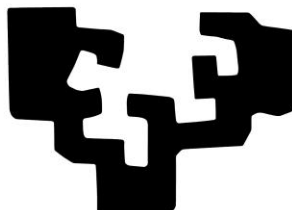


eman ta zabal zazu



Universidad
del País Vasco

Euskal Herriko
Unibertsitatea

ESCUELA DE INGENIERÍA DE BILBAO
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECÁNICA

**DESARROLLO DE UTILLAJES DE NUEVA GENERACIÓN
PARA LA MEJORA DE LAS CARACTERÍSTICAS
MECÁNICAS Y DIMENSIONALES DE PIEZAS
ESTAMPADAS EN CALIENTE**

TESIS DOCTORAL

Maidar Muro Larisgoitia

Directores de tesis:

Prof. Dr. D. Carlos Angulo Duque

Prof. Dr. D. Antón Gorriño Vicandi

Bilbao, Mayo de 2017

TESIS DOCTORAL

**DESARROLLO DE UTILLAJES DE NUEVA GENERACIÓN
PARA LA MEJORA DE LAS CARACTERÍSTICAS
MECÁNICAS Y DIMENSIONALES DE PIEZAS
ESTAMPADAS EN CALIENTE**

Presentado por:

Maidar Muro Larisgoitia

en el

Departamento de Ingeniería Mecánica

en la

Universidad del País Vasco – Euskal Herriko Unibertsitatea

para la obtención del grado de

Doctor Ingeniero Industrial

Dirigida por:

Prof. Dr. D. Carlos Angulo Duque

Prof. Dr. D. Antón Gorriño Vicandi

Bilbao, Mayo de 2017

Alaitz, Bego eta Kepari

ESKER ONAK

Lehenik eta behin nire tesiko zuzendariei, Antón Gorriño eta Carlos Angulori, mila esker eskeinitako denbora, aholku eta zuzenketa guztiengatik.

Esker onak adierazi nahi nizkieke, ere berean, zuzenean eta zeharka tesia aurrera eramaten lagundu didaten IK4-Azterlaneko lankideei. Eta nola ez, zuei, Gari eta Itziar, beti alboan egon zaretelako eta behar izan dudan guztian lagundu didazuelako; umorea eta animoak galduta egon direnean ere hor egon zaretelako.

Bestetik, Gestampeko Bea, Natxo eta Jorgeri eskertu nahi nieke Eusko Jaurlaritzak diruz lagundutako Duratool proiektuko emaitzak erabiltzen uztea. Proiektua Gaitek 2015 eta Hazitek 2016 programen barruan emandako dirulaguntzari esker aurrera atera da.

Azkenik, esker berezia eman nahi nieke etxekoei: familia, maitale eta lagunei. Bizitzako momentu on eta txarretan hor zaudetelako, eta azken batean, bizitza zuekin askoz errezagoa delako. Izugarri maite zaituztet.

Bihotzez, mila esker denoi.



Euskal Herriko
Unibertsitatea



EGEF
FEDER

Euskalde Garapenerako
Europar Fundak
Fondo Europeo
de Desarrollo Regional



GLOSARIO DE TÉRMINOS Y SIGLAS

INTRODUCCIÓN

1. RESUMEN	1-1
2. OBJETIVOS	1-2
3. ORGANIZACIÓN DE LA TESIS	1-3

CAPÍTULO I. ESTADO DEL ARTE

1 DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE ESTAMPACIÓN EN CALIENTE DE CHAPA DE ACERO	I-1
2 HERRAMIENTAS PARA LA ESTAMPACIÓN EN CALIENTE	I-13
2.1 Descripción de las partes activas	I-13
2.2 Materiales	I-16
2.3 Sistemas de refrigeración	I-18
2.3.1 Coeficiente de transferencia de calor entre la herramienta y la chapa	I-23
2.4 Mecanismos de fallo dominantes	I-24
2.4.1 Deformación plástica	I-25
2.4.2 Rotura	I-26
2.4.3 Melladuras	I-27
2.4.4 Fatiga térmica	I-28
2.4.5 Desgaste	I-29
3 INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS QUE AFECTAN EL DESGASTE	I-42
3.1 Temperatura	I-47

3.2 Recubrimientos	I-51
4 CONFIGURACIONES BI-METÁLICAS	I-56
4.1 Láser cladding	I-60
5 CONCLUSIONES	I-62

CAPÍTULO II. TRANSFERENCIA DE CALOR EN LAS HERRAMIENTAS PARA ESTAMPACIÓN EN CALIENTE

1 DEFINICIÓN DEL COEFICIENTE IHTC	II-1
2 PARÁMETROS DEL PROCESO QUE INFLUYEN EN EL IHTC	II-1
2.1 Conductivida térmica	II-4
2.2 Presión	II-6
3 PRUEBAS EXPERIMENTALES PARA DETERMINAR EL IHTC	II-8
3.1 Estudio de la influencia de la presión sobre el IHTC	II-8
3.2 Análisis de la influencia de la conductividad térmica sobre la velocidad de enfriamiento	II-16
4 RESULTADOS Y CONCLUSIONES	II-23

CAPÍTULO III. ESTUDIO DEL DESGASTE EN LAS HERRAMIENTAS PARA ESTAMPACIÓN EN CALIENTE

1 ASPECTOS TRIBOLÓGICOS	III-1
2 ESTUDIO DE ALTERNATIVAS ENTRE ACEROS PARA HERRAMIENTAS ..	III-1
2.1 Tratamiento térmico	III-4
2.2 Influencia de la temperatura de revenido	III-7
2.3 Efecto del tiempo sobre la dureza a elevadas temperaturas	III-10

3 PRUEBAS EXPERIMENTALES DE FRICCIÓN Y DESGASTE	III-11
3.1 Ensayos PoD	III-11
3.2 Ensayos SRV	III-18
4 RESULTADOS Y CONCLUSIONES	III-35

CAPÍTULO IV. FABRICACIÓN DE HERRAMIENTAS PARA ESTAMPACIÓN EN CALIENTE

1 CONFIGURACIÓN BI-METAL	IV-1
2 SELECCIÓN DE ALTERNATIVAS PARA EL PROCESO DE APORTACIÓN ..	IV-2
3 SELECCIÓN DE MATERIALES	IV-11
4 PRUEBAS EXPERIMENTALES DE APORTACIÓN	IV-14
4.1 Fabricación de probetas	IV-14
4.1.1 Inspección macroscópica	IV-16
4.1.2 Composición química del polvo metálico	IV-18
4.1.3 Microscopía electrónica del polvo metálico	IV-20
4.1.4 Microscopía óptica	IV-21
4.1.5 Control de durezas	IV-24
4.1.6 Microscopía electrónica de la deposición	IV-26
4.1.7 Transformación de la austenita	IV-31
4.1.8 Búsqueda de la solución óptima	IV-33
4.1 Ensayos de desgaste del material de aportación	IV-41
5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	IV-43
6 CONCLUSIONES	IV-57

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN

1 CONCLUSIONES	V-1
2 LINEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN	V-4

REFERENCIAS

GLOSARIO DE TERMINOS Y SIGLAS

BIW. Body in White o carrocería

BoD, Ball-on-Disk, ensayo de desgaste unidireccional

CCT. Continuous Cooling Transformation o transformación de enfriamiento continuo

CNC. Control Numérico por Computarizado

COF. Coefficient of Friction o coeficiente de fricción

Cup Deep Drawing o ensayo de embutición profunda en copa

CVD. Chemical Vapor Deposition o deposición química de vapor

DDPS. Deep Drawing Process Simulator o simulador del proceso de embutición profunda

Deep Drawing o embutición profunda

DMD. Direct Metal Deposition o deposición directa de metal

DMLS. Direct Metal Laser Sintering o sinterizado directo de metal por láser

EDS. Energy Dispersive X-ray Spectroscopy o espectrometría de dispersión de energía de rayos X

ESR. Electro Slag Remelting o electro afinado de escoria

Euro NCAP. European New Car Assessment Programme o programa Europeo de evaluación de automóviles nuevos

Flat Drawing o embutición plana

FEGSEM. Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy o microscopía electrónica de barrido de emisión de campo

HSS. High Strength Steel o acero de alta resistencia

HTCS. High Thermal Conductivity Steel o acero de elevada conductividad térmica

IHTC. Interfacial Heat Transfer Coefficient o coeficiente de transferencia de calor intercara

IIHS. Insurance Institute & Highway Safety

Lk. Índice de aleación

LMD. Laser Metal Deposition o deposición de metal por láser

Ms. Martensite start o temperatura de inicio de la transformación martensítica

PoD. Pin on Disk

PVD. Physical Vapor Deposition o deposición física en fase vapor

SEM. Scanning Electron Microscope o microscopio electrónico de barrido

SLS. Selective Laser Sintering o sinterizado láser selectivo

SMBF. Sheet Bulk Metal Forming o conformado de chapa gruesa

SRV. Reciprocating Sliding Friction and Wear tester, ensayo de desgaste bidireccional

Strip Drawing test o embutición de chapa

Strip drawing test with bending action o embutición de chapa con accionamiento de doblado

TD. Thermal Diffusion o difusión térmica

TRC. Thermal Contact Resistance o resistencia de contacto térmico

UHSS. Ultra High Strength Steel o acero de ultra alta resistencia

VAR. Vacuum Arc Remelting o refusión bajo vacío

VUD. Vehículo Utilitario Deportivo

INTRODUCCIÓN

1 RESUMEN

En la fabricación de componentes del body-in-white (BIW) mediante la tecnología de estampación en caliente, uno de los elementos que más penaliza el proceso son las herramientas de conformado/temple. Por ello, en esta tesis doctoral se han analizado los principales mecanismos de fallos de las actuales herramientas empleadas en la tecnología de estampación en caliente. En este sentido las herramientas se caracterizan por su limitada vida en servicio. De las distintas incidencias presentes en las herramientas, el desgaste de las mismas es el mecanismo de fallo más destacable. Tras analizar numerosos estudios tribológicos sobre el deslizamiento entre el acero de herramientas y el acero utilizado en la fabricación de componentes del BIW, se concluye que en la actualidad no se dispone de una alternativa clara capaz de aumentar la vida a desgaste de las herramientas de estampación en caliente. En este marco, la presente tesis doctoral se orienta a la fabricación de herramientas de estampación en caliente bi-metálicas caracterizadas por una elevada resistencia a desgaste.

Con el fin de aumentar la resistencia a desgaste de la superficie de las herramientas, esto es, zona de contacto entre herramienta y acero a conformar, se proponen alternativas basadas en las tecnologías de deposición como alternativa para la construcción de herramientas bi-metálicas. La tecnología de deposición por láser es capaz de fabricar superficies de elevada dureza y con presencia de carburos, lo que permite mejorar la resistencia a desgaste.

Antes de analizar los posibles materiales a utilizarse como aporte y realizar pruebas con soluciones fabricadas mediante tecnologías de deposición por láser, se trabaja sobre tres aceros convencionales de trabajo en caliente empleados en la tecnología de estampación en caliente para la construcción de herramientas. Se analiza el comportamiento a desgaste de estas herramientas a temperatura ambiente y elevada temperatura. Tras el análisis de estos estudios se selecciona el metal base a utilizar en la construcción de herramientas bi-metálicas. Una vez seleccionado el acero base, se desarrollan los materiales capaces de aumentar la resistencia a desgaste a la vez que puedan ser fabricados mediante tecnologías de deposición.

Tras la selección de distintas soluciones se realiza la fabricación de muestras y la caracterización metalúrgica de las mismas. Los resultados de caracterización realizados permiten identificar la mejor solución capaz de mejorar la resistencia al desgaste de las actuales herramientas.

Finalmente se realizan ensayos de desgaste a escala de laboratorio mediante ensayos tribológicos, con el fin de realizar una primera aproximación y comparación entre el acero de referencia y el material de aportación desarrollado a temperatura ambiente y elevada temperatura.

2 OBJETIVOS

El objetivo principal de esta tesis doctoral es la búsqueda de una solución a desgaste de las herramientas de estampación en caliente de nueva generación capaces de aumentar la vida en servicio de las mismas. Esto supone alcanzar la consecución de los siguientes objetivos parciales:

- Profundizar en el estudio del proceso de fabricación de la estampación en caliente.
- Identificar los principales mecanismos de fallo de las actuales herramientas de conformado/temple.
- Analizar los distintos estudios tribológicos realizados con el fin de conocer las condiciones de contacto presentes entre la chapa de acero 22MnB5 y el acero utilizado en la construcción de la herramienta.
- Llevar a cabo la experimentación a desgaste de aceros de herramienta de trabajo en caliente convencionales.
- Definir las características del material susceptible de utilizarse como aporte en la tecnología de deposición por láser para la fabricación de herramientas de nueva generación.
- Realizar la experimentación a escala de laboratorio del material de aporte desarrollado.

3 ORGANIZACIÓN DE LA TESIS

El desarrollo de la presente tesis se presenta ordenado y repartido en 5 capítulos.

En el Capítulo I, “Estado del arte”, se analiza el estado de arte referente al proceso de estampación en caliente y a las herramientas empleadas. En este capítulo se analizan distintos aspectos claves de las herramientas de estampación en caliente en relación con su vida útil. Se abordan aspectos como la configuración de las partes activas, la velocidad de enfriamiento, los mecanismos de fallo, numerosos estudios tribológicos realizados y por último las configuraciones bi-metálicas como alternativa al desgaste.

A lo largo del Capítulo II, “Transferencia de calor en las herramientas para estampación en caliente” se analizan los parámetros del proceso que influyen sobre la transferencia de calor en la intercara entre la herramienta y la chapa a conformar. Además se realizan ensayos donde se analizan la influencia de la presión en la transferencia de calor y, se estudia la influencia de la conductividad térmica de los materiales empleados en la construcción de herramientas sobre la velocidad de enfriamiento.

En el Capítulo III, “Estudio del desgaste en las herramientas para la estampación en caliente” se analizan 3 aceros de herramienta de trabajo en caliente de los principales fabricantes de aceros. Uno de estos tres aceros es el más extendido en la construcción de las herramientas de estampación en caliente con lo que a lo largo del Capítulo II, III y IV es el acero que se utiliza como referencia y las distintas alternativas expuestas a lo largo de la parte experimental se comparan con la misma. En este capítulo se caracterizan en detalle tanto el acero de referencia como las alternativas propuestas con el fin de evaluar la potencialidad que presenta cada una de ellas. Para ello, se profundiza sobre la importancia del tratamiento térmico de los aceros de herramienta y la influencia de la temperatura de revenido con objeto de identificar el binomio dureza/tenacidad. Por último, con el fin de caracterizar los tres aceros a desgaste se realizan ensayos de PoD (Pin on Disk) a temperatura ambiente y, ensayos SRV (Reciprocating Sliding Friction) a temperatura ambiente y elevada temperatura. Los distintos estudios preliminares realizados a lo largo de este capítulo permiten seleccionar las condiciones óptimas de cada uno de los aceros para su análisis dentro

del marco experimental de la tesis doctoral. Además, también se define el acero base a emplear en la configuración bi-metálica de las herramientas de nueva generación.

En el Capítulo IV, “Fabricación de herramientas para estampación en caliente”, se desarrollan distintas aleaciones susceptibles de utilizarse como material de aportación capaz de aumentar la resistencia a desgaste de las actuales herramientas. Tras la selección de una de las aleaciones desarrolladas como aportación se realizan ensayos a desgaste SRV con el acero de referencia y el material de aporte desarrollado.

Por último, en el Capítulo V, “Conclusiones y líneas futuras de investigación”, se recogen las principales conclusiones obtenidas en la ejecución de la presente tesis doctoral, así como la identificación de futuras líneas de investigación que han quedado abiertas durante el desarrollo del presente trabajo.

CAPÍTULO I
ESTADO DEL ARTE

1 DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE ESTAMPACIÓN EN CALIENTE DE CHAPA DE ACERO

El sector de automoción está inmerso en una dinámica de desarrollo constante ya que, en todo momento, debe dar respuesta a las exigencias del mercado: reducción de peso de los componentes, minimización del consumo de combustible y de la emisión de CO₂, así como el avance en materia de seguridad, principalmente en lo que se refiere a impactos o choques [Rahn, 2013; Schaeffler, 2007] (Figura I. 1). En este sentido, están muy presentes las exigencias de la normativa Euro NCAP (European New Car Assessment Programme, "Programa Europeo de Evaluación de Automóviles Nuevos") donde el sistema de valoración de seguridad de cinco estrellas se determina a partir de una serie de ensayos de vehículos, diseñados y llevados a cabo por Euro NCAP (Figura I. 1). Se trata de un programa de seguridad para automóviles, actualmente apoyado por siete gobiernos europeos, así como por organizaciones de automovilismo y consumidores de cada país de la Unión Europea. La Euro NCAP se ha convertido rápidamente en un catalizador para fomentar importantes mejoras de seguridad en el diseño de vehículos nuevos.

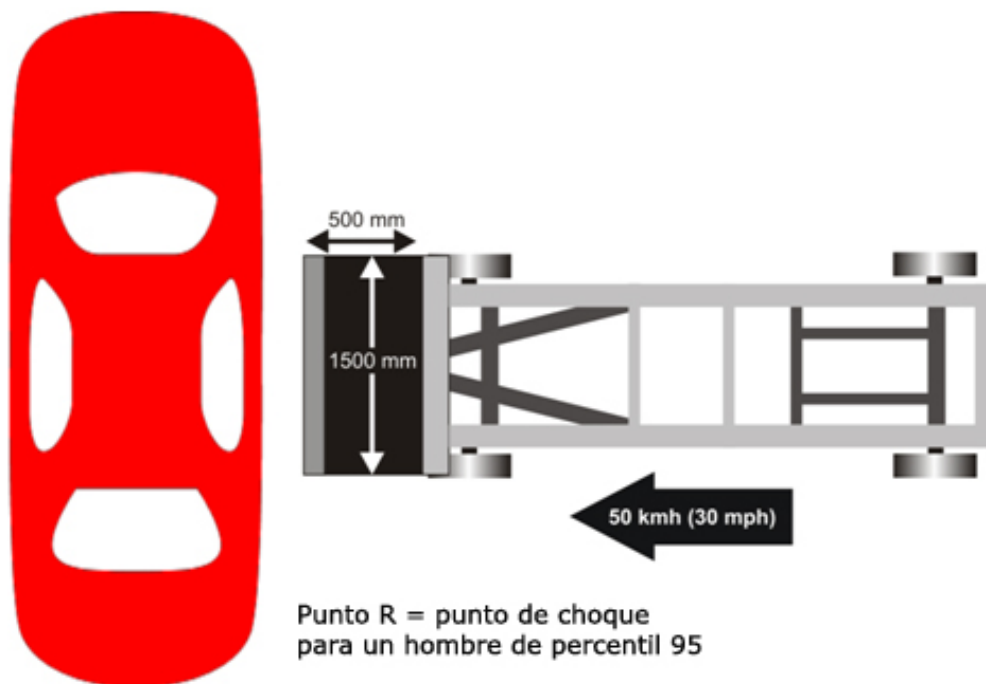


Figura I. 1. Ensayo lateral según Euro NCAP [Schieck, 2011].

Con el fin de dar respuesta a las exigencias del mercado, el sector de automoción se ha centrado en fabricar componentes para la carrocería (body-in-white - BIW) a partir de aceros de ultra alta resistencia (Ultra High Strength Steel - UHSS). La utilización de este tipo de materiales permite fabricar componentes con mayor resistencia y menor espesor [Neugebauer, 2011]. De esta forma, en los últimos años se ha dado un rápido incremento del uso de estos aceros en la fabricación de componentes para los automóviles.

A pesar de que la estampación en caliente de chapa se desarrolló en 1973 por la compañía sueca (Plannja Hard Tech) para la fabricación de herramientas agrícolas [Berglund, 2008], esta tecnología es de reciente implantación en la industria del automóvil. La motivación surgió de la necesidad de fabricar componentes de aceros de elevada resistencia y menor peso, requerimientos similares a los que en la actualidad demandan los estándares de seguridad y resistencia al choque desde el sector de automoción, junto con la necesidad de reducir la huella de carbono de los vehículos. Cada vez más, las piezas estampadas en caliente sustituyen a las fabricadas en frío con aceros de alta resistencia para su uso en zonas críticas del automóvil, principalmente componentes que forman parte del body-in-white.

En el año 1984, Saab Automobile, AB, fue el primer fabricante de automóviles en fabricar un componente de acero al boro endurecido por medio de esta tecnología para uno de sus vehículos. El número de piezas producidas aumentó de 3 millones de piezas al año en 1987, a 8 millones en 1997 y aproximadamente hasta los 107 millones de piezas por año en 2007 [Karbasián, 2010]. Para el 2015 se pronosticó una demanda anual de 450 millones componentes [Hund, 2011]. Actualmente, los expertos pronostican un fuerte crecimiento en la demanda de componentes fabricados mediante la tecnología de estampación en caliente en el sector de automoción, con una previsión de 574 millones de piezas para el 2018 [Schuler Group] (Figura I. 2).

Dicho incremento está directamente relacionado con las ventajas en cuanto al aumento de la resistencia y disminución del espesor de la pieza fabricada y, en consecuencia, a la reducción de peso de elementos o subconjuntos estructurales que representa. Pero,

como todo proceso novedoso, viene acompañado de incidencias que dificultan el proceso y que necesitan solución.

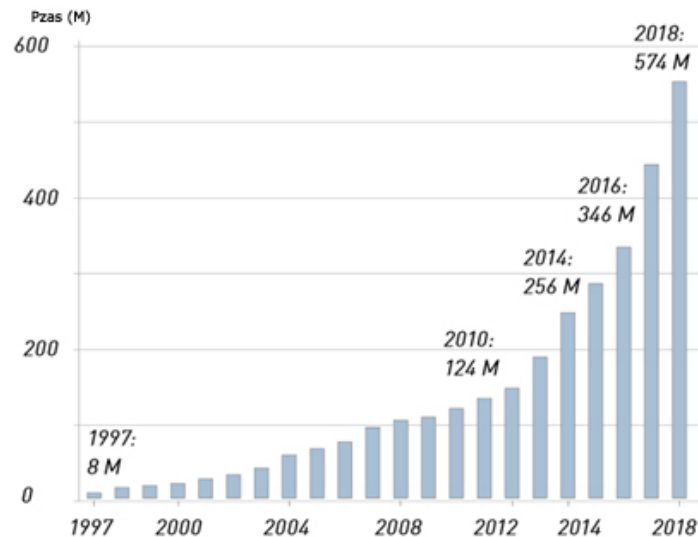


Figura I. 2. Evolución del crecimiento en el número de componentes fabricados mediante estampación en caliente [Schuler Group].

Dicho incremento está directamente relacionado con las ventajas en cuanto al aumento de la resistencia y disminución del espesor de la pieza fabricada y, en consecuencia, a la reducción de peso de elementos o subconjuntos estructurales que representa. Pero, como todo proceso novedoso, viene acompañado de incidencias que dificultan el proceso y que necesitan solución.

El conformado de aceros UHSS a temperatura ambiente está limitado por su baja conformabilidad y su elevada recuperación elástica o springback. Mediante la estampación en caliente se mejora la conformabilidad a la vez que se eliminan los problemas relacionados con la recuperación elástica, ya que el springback del acero 22MnB5 (acero microaleado al boro empleado en la tecnología de estampación en caliente) es prácticamente inapreciable [Shuehiro, 2003].

Desde la perspectiva de las demandas anteriormente indicadas (reducción de peso, consumo de combustible, emisiones de CO₂ y mejora en la respuesta al choque), la tecnología de estampación en caliente se posiciona de forma especialmente atractiva frente a la estampación en frío, ya que ofrece productos totalmente alineados con las

necesidades anteriormente citadas. En la estampación en caliente, al igual que sucede con la práctica totalidad de otros métodos de fabricación, se diferencian tres aspectos claves; materiales a transformar, herramientas y equipamiento.

En la actualidad, el acero UHSS empleado en la fabricación de componentes mediante la tecnología de estampación en caliente es el acero 22MnB5, acero microaleado al boro-manganeso. Este acero se suministra con y sin recubrimiento.

Los recubrimientos se emplean con el fin de evitar la oxidación y la descarburación de la chapa durante el calentamiento en el horno. Un ejemplo muy común es el caso del recubrimiento AISi [Kusumi, 2003; Pelcastre, 2016], si bien la descarburación del acero base también se puede prevenir mediante el uso de atmósferas de protección en el horno.

El uso de recubrimiento sobre la chapa a conformar reduce además los problemas de corrosión durante la vida en servicio del componente fabricado [Golling, 2014; Pelcastre, 2016], favorece el control de la fricción durante el conformado y protege las herramientas frente al desgaste [Pelcastre, 2012]. Con el fin de obtener una mejor resistencia a la corrosión del recubrimiento AISi, se han desarrollado recubrimientos base zinc (Zn) [Kondratiuk, 2011]. Los recubrimientos de Zn se suministran con y sin níquel.

El estudio realizado con el ensayo de Strip Drawing el comportamiento a fricción del recubrimiento base Zn, y mediante ensayo de PoD a elevada temperatura se analiza los mecanismos de desgaste. El ensayo de PoD dispone de un dispositivo de enfriamiento capaz de reproducir sobre el pin los procesos termo-mecánicos que soportan las herramientas de estampación en caliente. Los resultados indican que el desgaste de las herramientas se caracterizan por una combinación de fenómenos de desgaste adhesivo y abrasivo que difiere del desgaste que se produce con el recubrimiento AISi [Ghiotti, 2014].

Otro estudio llevado a cabo, donde se comparan el comportamiento tribológico (análisis de fricción en caliente y el desgaste) de los recubrimiento base Zn y AISi, se concluye que, en general, el recubrimiento Zn se comporta mejor que el recubrimiento AISi, si bien no hay grandes diferencias entre ellos [Ghiotti, 2015].

En otro trabajo se identifica que, en todos los aceros analizados, el desgaste adhesivo es el principal mecanismo de fallo en los radios debido a la acumulación de AlSi. Por lo tanto, se concluye que realizando cambios sobre el material de herramienta puede dar lugar a una mejor resistencia al desgaste, tanto adhesivo como abrasivo, al fabricar componentes mediante la tecnología de estampación en caliente de chapas de acero 22MnB con recubrimiento AlSi, Zn o de algún otro tipo [Boher, 2012].

En cuanto el estudio tribológico de chapas recubiertas de Zn, se investiga la fricción y el desgaste en caliente en el contacto entre la herramienta y la chapa recubierta con AlSi y Zn-Ni mediante el ensayo strip drawing (estirado de chapa) y conformado. Las chapas con recubrimiento de Zn-Ni presentan un menor valor del coeficiente de fricción que las chapas recubiertas con AlSi debido a la formación de una densa capa de óxido durante el calentamiento de la misma. Además, con la formación del óxido de Zn (ZnO) se aumenta el desgaste de la pieza a conformar. No obstante, la transferencia de masa y la continua acumulación de material sobre la superficie de la herramienta es menor cuando se trabaja con material recubierto con Zn-Ni. Por lo tanto, se deduce que la formación de óxido de zinc (ZnO) es beneficiosa para la disminución tanto del coeficiente de fricción como de la acumulación indeseada de material adhesivo metálico que va cubriendo la superficie de la herramienta. En cuanto a la distancia de deslizamiento y la carga aplicada, con el aumento de ambas el coeficiente de fricción del recubrimiento AlSi aumenta, mientras que el coeficiente de fricción del recubrimiento Zn disminuye [Kondratiuk, 2011].

En un trabajo doctoral, mediante ensayos de SRV en los que en todos los casos el pin está compuesto por material de herramienta y el contra-cuerpo es de acero 22MnB5 con recubrimiento AlSi o sin recubrimiento, se evalúa la interacción tribológica entre la herramienta y la pieza a conformar mediante estampación en caliente. Se centra en la transferencia de material o galling, mecanismo asociado al desgaste adhesivo severo, durante el conformado en caliente del acero 22MnB5 así como en los mecanismos responsables y los parámetros asociados. Se concluye que la topografía superficial tiene una gran importancia para que se produzca galling, así como la orientación de la rugosidad superficial con respecto a la dirección de deslizamiento. El deslizamiento paralelo con respecto a la superficie reduce la tendencia al galling. La transferencia de

material se debe a la compactación de partículas de desgaste y incrementa con el aumento de la presión y con la presencia de cavidades superficiales donde las partículas quedan atrapadas [Pelcastre, 2013b]. También se investiga la evolución de la microestructura y de la superficie del recubrimiento AlSi frente a diferentes condiciones de calentamiento, concluyendo que las fases presentes en el recubrimiento afectan la respuesta tribológica. Con la presencia de las fase Fe_5Al_2 y $FeAl_2$ sobre la superficie el desgaste adhesivo severo (galling) se reduce [Pelcastre, 2016].

Del mismo modo se apunta que la fase AlFe principalmente induce desgaste adhesivo, mientras que la fase Fe_5Al_2 promueve el desgaste abrasivo debido su elevada dureza y a la delaminación de las frágiles partículas intermetálicas [Windmann, 2015].

En el caso del acero sin recubrimiento, se evita la formación de cascarilla y descarburación mediante el control de la atmosfera del horno durante el calentamiento. Sin embargo, en el tiempo transcurrido durante la transferencia de la silueta desde la salida del horno hasta la entrada y cierre del troquel, es inevitable que se forme cascarilla sobre la superficie del material. Por ello, las piezas fabricadas con acero sin recubrimiento se granallan tras la operación de conformado/temple, con el fin de eliminar la cascarilla. Las operaciones de granallado son caras y pueden afectar a las tolerancias geométricas de piezas de pequeño espesor.

Durante el conformado el material presenta una baja tensión de fluencia como consecuencia de la elevada temperatura, pero debido a los cambios microestructurales que se presentan durante el cierre en troquel (transformación de austenita en martensita) el componente llega a alcanzar los 1.500 MPa de resistencia mecánica. El sentido de laminación del acero no influye en el comportamiento durante el conformado en caliente, mientras que la temperatura presenta una gran influencia en las propiedades de fluencia, dando lugar a una disminución de la tensión y al aumento del endurecimiento por deformación con el incremento de la temperatura [Merklein, 2006].

En cuanto a las herramientas que demanda la tecnología de estampación en caliente, estas se diferencian considerablemente de las empleadas en la estampación en frío, ya que deben ser capaces de dar respuesta a dos necesidades o particularidades básicas de esta tecnología. Por una parte, el conformado propiamente dicho y, por otra, la

capacidad de enfriamiento (mediante circuitos de refrigeración integrados), de tal forma que la pieza ajustada en términos de volumen, sea capaz de alcanzar el cambio microestructural que de lugar el endurecimiento mediante el mecanismo de temple (transformación martensítica). Las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas mediante esta tecnología (resistencias superiores a 1.500 MPa), se diferencian sustancialmente de las obtenidas en las piezas fabricadas mediante la estampación en frío con aceros convencionales (resistencias que pueden situarse en el entorno de los 350MPa).

En relación al equipamiento utilizado en las líneas de fabricación de estampación en caliente se encuentran en la gran mayoría hornos de rodillos, transferencia robotizada donde se coge la silueta a la salida del horno y se coloca en el troquel, y por último se posicionan en la prensa hidráulica. La utilización de una prensa hidráulica esta justificada porque durante el conformado, la herramienta se debe mantener cerrada durante unos segundos para que se complete la transformación microestructural (temple).

En la tecnología de estampación en caliente se conocen dos tipos de procesos, ya consolidados, que se designan como “método directo y método indirecto”, conceptos que se asocian a la acción, simultánea o no, de las etapas de conformado en caliente y temple en troquel (Figura I. 3).

En el método directo, en un único utillaje y golpe de prensa u operación se consigue que la pieza quede prácticamente terminada. Esto es, ajustada en volumen y propiedades mecánicas, a falta únicamente de algunas operaciones de acabado adicionales (corte perimetral, punzonado, granallado, etc.). La silueta se calienta en un horno para su completa austenización y se transfiere a la prensa / herramienta, donde se conforma y temple simultáneamente.

En el método indirecto, en primer lugar la silueta se conforma en frío para obtener una primera preforma. Posteriormente, la preforma se calienta para austenizarla completamente en el horno y finalmente en el mismo golpe de prensa se acuña y temple en troquel. En el método indirecto se emplean principalmente chapas con recubrimiento de Zn [Pelcastre, 2013b] o sin recubrimiento [Merklein, 2008a], en ningún caso se utilizan chapas con recubrimiento AISi.

La revisión de los procesos y de las metodologías de fabricación que en la actualidad se encuentran en el mercado indica que el método más utilizado es el directo. Los actuales indicadores parecen mostrarse más favorables al uso del método directo cuando se procesan grandes series de piezas y, más aún, si son componentes de gran tamaño.

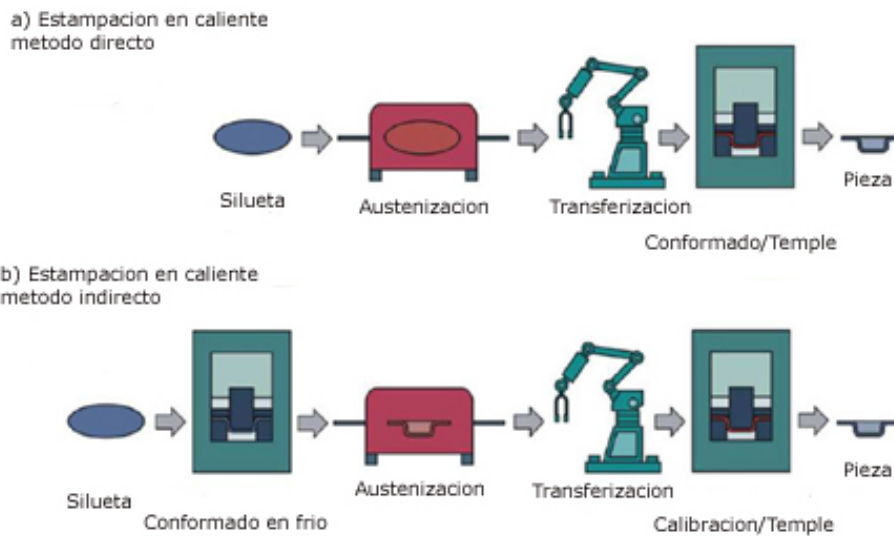


Figura I. 3. Representación esquemática de los dos procesos de fabricación: (a) método directo y (b) método indirecto [Karbasián, 2010].

La principal particularidad del método directo es que las dos operaciones clave (el conformado de la pieza y el temple en troquel), se realizan de forma secuencial en el mismo utillaje. En las actuales líneas de fabricación se diferencian tres operaciones básicas.

- **Calentamiento de siluetas.** La materia prima en formato chapa utilizada es un acero del tipo 22MnB5, suministrado en estado de recocido. Las siluetas o desarrollos se obtienen por corte en troquel y, la geometría y dimensiones de los desarrollos obedecen a las demandas del componente a fabricar. Las siluetas se calientan en horno hasta alcanzar la temperatura de consigna, que se sitúa entorno a los 900 - 950 °C. Durante el calentamiento se produce el cambio microestructural de austenizado (estado metalúrgico de partida necesario para el posterior temple y transformación martensítica).

- **Transferización horno-troquel.** Corresponde al transporte del desarrollo desde el horno de calentamiento hasta la prensa. En el momento en el que la silueta abandona el horno, da comienzo su enfriamiento por radiación y, por ello, los tiempos de transferización están limitados y deben cumplirse de forma estricta. Por ejemplo, en aquellos casos donde el desarrollo se calienta hasta los 930 °C, antes de entrar en contacto con la herramienta la temperatura del mismo puede descender hasta los 750 °C [Pelcastre, 2016]. También se define el tiempo máximo que el acero se mantiene en estado de austenizado hasta los 750 °C sin que dé comienzo transformación alguna [Naderi, 2011]. Por el contrario, otro estudio analiza la mejora del proceso de estampación en caliente mediante un rápido enfriamiento hasta los 700 °C, previo a la operación de conformado/temple, donde se concluye que de esta forma se obtiene una mayor densidad martensítica y una mayor conformabilidad [Zhao, 2016]. Aun así, habitualmente se busca que el conformado en caliente ocurra a la temperatura 800 – 850 °C donde el material de chapa presenta un comportamiento plástico isotrópico [Merklein, 2008b].
- **Conformado y temple.** En la secuencia de cierre del troquel, se desarrollan de forma consecutiva, las dos operaciones fundamentales de la tecnología de estampación en caliente. En primer lugar, el conformado de la pieza propiamente dicho y, en segundo lugar, el temple en troquel. Para que ocurra el temple en troquel las herramientas disponen de circuitos de refrigeración por las que se hace pasar líquido de forma que se garantiza un rápido enfriamiento de la pieza a fabricar. Desde un punto de vista estrictamente metalúrgico, la clave se encuentra en la transformación austenita-martensita. La operación de conformado debe comenzar antes de que comience a la transformación martensítica. Generalmente el endurecimiento en troquel ocurre entre los 800°C y la temperatura ambiente [Windmann, 2015].

Tal y como se ha indicado en la esquematización anterior, la etapa más crítica del proceso es la de enfriamiento, ya que todas y cada una de las partes de la pieza tras la operación conformado/temple deben encontrarse en estado martensítico. Para que se produzca el cambio microestructural, es imprescindible que la velocidad de enfriamiento

sea superior a la “velocidad crítica” y, para ello, es determinante la existencia de un íntimo contacto entre el troquel y la pieza a conformar. La velocidad crítica de temple se define como la velocidad de enfriamiento para la cual no se corta el diagrama de la CCT (Continuous Cooling Transformation o transformación de enfriamiento continuo), evitando de esta forma la difusión del carbono (Figura I. 4). En estas condiciones, la transformación martensítica, no depende del tiempo, solo depende de la temperatura. Por ello, una vez que se obtenga una temperatura inferior a la M_s (martensite start o comienzo de la transformación martensítica) se obtendrá una cantidad concreta de martensita en un tiempo muy corto, pero manteniendo el acero a dicha temperatura no se obtendrá mayor cantidad de martensita. Para obtener mayor cantidad de martensita hay que disminuir más la temperatura. Tal y como se observa en la Figura I. 4, para una velocidad de $60\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ se obtiene una microestructura completamente martensítica (M), mientras que para el resto de las curvas de menor velocidad de enfriamiento se obtiene microestructuras compuesta por bainita (B), ferrita (F) o perlita (P) lo que da como resultado una menor resistencia y dureza, que la microestructura compuesta completamente por martensita.

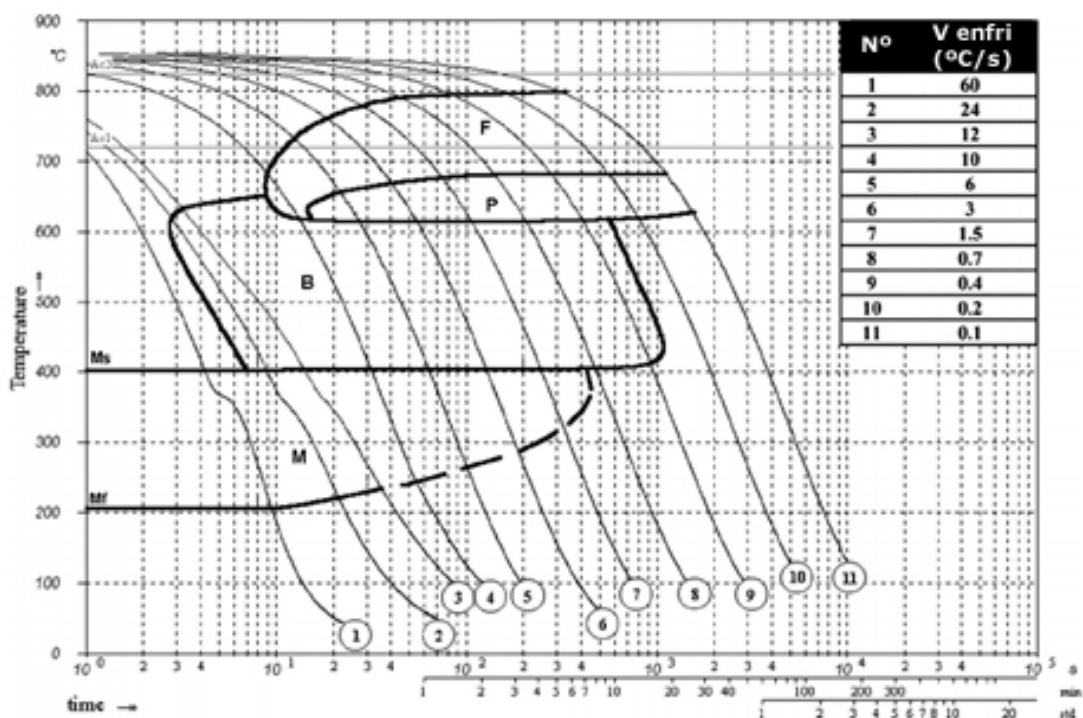


Figura I. 4. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) [Nikraves, 2015].

Uno de los principales objetivos de la utilización de aceros de ultra alta resistencia en la fabricación de componentes está relacionado con el aumento de la seguridad de los pasajeros donde el derrumbamiento o desplome del compartimiento de los pasajeros se debe evitar a toda costa. Por otro lado, durante el choque la energía del impacto debe transformarse en energía de deformación, con el fin de que las fuerzas de aceleración se mantengan en el límite admisible por los pasajeros. En el caso del Pilar B, estos objetivos entran en conflicto (alta resistencia y elevada deformabilidad) [Kolleck, 2010]. Por ello, a pesar de la búsqueda de una transformación martensítica completa en el componente a fabricar, con el fin de mejorar la respuesta frente al impacto, se desea que algunos componentes que componen el BIW, principalmente los Pilares B, presenten menor resistencia y un mayor alargamiento en ciertas zonas de la pieza [Bardelcik, 2010] (Figura I. 5).

Durante la colisión de un Vehículo Utilitario Deportivo (VUD), en el test simulado por IIHS (Insurance Institute & Highway Safety) el punto de impacto se encuentra encima del zócalo (parte inferior de la puerta del vehículo), donde más del 80 % de la energía debe ser absorbida por el Pilar B sin que se produzca el doblado del mismo a la altura del hombro del pasajero [Kolleck, 2010].

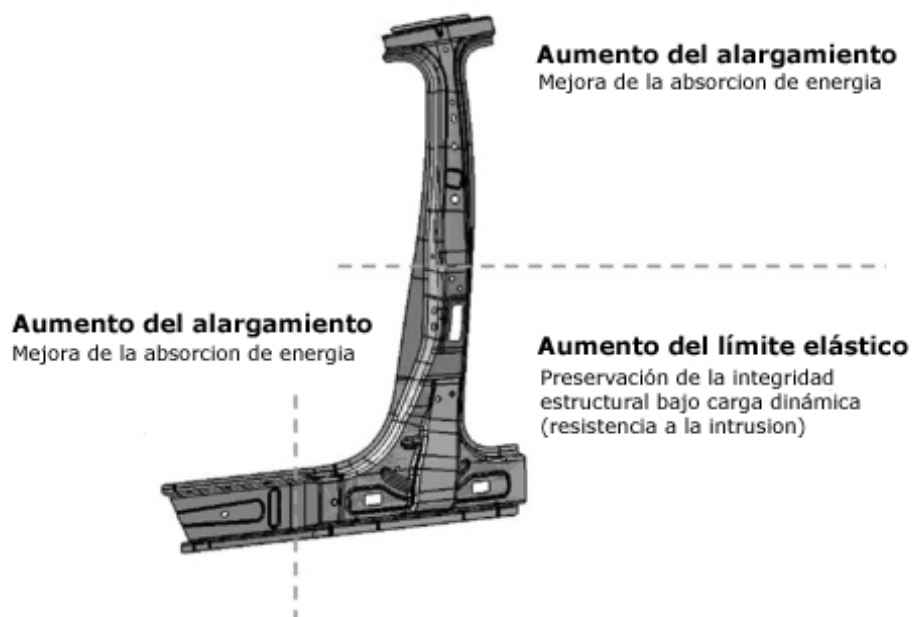


Figura I. 5. Un pilar B con propiedades optimizadas para mejorar la respuesta al choque [Neugebauer, 2011].

Por ello desde la industria del automóvil se demandan, cada vez más, diseños con propiedades diferenciadas en el mismo componente. En la actualidad existen distintas técnicas para lograrlo; temple ajustado (tailor tempering, soldadura ajustada con y sin espesor uniforme (tailor welding), laminación ajustada (tailor rolling) [Pérez-Santiago, 2013]. La tecnología de temple ajustado, se valía del proceso termo-mecánico para la fabricación de piezas con propiedades diferenciadas, mediante el calentamiento o enfriamiento en zonas concretas de la herramienta. Mediante el control de la velocidad de enfriamiento de la silueta se obtienen distintas transformaciones microestructurales a lo largo de la misma, con lo que se alcanzan propiedades ajustadas [Golling, 2013]. Otra forma de obtener distintas velocidades de enfriamiento y consecuentemente distintas propiedades a lo largo del componente a fabricar, es mediante la construcción de herramientas con materiales con distinta conductividad térmica [Casa, 2008].

En las líneas de estampación en caliente, se presentan incidencias relacionadas con el equipamiento propiamente dicho y con las herramientas de conformado/templado, de forma que los costes de fabricación se ven penalizados de forma especialmente significativa. Del conjunto de incidencias que se presentan en el proceso de fabricación (adhesión del recubrimiento sobre los rodillos, roturas retardadas en piezas, combado de siluetas, pegados y sobre crecimiento del recubrimiento AISi durante la etapa de calentamiento, elevado coste del corte perimetral de acabado mediante láser, desgaste de troqueles, etc.), las herramientas presentan una de las mayores fuentes de incidencias y gastos en el proceso de fabricación, principalmente debido al hecho de que su vida útil está limitada. Se ha identificado, que las herramientas se sustituyen tras la fabricación de 200.000 piezas o golpes de prensa [Ghiotti, 2013]. Se observa que la superficie de las herramientas presenta tal deterioro que quedan fuera de servicio, ya que no son capaces de fabricar piezas que cumplan con los requerimientos, ni en términos de volumen ni en propiedades mecánicas.

La tecnología de estampación en caliente debe aumentar la durabilidad del acero de herramienta, reducir el desgaste y desarrollar nuevos materiales y recubrimientos para dar respuesta a las demandas de reducción del coste y de las operaciones de mantenimiento, [García, 2009].

Por ello, esta tesis doctoral únicamente se centra en el diseño de herramientas de estampación en caliente capaces de mejorar su vida útil y reducir los gastos de mantenimiento.

2 HERRAMIENTAS PARA LA ESTAMPACIÓN EN CALIENTE

Comparando con el conformado en frío, la estampación en caliente presenta características y problemas diferentes, por lo que se requieren nuevos conocimientos relativos al diseño, la simulación, los materiales de las herramientas, el proceso, los conceptos metalúrgicos... No obstante, la experiencia recogida de los procesos de estampación en frío puede resultar de gran valor.

Las herramientas deben diseñarse teniendo en cuenta que el conformado se lleva a cabo a elevada temperatura y que se debe garantizar una velocidad de enfriamiento suficiente para que la pieza a fabricar alcance la transformación martensítica deseada. Además, tanto las propiedades como la calidad del componente a fabricar dependen de la herramienta ya que se trata de una de las claves de la tecnología de estampación en caliente [Ying, 2014].

Cualquier propuesta de cambio en los materiales utilizados en la construcción de las herramientas, debe basarse en la definición del estado de partida y en la identificación de los mecanismos de fallo que en la actualidad se presentan en las mismas y, por ello, el binomio mecanismos de fallo/optimización de materiales para una mejor eficiencia (mejor respuesta a menor costo) se ha constituido en el hilo conductor de la búsqueda de soluciones para la mejora de las herramientas.

2.1 Descripción de las partes activas

Las herramientas empleadas en la estampación en caliente presentan una apariencia similar a las de embutición en frío y constan, fundamentalmente, de punzón, matriz, pisador, bases supletorias y elementos de guiado.

Se consideran como partes activas aquellos elementos que trabajan en contacto con la silueta a conformar: la matriz y el punzón (Figura I. 6). Es habitual considerar estas

partes activas como elementos consumibles, ya que se someten a reparaciones de forma regular y son sustituidas periódicamente. El resto de elementos que componen un troquel, se conocen como partes no activas: placas soporte, actuadores, guías y elementos normalizados (tornillos, cáncamos, etc.).

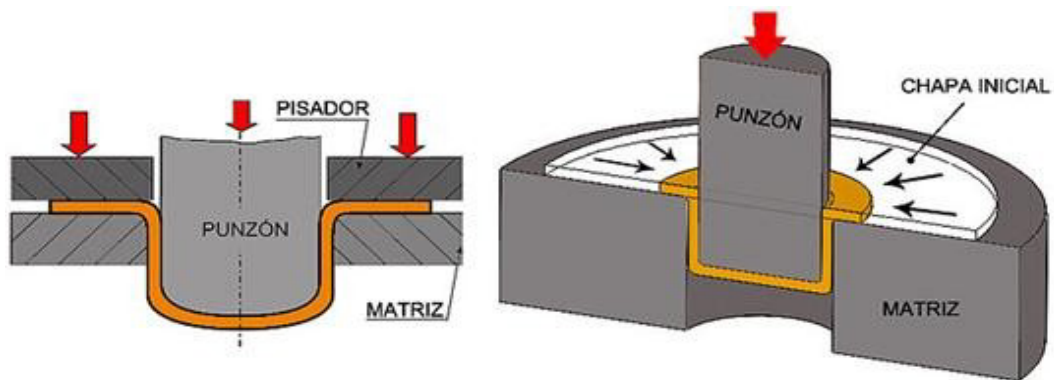


Figura I. 6. Identificación de las partes activas de un troquel [Salazar, 2012].

En las herramientas de estampación en caliente, las dos partes activas, fija y móvil, constan de una doble función: conformar y templar. Por ello, su configuración más habitual es la de tacos o “casetes” (Figura I. 7) que se insertan en el “porta-casetes” correspondiente (Figura I. 8). Entre los distintos casetes que forman la herramienta se han de cumplir dos condiciones funcionales: la unión entre los distintos casetes de forma que el conjunto presente un aspecto de unidad, y la comunicación entre sí de los circuitos de refrigeración.

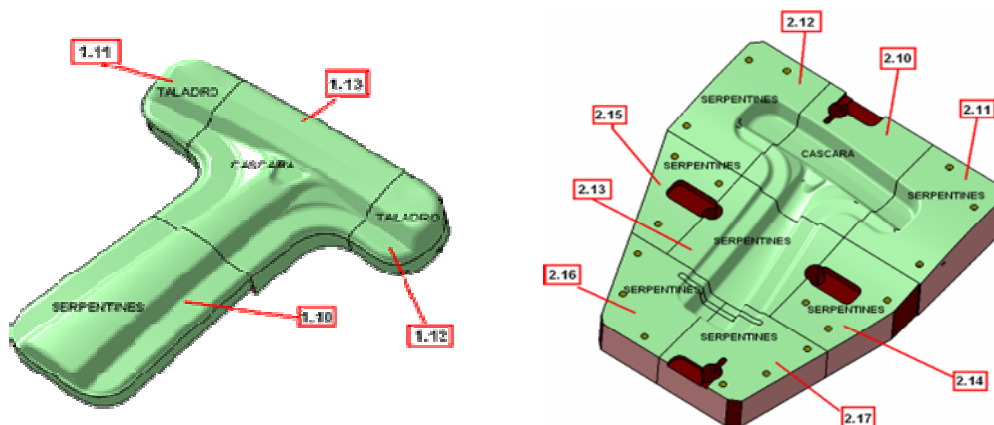


Figura I. 7. Tacos independientes correspondientes al punzón y la matriz [Barañano, 2009].

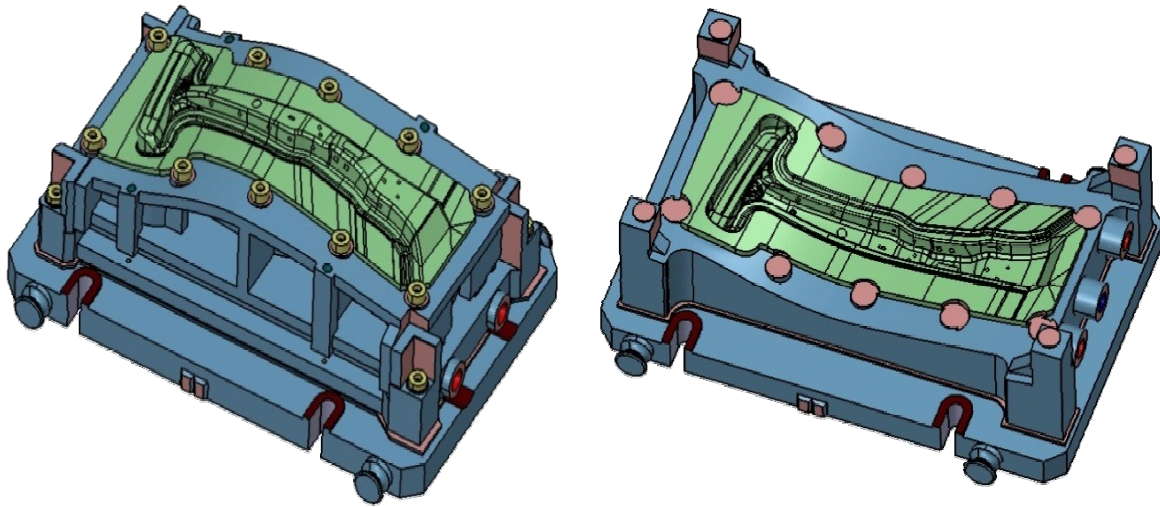


Figura I. 8. Punzón y matriz compuestos de distintos casetes y colocados en los respectivos porta-casetes [Barañano, 2009].

Se trata de dos condiciones funcionales de las herramientas utilizadas en estampación en caliente que deben tenerse en cuenta a la hora de introducir cualquier modificación o cambio de diseño.

El concepto de herramienta compuesta por diversos casetes condiciona el modo de fabricación, ya que las dimensiones de cada casete, vienen determinadas por la factibilidad de su fabricación mediante tecnologías de mecanizado por arranque de viruta, tanto de la propia geometría como de los circuitos de refrigeración de los casetes y no, como podría pensarse, por otras necesidades planteadas por la propia tecnología de estampación en caliente.

La fabricación de estos tacos se lleva a cabo, principalmente, partiendo de acero forjado. Mediante operaciones de mecanizado se obtienen la geometría y los circuitos de refrigeración necesarios para que durante el conformado/temple la chapa se enfríe. El diseño de los circuitos de refrigeración está limitado por la viabilidad de las operaciones de taladrado necesarias para la realización de los agujeros de refrigeración [Hoffmann, 2007a].

Además, el mecanizado de los circuitos implica operaciones de larga duración así como de coste elevado, con la limitación de que únicamente se pueden taladrar agujeros rectos [Escher, 2015].

2.2 Materiales

Con el fin de que las herramientas resistan al desgaste, así como al impacto mecánico y térmico, deben de cumplir con una serie de requisitos: elevada dureza y resistencia a la tracción (para soportar las tensiones térmicas y mecánicas) y buena resistencia al desgaste. Además, también deben presentar suficiente tenacidad con el fin de evitar las roturas así como una elevada conductividad térmica.

En la construcción de las partes activas de las herramientas de estampación en caliente, la tendencia que prevalece en la actualidad es el uso de aceros para herramientas de trabajo en caliente, los cuales presentan buena resistencia al revenido y buena tenacidad [Escher, 2015]. La elección de este tipo de aceros se relaciona con las sollicitaciones propias del conformado, además de las particularidades térmicas que se presenta en el temple en troquel.

Los aceros de trabajo en caliente presentan durezas finales superiores a los 44 HRC (1.400 MPa) y, dado que las cargas mecánicas no son excesivamente altas, una herramienta fabricada con un material cuya resistencia sea superior a 1.500 MPa no debería de presentar problemas de deformación plástica [Naganathan, 2010].

Para una mayor resistencia al desgaste, requerida en el caso de las herramientas empleadas para el corte en troquel de las piezas templadas, se utilizan aceros de herramienta de trabajo en frío que tras el temple y revenido alcanzan durezas del entorno de 58-60HRC con una buena tenacidad [Escher, 2015].

En la búsqueda de las características a cumplir por los aceros empleados para la fabricación de las herramientas es necesario llegar a un compromiso entre una buena resistencia al desgaste en un amplio rango de temperaturas y una buena conductividad térmica. Una forma de mejorar la dureza es aumentando el porcentaje de elementos de aleación, pero afecta negativamente a la conductividad térmica.

Para que las herramientas resistan al desgaste, así como al impacto mecánico y térmico, deben de cumplir una serie de requisitos tales como una elevada dureza y resistencia a la tracción. Con el fin de evitar roturas también deben presentar suficiente tenacidad. Una elevada conductividad térmica aumenta la velocidad de transferencia de

calor de la silueta a la herramienta y, de esta forma, mejora la productividad [Escher, 2015]. Del mismo modo, se indica que se necesitan aceros de herramienta con propiedades físicas mejoradas, especialmente con una conductividad térmica mayor que la de los aceros de trabajo en caliente convencionales (con valores máximos de 40 W/m K), ya que una elevada conductividad térmica permite una reducción significativa en el tiempo de ciclo [Jesner, 2013]. También se indica que la utilización de aceros de muy alta conductividad térmica permite una importante reducción del ciclo térmico debido a un menor tiempo de mantenimiento durante el conformado/temple [Casas, 2008].

En los últimos años no ha habido grandes cambios en la composición química de los aceros de trabajo en caliente más utilizados. Se han realizado mejoras en aspectos metalúrgicos durante la producción, así como en la optimización de los procesos de mecanizado y en los tratamientos térmicos. De este modo ha sido posible mejorar la limpieza del acero y minimizar las impurezas microestructurales, especialmente en formatos de grandes dimensiones. La Refusión Bajo Escoria Electroconductora (ESR, Electro Slag Remelting) y la Refusión Bajo Vacío (VAR, Vacuum Arc Remelting) son procesos bien establecidos en las líneas de producción de aceros de trabajo en caliente y permiten obtener una mejor limpieza y homogeneidad de los aceros [Jesner, 2013]. En realidad las demandas en cuanto a la limpieza y propiedades de tenacidad únicamente se pueden obtener mediante el proceso ESR [Rahn, 2015].

A pesar de los avances en cuanto a los materiales de herramienta, tanto de trabajo en caliente como de frío, en muchas de las instalaciones de estampación en caliente a escala industrial el acero predominante a la hora de fabricar los casetes de las herramientas es el QRO 90 Supreme (QRO 90). Se trata de una marca comercial del fabricante de aceros UDDELHOM, si bien se trata de una evolución del acero de herramienta de trabajo en caliente DIN 1.2344 (AISI H13).

Es un acero no estándar desarrollado para proporcionar prestaciones de primera clase en utillajes que trabajan a elevada temperatura. A través de su método de fabricación especial (ESR) el acero adquiere una alta pureza y una microestructura compuesta por granos muy finos. Esta condición, junto con el especial equilibrio de los elementos de

aleación, hace que el QRO 90 garantice un perfil de propiedades que lo hacen ideal para aplicaciones de trabajo en caliente, especialmente, en cuanto a la combinación de tenacidad y resistencia a alta temperatura.

Se apunta que los materiales que actualmente se emplean en la fabricación de las herramientas de estampación en caliente no están diseñados a tal efecto, por lo que su capacidad de reducir el ciclo de enfriamiento y consecuentemente del proceso de fabricación está limitada. Se analiza dos nuevas calidades de acero de elevada conductividad térmica desarrolladas para la estampación en caliente HTCS1 y HTCS3 (High Thermal Conductivity Steel – HTCS). Estos aceros se caracterizan por su elevada dureza superficial además de por su elevado coeficiente de transferencia de calor, por lo que se considera que son capaces de presentar una velocidad máxima de extracción de calor en el proceso de temple. Los resultados de este estudio muestran que a medida que aumenta la temperatura disminuye el coeficiente de fricción y en ambos aceros se presenta una combinación de fenómenos de desgaste adhesivo y abrasivo [Ghiotti, 2016].

2.3 Sistemas de refrigeración

La etapa más crítica del proceso de conformado/temple es el enfriamiento de la pieza conformada, ya que la velocidad de enfriamiento no solo tiene una influencia sobre los costes del proceso (tiempo de ciclo) sino que también determina las características finales del componente estampado [Steinbeiss, 2007].

Este enfriamiento, que tiene lugar en la propia herramienta de conformado, desencadena una transformación de fase a nivel microestructural que deriva en un aumento muy significativo de la resistencia y dureza finales del componente fabricado.

Dicha velocidad se considera crítica, tal y como se concluye en el estudio de la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre el comportamiento a elevada velocidad de deformación del acero al boro (22MnB5 recubierto con AlSi) [Bardelcik, 2010]. Una velocidad de enfriamiento de 25 °C/s no es suficiente para obtener una transformación martensítica completa, ya que en las pruebas realizadas a dicha velocidad se observan restos de bainita [Bardelcik, 2010].

Por ello, para la obtención de una completa transformación microestructural de austenita a martensita, la velocidad de enfriamiento debe ser superior a 27K/s donde en el entorno de los 400°C se da comienzo a la transformación martensítica, dando como resultado una elevada resistencia final en el componente fabricado [Steinbeiss, 2007; Wieland, 2012]. De este modo se evitan transformaciones bainíticas o incluso ferrítico-perlíticas, tal y como se observa en el diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT) correspondiente [Merklein, 2008b] (Figura I. 9). La transformación de la martensita comienza a los 420°C (M_s – Martensite start) y finaliza a los 280°C (M_f – Martensite finish) [Somani, 2001].

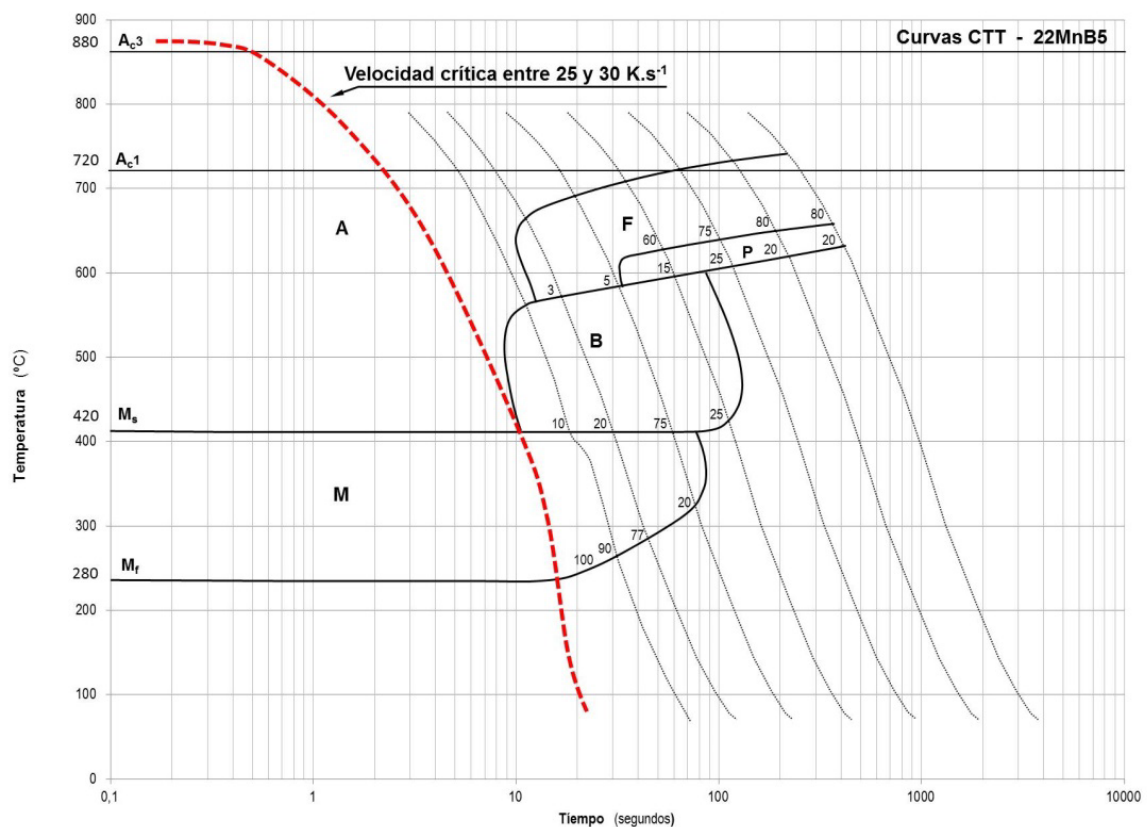


Figura I. 9. Curvas CCT del acero 22MnB5. A, austenita; B, bainita; F, ferrita; P, perlita; M, martensita.

Un método desarrollado para optimizar el diseño de la geometría de los circuitos de refrigeración de una manera sistemática basado en un algoritmo, se ha empleado de manera satisfactoria sobre una herramienta test, permitiendo resolver los problemas

relativos a la optimización de la geometría de los circuitos de refrigeración [Steinbeiss, 2007]. Con el fin de mejorar la resistencia final y alcanzar temperaturas uniformes en el componente a fabricar se ha desarrollado otro método basado en el principio de conservación de energía, de esta forma se determinan el número y ubicación de los canales de refrigeración. Para ello se emplean dos estrategias, la primera se basa en reducir el ciclo de enfriamiento y la segunda se centra en reducir los costes de servicio y mantenimiento [Lim, 2014]. En ambos casos, se obtiene una reducción del ciclo de enfriamiento de 3 segundos. Esta reducción es de gran importancia, ya que una disminución de un segundo en el tiempo de ciclo puede dar lugar a una reducción del 5% en el coste del componente [Kolleck, 2005].

Las dimensiones, distancia entre circuitos y profundidad desde la superficie de trabajo de la herramienta, son los parámetros más importantes de los circuitos de refrigeración. Teniéndolo en cuenta estos parámetros, se desarrolla un modelo simplificado de las herramientas de estampación en caliente y se analiza los parámetros microestructurales de los circuitos de refrigeración mediante la teoría de transferencia de calor [Ying, 2014].

Con el fin de investigar el rendimiento de varios diseños de los circuitos de refrigeración, se realiza el estudio numérico utilizando la teoría de dinámica de fluidos tridimensional, se concluye que el diseño con el mayor rendimiento es el CCC serpentino, mientras que el menor es para el diseño de circuitos rectos. Se indica que el rendimiento del enfriamiento depende principalmente del caudal y de la geometría del canal de refrigeración y no de la presión de salida. Los autores apuntan que a pesar de que algunos de los resultados obtenidos en el estudio son concluyentes, al aplicar estos diseños a escala industrial hay que tener cuidado. El diseño de los circuitos de refrigeración, en todos los casos, se debe escoger teniendo en cuenta la geometría de la herramienta [Hu, 2016].

En otro estudio, se describen las investigaciones realizadas acerca de la optimización del diseño de los circuitos de refrigeración para herramientas de estampación en caliente, en particular en aquellas orientadas al aumento de la fiabilidad del proceso en la fabricación de componentes con propiedades ajustadas (tailored properties). Los

resultados de las simulaciones muestran la diversidad de posibilidades que presentan las herramientas de simulación. Sin embargo, a la hora de optimizar el diseño de las herramientas es importante puntualizar que para cada aplicación individual hay que analizar cómo obtener los resultados planteados en los estudios de simulación con un gasto justificado en términos de esfuerzos de horas invertidas y de cálculo [Schieck, 2011].

Como ya se ha visto, tanto la velocidad de enfriamiento como el correcto diseño de los circuitos de refrigeración han sido ampliamente estudiados. Además de la velocidad de enfriamiento, otra de las claves de estas herramientas es la temperatura que alcanzan durante la fabricación continuada de piezas, ya que no conviene que superen los 200°C [Hoffmann, 2007a].

A la hora de diseñar el sistema de refrigeración, una solución eficiente y extendida es la de fabricar los circuitos lo más cerca posible de las superficies de trabajo, siempre y cuando estén lo suficientemente alejados como para evitar cualquier posible deformación que pueda producirse en la herramienta durante el conformado [Hoffmann, 2007a]. No obstante, a causa de las limitaciones que presenta el mecanizado para la obtención de circuitos de refrigeración paralelos al perfil de la geometría de la matriz y el punzón, en la práctica los utillajes provocan problemas relacionados con la falta de uniformidad en las propiedades finales de las piezas fabricadas, disminución de la velocidad de enfriamiento y, consecuentemente, un aumento del propio ciclo de enfriamiento.

Como alternativa a la fabricación de herramientas a partir de producto forjado y operaciones de mecanizados posteriores, la fabricación de los circuitos de refrigeración mediante la tecnología de fundición está cogiendo cada vez más fuerza. Uno de los primeros desarrollos se realiza en el Institute of Tools and Forming Graz University of Technology de Austria ,donde se fabrica la herramienta mediante tecnologías de fundición y sobre la superficie se deposita un material de elevada dureza mediante la deposición directa de metal (DMD – Direct Metal Deposition). La fabricación mediante moldeo, mejora la factibilidad de fabricar circuitos de refrigeración y consecuentemente se reduce el tiempo de ciclo de enfriamiento. Las oportunidades que presenta la

fabricación de utillajes de estampación en caliente mediante tecnologías de fundición son flexibilidad en el diseño, precisión y optimización del sistema refrigeración (puede ajustarse de forma muy precisa) y mejora de su eficiencia [Naganathan, 2010]. También mediante tubos se pueden integrar los circuitos de refrigeración el mismo proceso de fabricación de la herramienta mediante tecnología de fundición. En este caso el material empleado en la fabricación de la matriz es una fundición esferoidal (EN-GJS700-2) y los tubos empleados para la obtención de los circuitos de refrigeración son de acero inoxidable 1.4571 (AISI 316 Ti). De esta forma, se garantiza un flujo que sigue la forma del contorno de la herramienta y se obtiene una mayor precisión junto con una mayor homogeneidad en el enfriamiento [Neugebauer, 2012]. Se indica que el ajuste de los tubos es un tanto complicado a la vez que presenta el riesgo fundir los tubos durante la colada del hierro líquido [Escher, 2015]. Otro método utilizado para la obtención de circuitos de refrigeración es el uso de moldes de arena obtenidos mediante impresión 3D. En este caso concreto, el ajuste de los circuitos de refrigeración es más fácil y presenta una gran flexibilidad en su construcción aunque, en cualquier caso, el proceso de moldeo sigue siendo complicado [Escher, 2015].

Otro aspecto a señalar es la elevada conductividad de las fundiciones de hierro, tal y como puede observarse en el caso del EN-GJS700-2, con valores entre 31,1 W/m K. A todo ello deben añadirse las ventajas relacionadas con la reducción de los costes de fabricación, minimizando el impacto de las complejas operaciones de mecanizado de los circuitos de refrigeración, así como del tiempo de entrega. La principal desventaja de las herramientas fabricadas mediante tecnología de fundición, es la baja capacidad de estos materiales para ser reparados debido a los problemas de soldabilidad [Schieck, 2011].

Una alternativa diferente para la fabricación de las herramientas consiste en partir de segmentos de chapa cortada por láser, que se atornillan y forman la superficie de herramienta con los agujeros de refrigeración integrados. Este método es muy eficaz desde el punto de vista económico, pero el diseño basado en láminas puede tener efectos negativos sobre la superficie de la pieza y la transferencia de calor dentro de la propia herramienta [Karbasián, 2010].

En cualquier caso, tal y como se ha mencionado, el método más extendido es la configuración de casetes fabricados mediante operaciones de arranque de viruta.

2.3.1 Coeficiente de transferencia de calor entre la herramienta y la chapa

El flujo de calor a lo largo del espesor del componente a fabricar depende de la transferencia de calor entre el mismo y la herramienta, la conductividad térmica de la herramienta, y la transferencia de calor entre la herramienta y el líquido refrigerante [Valls, 2013]. Con el fin de garantizar una óptima transferencia de calor entre el componente y la herramienta, la superficie de contacto no ha de tener holgura y debe estar libre de cascarilla [Steinbeiss, 2007]. Cuanto mayor es el contacto, más rápida es la velocidad de transferencia de calor y, en consecuencia, se obtiene un aumento de la velocidad de enfriamiento [Kolleck, 2009].

La transferencia de calor a través de la herramienta depende principalmente del material seleccionado para su fabricación. Aun así, existen otros factores que influyen en la evacuación de calor como, es el correcto diseño de los circuitos de refrigeración, que se definen por su tamaño, ubicación, y distribución. La pérdida de calor se puede acelerar mediante el uso de líquido refrigerante, más aun si este se encuentra a una baja temperatura con el fin de aumentar el gradiente térmico entre el líquido refrigerante y la herramienta y, por lo tanto, el flujo de calor resultante [Hoffmann, 2007a].

Los factores que más afectan al coeficiente de transferencia de calor entre la herramienta y la pieza [Naganathan, 2010] (Figura I. 10) se presentan a continuación:

- La cascarilla superficial del material a conformar, y la holgura existente entre la chapa y la superficie de la herramienta.
- La conductividad térmica del material de la herramienta.
- El diseño de los circuitos de refrigeración (tamaño, ubicación y distribución).
- El líquido refrigerante y su temperatura.

A modo de resumen, con el fin de mejorar la transferencia de calor de la herramienta existen diversas vías de actuación como son mejorar la conductividad térmica, evitar la

formación de barreras térmicas (recubrimientos inapropiados, formación de capas de óxido,...) y optimizar la estrategia de enfriamiento [Valls, 2010].

Factores	Potenciales técnicos para la optimización
Transferencia de calor: presión – herramienta	<ul style="list-style-type: none"> • Prevenir la formación de cascarilla • Prevenir/minimizar la holgura en las zonas de contacto
Conductividad térmica de la herramienta	<ul style="list-style-type: none"> • Conductividad térmica del material empleado en la herramienta • Superficie de enfriamiento • Distancia entre la superficie de la herramienta y la superficie de enfriamiento
Transferencia de calor: herramienta – sistema de refrigeración	<ul style="list-style-type: none"> • Flujo turbulento del líquido refrigerante • Temperatura del líquido refrigerante

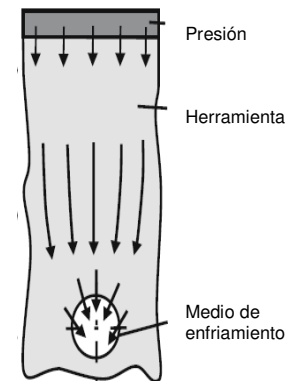


Figura I. 10. Factores influyentes en la transferencia de calor entre la pieza a conformar y el medio de enfriamiento [Steinbeiss, 2007].

2.4 Mecanismos de fallo dominantes

En el análisis de los mecanismos de fallo que intervienen en las herramientas de estampación en caliente, el binomio material del utillaje/material a transformar es determinante.

Se analizan los mecanismos de fallo que se presentan en dos herramientas de estampación en caliente fabricadas con dos aceros distintos (AISI P20 modificado y AISI H13 Premium) y que trabajan en una instalación industrial. Se concluye que, en el momento en el que las herramientas llegan a su fin de vida y son rechazadas, los principales mecanismos de fallo presentes en las mismas son la fatiga y la corrosión, mientras que el desgaste adhesivo y abrasivo es menor. Aun así, por otra parte indica, que los principales mecanismos de fallo presentes en las herramientas de estampación en caliente además de la fatiga y corrosión observada, son la fatiga mecánica, la fatiga

térmica, el ablandamiento térmico y el desgaste abrasivo y adhesivo [Pelcastre, 2013b]. En otro estudio se indica que la interacción de la chapa metálica sobre la superficie de la herramienta da lugar al desgaste adhesivo, abrasivo, tensión térmica y fatiga [Boher, 2012].

Teniendo en cuenta la diversidad de mecanismos de fallo presentes en las herramientas de estampación en caliente según los trabajos de distintos autores, se considera necesario distinguir los diferentes modos de fallo que, según su naturaleza, pueden ordenarse del siguiente modo:

- **Deformación plástica.** Deformación permanente o irreversible.
- **Rotura.** Grietas, definidas como discontinuidades del material generadas por fenómenos de fractura.
- **Desconchamientos o melladuras.** Desprendimiento de material.
- **Fatiga termo-mecánica.** Se trata de una rotura causada por una carga cíclica mecánica con la variación repetida de la temperatura.
- **Desgaste adhesivo.** Pérdidas de masa por adhesión, microsoldadura y desprendimiento de material.
- **Desgaste abrasivo.** Pérdidas de masa como consecuencia de la acción de partículas abrasivas.

2.4.1 Deformación plástica

La deformación plástica se presenta cuando se supera el límite elástico del material y, consecuentemente, se producen cambios en las superficies de trabajo de la herramienta.

La propiedad a potenciar a la hora de dar respuesta a esta incidencia es la dureza ya que, a medida que ésta aumenta, se reduce el riesgo de deformación plástica.

Las elevadas temperaturas que se generan en el proceso de estampación en caliente, inciden en el ablandamiento de la herramienta en aquellos casos donde el acero seleccionado no es el adecuado o los circuitos de refrigeración no resultan todo lo eficaces que debieran. La concurrencia de estas dos circunstancias condiciona el

comportamiento de la herramienta desde el punto de vista de las deformaciones plásticas. El ablandamiento térmico debido al aumento gradual de la temperatura de la herramienta, reduce la dureza de la misma pudiendo dar lugar a este mecanismo de fallo [Lei, 2012].

2.4.2 Rotura

La rotura por agrietamiento se debe a la generación de discontinuidades en el material (Figura I. 11). Este es un mecanismo de fallo que tiende a ocurrir de forma repentina y, normalmente, significa que la herramienta o la pieza en cuestión deben ser sustituidas por una nueva. La propiedad clave de un buen acero resistente es la tenacidad.

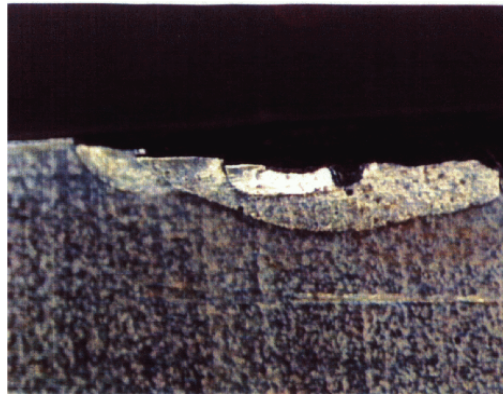


Figura I. 11. Rotura por sobrecarga o falta de dureza en la herramienta, aspecto de deformación plástica.

La rotura de las herramientas en la estampación en caliente se debe principalmente a que al mecanizar los circuitos de refrigeración se pueden generar aristas vivas en la zona donde se unen dos agujeros obtenidos mediante taladrado. En estos puntos, se generan grandes tensiones durante la exposición de la herramienta a elevados esfuerzos termo-mecánicos en las sucesivas operaciones de conformado, que pueden iniciar la formación de grietas. Si las grietas progresan hasta la superficie se produce la rotura de la herramienta. Además, las cargas termo-mecánicas suelen verse agravadas por una inadecuada protección frente a la corrosión causada por el líquido refrigerante, lo que provoca la fisuración por corrosión bajo tensión o tenso-corrosión (corrosión stress cracking) [Valls, 2010]. En estos casos, la rotura siempre ocurre desde dentro

hacia fuera, esto es, desde el circuito de refrigeración hacia la superficie activa de la herramienta.

A las demandas de los aceros de herramientas “convencionales” tales como resistencia al revenido, resistencia al desgaste, tenacidad y conductividad térmica, se les suman cada vez más “nuevas” propiedades como la resistencia a la corrosión y la resistencia al revenido durante periodos prolongados de tiempo [Rahn, 2015]. Como consecuencia de los esfuerzos tendentes a la reducción del tiempo de ciclo a lo largo de los años, la distancia entre la superficie de trabajo y los circuitos de refrigeración ha sido reducida. Al mismo tiempo, las expectativas del comportamiento de las herramientas de estampación en caliente en cuanto a la resistencia al desgaste han aumentado de forma especial. Así, cada vez se utilizan más aceros con durezas cercanas al nivel máximo de dureza secundaria. En estos niveles de dureza aumenta el riesgo de roturas inducidas por la corrosión debido a una distribución no homogénea del cromo. Además, ninguno de los aceros empleados a nivel industrial destaca por ofrecer una buena resistencia a la corrosión y, por ello, la gestión del agua de refrigeración es de gran importancia, así como el uso de inhibidores frente a la corrosión. En los casos donde no se puede llevar a cabo una buena gestión del agua de refrigeración, se recomienda trabajar por debajo del nivel máximo de dureza del acero empleado.

2.4.3 Melladuras

Por lo general, este mecanismo de fallo corresponde a fatiga de bajos ciclos. Las melladuras, y en general las grietas, son fenómenos relacionados con la fatiga ya que ésta genera los defectos (grietas iniciales) y contribuye a su posterior propagación. Para la propagación de las grietas se necesitan esfuerzos de tracción, deformación plástica a escala microscópica y cargas cíclicas. El crecimiento de pequeñas grietas se inicia en la superficie de trabajo de la herramienta dando lugar al desprendimiento de pequeños trozos de material. En la mayoría de los casos no se requieren grandes esfuerzos ya que alrededor de los defectos existen puntos de concentración de tensiones.

A fin de obtener una buena resistencia contra las melladuras, es necesario dificultar el crecimiento y la propagación de grietas, para lo cual resulta apropiado el uso de aceros

de alta ductilidad. Aun así, en las herramientas de estampación en caliente se han encontrado indicios de melladuras en menor medida que en la estampación en frío.

2.4.4 Fatiga térmica

En la medida que se pone en juego un proceso térmico, la fatiga térmica es un modo de fallo al que se debe prestar atención. La fatiga térmica, se entiende como la rotura debido a la variación repetida de la temperatura de la superficie de la herramienta durante el proceso de conformado. El fallo se debe a una combinación de esfuerzo térmico cíclico, esfuerzo mecánico y deformación plástica.

Con el fin de minimizar la fatiga térmica, el material de la herramienta debe tener un coeficiente de conductividad alto, un coeficiente de expansión bajo para que las tensiones sean menores y, además, presentar una buena aptitud para el trabajo en caliente, es decir, ha de mantener sus propiedades mecánicas a altas temperaturas.

Algunos estudios indican que el fallo por fatiga térmica es uno de los mecanismos a evaluar en la estampación en caliente ya que las sollicitaciones térmicas propias del proceso son, además de severas, repetitivas. La conductividad térmica es uno de los parámetros que minimiza los problemas derivados de los ciclos continuos de calentamiento-enfriamiento al que se ven sometidos este tipo de herramientas. Por lo tanto, esta propiedad se ha considerado clave en el comportamiento frente a la fatiga térmica y, por ello, determinante para la durabilidad de las herramientas [Valls, 2010].

Por todo ello, parece lógico pensar que la fatiga térmica es un aspecto clave de la durabilidad de las herramientas empleadas en la estampación en caliente. Sin embargo, esto pudiera no ser así dado que, aprovechando las operaciones de mantenimiento de las herramientas, se han evaluado los cambios en las propiedades mecánicas y la presencia de fatiga térmica. Se observan zonas de pequeña extensión en las que aparecen ligeros indicios de fatiga térmica, si bien el conjunto del utillaje no presenta degradaciones de esta naturaleza.

En el estudio donde se evalúan las propiedades de distintos aceros para herramientas, se propone que la conductividad térmica no debería ser la única característica a tener en cuenta para la selección del acero ya que considera que, para satisfacer las

solicitaciones demandadas a las herramientas de estampación en caliente en condiciones industriales, es suficiente con un diseño mejorado de los circuitos de refrigeración junto con la utilización de aceros de herramienta de trabajo en caliente estandarizados [Rahn, 2013].

2.4.5 Desgaste

En relación con los fenómenos de desgaste, en el conformado en caliente se debe considerar la reiteración como una característica determinante en la degradación generalizada de las partes activas de la herramienta. Dentro de esta tecnología se identifican mecanismos tanto de desgaste adhesivo como abrasivo.

Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo aparece en materiales de trabajo de baja dureza y adherentes tales como aluminio, cobre, acero inoxidable y aceros con bajo contenido en carbono.

El origen del desgaste adhesivo es la aparición de micro-soldaduras entre las superficies de la herramienta y el acero a conformar. En la estampación en caliente, las micro-soldaduras se producen entre el material de herramienta y, dependiendo de si se conforma chapa con o sin recubrimiento, la capa de recubrimiento (AlSi) o el acero base (22MnB5). El deslizamiento o movimiento relativo entre la herramienta y el material a transformar da lugar a micro-soldaduras, favoreciéndose el desprendimiento de pequeños fragmentos del material que constituye la herramienta (Figura I. 12). Lógicamente, la pérdida continuada de material ocasiona un importante desgaste, que se traduce en desviaciones geométricas de las herramientas que llegan a dejar las piezas fabricadas fuera de especificación.

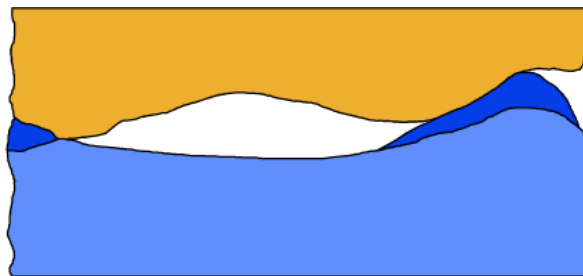


Figura I. 12. Representación de las micro-soldaduras entre dos superficies al trabajarse el material.

Así mismo, los fragmentos que se desprenden pueden quedar pegados al material de trabajo y aumentar el efecto del desgaste sobre la superficie de la herramienta (Figura I. 13). Un desgaste adhesivo continuado, podría generar un fallo gradual en las superficies de trabajo que, inevitablemente, derivaría en desconchamientos o melladuras e incluso, en el peor de los casos, en rotura total. La fuerte tendencia a la acumulación del recubrimiento AlSi sobre la superficie de la herramienta da lugar a elevado desgaste adhesivo [Sobiech, 2013].



Figura I. 13. Aspecto de cavidades, rayas y acumulación de material característico del desgaste adhesivo.

En el caso de la estampación en caliente, la dureza máxima que presenta uno de los aceros de herramienta más empleados, QRO 90, es de 51 ± 1 HRC mientras que, en el recubrimiento AlSi, tras la etapa de conformado/temple se distinguen dos zonas con distinta dureza. La capa de difusión presenta una dureza media de 250 – 450 HV, y la capa exterior está formada por diferentes compuestos con una mayor dureza, 450 – 1.200 HV y moderadamente más frágiles que la capa de difusión (Figura I. 14).

Con el fin de minimizar el impacto de los desgastes adhesivos, las propiedades que debe presentar un acero para la construcción de herramientas de estampación en caliente son elevada dureza, bajo coeficiente de fricción, elevada ductilidad y alta tenacidad. Además de las propiedades intrínsecas del material, otro parámetro a considerar a la hora de minimizar esta forma de desgaste es el acabado superficial de las zonas activas de la herramienta ya que un bajo coeficiente de fricción entre la herramienta y el material a transformar asegura la reducción o, incluso, la eliminación del desgaste adhesivo.

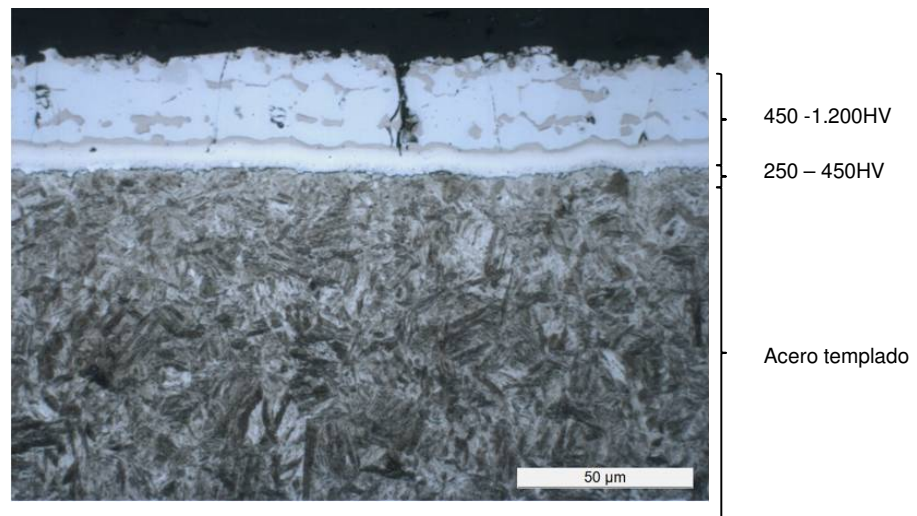


Figura I. 14. Identificación de las durezas de las distintas capas del recubrimiento AISi tras el temple.

Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo es predominante en aquellas situaciones en las que el material de la pieza a conformar presenta elevada dureza y contiene partículas tales como, óxidos o carburos. En estos casos el acero de herramienta es “arado”, rayado o cortado por el material de trabajo (Figura I. 15 y Figura I. 16).

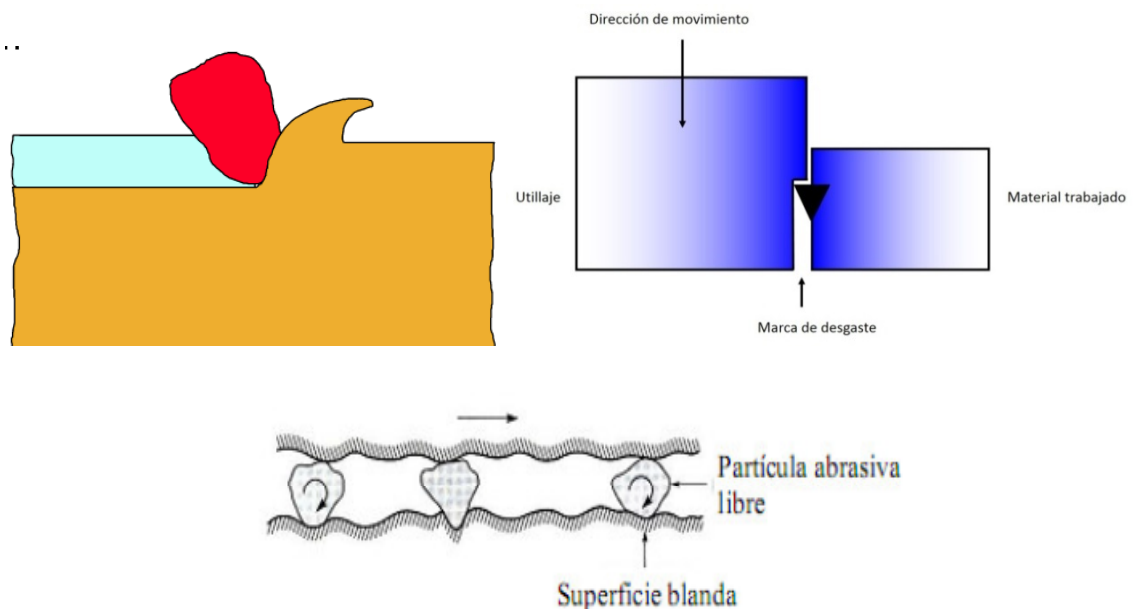


Figura I. 15. Las partículas duras rayan la superficie más blanda.

Las partículas desprendidas, erosionan las superficies activas de la herramienta, degradándola progresivamente, hasta que las características dimensionales alcanzan el nivel crítico.

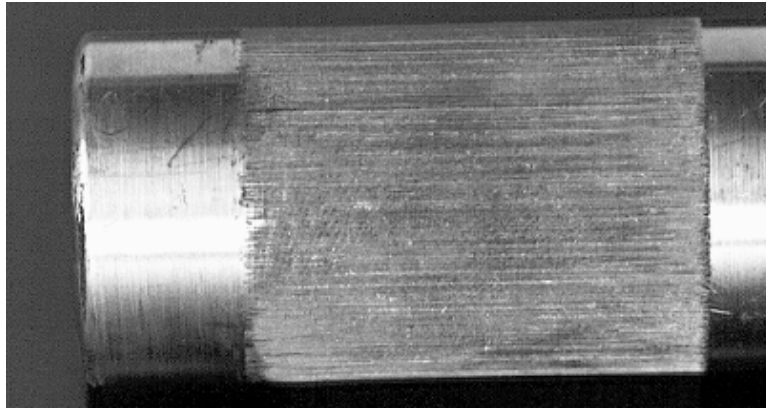


Figura I. 16. Aspecto de las rayas del desgaste abrasivo.

En el caso de acero 22MnB5 sin recubrimiento, durante la transferencia del horno a la prensa se forma una capa irregular y abrasiva de partículas de óxido de hierro de elevada dureza en la superficie de la chapa, debido al contacto directo con el oxígeno presente en el ambiente [Pujante, 2011]. Dado que esta cascarilla se caracteriza por una extrema dureza, el movimiento relativo entre la matriz y la chapa de acero de ultra alta resistencia durante el proceso de estampación en caliente puede resultar en un alto desgaste de la herramienta [Altan, 2007].

Con el fin de que las herramientas de estampación en caliente respondan satisfactoriamente al desgaste abrasivo, las propiedades más importantes que deben caracterizar el acero utilizado en su construcción son: elevada dureza y tenacidad, y presencia de carburos. Se requiere que el aumento de dureza no penalice en exceso la tenacidad de la herramienta, ya que de lo contrario esta sería demasiado frágil y, una buena tenacidad es necesaria para compensar los esfuerzos térmicos y mecánicos que se producen durante el endurecimiento en troquel [Rahn, 2013].

La presencia de carburos en una matriz martensítica incrementa la resistencia al desgaste abrasivo, aunque esta vía debe manejarse con sumo cuidado, ya que la tenacidad y la conductividad térmica se resienten de forma significativa (Figura I. 17).

También debe tenerse en cuenta que no todos los materiales presentan formas de desgaste totalmente abrasivo o adhesivo. Algunos presentan un desgaste de los dos tipos al mismo tiempo, el cual se conoce como desgaste mixto.

Más aun, las sucesivas operaciones de conformado desarrollan procesos de desgaste que se caracterizan por su ubicación selectiva, es decir, el desgaste de las herramientas en ningún caso puede recibir la consideración de “desgaste uniforme” o “desgaste generalizado”.

Aun así, los mecanismos de fallo que con mayor frecuencia ocurren en las herramientas empleadas en la tecnología de estampación en caliente difieren de los habituales en el conformado de chapa en frío. El conformado de aceros de alta resistencia (High Strength Steel – HSS) presenta problemas de oxidación, formación de cascarilla en la superficie del componente a fabricar y aumento del desgaste de las herramientas [Hardell, 2008a].

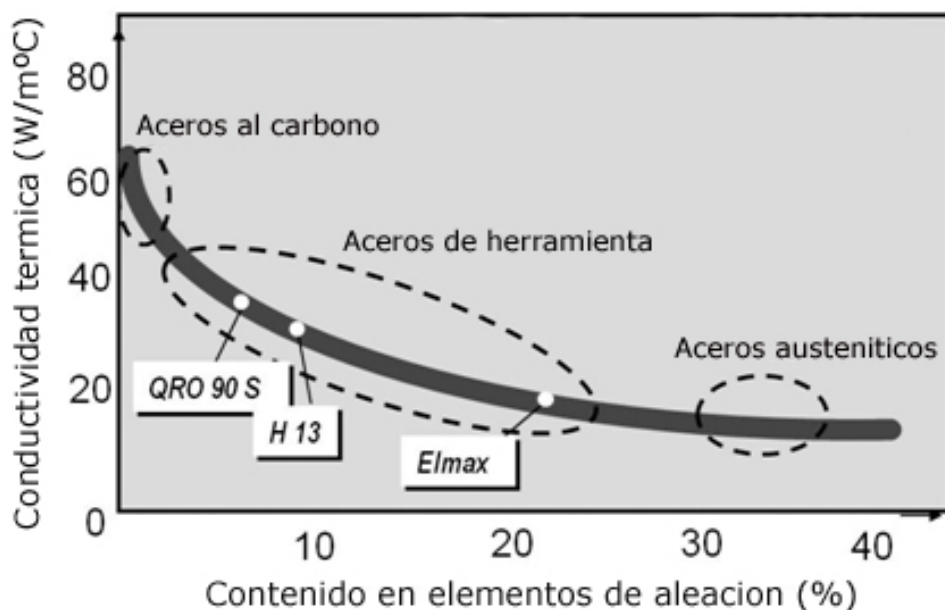


Figura I. 17. Efecto del porcentaje de elementos de aleación sobre la conductividad de los aceros a temperatura ambiente [Klarenfjord, 2009].

Existen muchas y variadas causas por las que las herramientas de estampación en caliente se degradan con más rapidez de lo habitual. Puede ocurrir que el troquel quede fuera de servicio por rotura; en estos casos se requiere de una reparación mayor o

sustitución de la propia herramienta. También se presentan fallos en los que la herramienta es recuperable mediante operaciones de mantenimiento, tras las cuales puede volver a utilizarse. Aunque algunas están directamente relacionadas con el material a transformar, las principales se relacionan con la mala construcción, la mala utilización o el mal mantenimiento de las propias herramientas.

Según la experiencia y las evaluaciones realizadas sobre herramientas de estampación en caliente, la principal causa por la que éstas quedan fuera de servicio y requieren de actuaciones de reparación es el desgaste, tanto adhesivo como abrasivo (Figura I. 18), y así lo apuntan diversos autores [Dessain, 2008; Hardell, 2013; Pujante, 2011]. El desgaste superficial afecta a la vida de la herramienta, y se ve influido por la complejidad de la pieza y los programas de mantenimiento de los utillajes [Pujante, 2013]. Del mismo modo, se indica que uno de los principales mecanismos de fallo en la fabricación en serie es la adhesión del recubrimiento AISi sobre la superficie de la herramienta [Neugebauer, 2012].

Por todo ello, la predicción del desgaste es uno de los problemas principales tanto en la industria de estampación en caliente como para la comunidad investigadora [Deng, 2013]. El desgaste de las herramientas penaliza el costo del proceso, por lo que siempre se persigue aumentar su vida útil [Hardell, 2013].



Figura I. 18. Detalle del desgaste que presenta un casete de un utillaje para estampación en caliente.

Para sentar las bases que expliquen los fenómenos de desgaste en las herramientas utilizadas en los procesos de estampación en caliente hay que prestar atención a los dos elementos que, de forma especialmente significativa, intervienen en el conformado propiamente dicho. Por una parte, los materiales constitutivos de las actuales herramientas (aceros para herramientas de trabajo en caliente) y, por otra, las particularidades que concurren en los materiales a transformar (aceros micro-aleados al boro, con y sin recubrimiento).

Es preciso indicar de forma detallada y desde la perspectiva de los materiales a transformar (acero base 22MnB5) las particularidades que concurren en los dos aceros que en la actualidad se emplean en el método directo:

Usibor 1500P

Al conformar chapa de acero con recubrimiento AISi, existe una gran discusión en la comunidad científica sobre que mecanismo es predominante a la hora fabricar componentes con este acero, donde se presentan resultados que se contradicen unos con otros. Algunos autores indican que el recubrimiento da lugar a desgaste, tanto adhesivo como abrasivo, en la superficie de la herramienta [Sobiech, 2013; Medea, 2015]. Otros autores apuntan que la dureza de las capas intermetálicas del recubrimiento AISi, del entorno de los 1.200 HV, induce al desgaste abrasivo del acero de herramienta [Hardell, 2013]. En otro trabajo, se señala que a la temperatura de 800 °C se presentan principalmente problemas de desgaste adhesivo, si bien a medida que disminuye la temperatura el desgaste abrasivo aumenta [Windmann, 2015]. Del mismo modo en otro trabajo se apunta que la adhesión del recubrimiento AISi aumenta con la temperatura [Neugebauer, 2012]. Por el contrario en otro estudio se afirma que el desgaste adhesivo prevalece en los ensayos a menor temperatura (600 °C) y en la primera etapa de la vida de la herramienta, mientras que a la temperatura de 800 °C únicamente se observa desgaste abrasivo. Por el contrario, concluye que a medida que aumenta la temperatura también aumenta el desgaste abrasivo [Medea, 2015].

Algunos autores apuntan que la adhesión del recubrimiento AISi del acero Usibor 1500P es el principal mecanismo presente en las herramientas de estampación en caliente [Vilaseca, 2013]. Además, el impacto negativo del desgaste sobre la eficiencia

de los costos y del propio proceso de fabricación, principalmente debido al desgaste adhesivo causado por la transferencia de material del recubrimiento AISi a la herramienta [Pujante, 2013]. También se estima que el revestimiento de AISi podría contribuir a la reducción de la fricción y desgaste de la herramienta en comparación con el material sin recubrimiento [Ghiotti, 2011; Hardell, 2008b]. Por el contrario, otros autores coinciden en que se observa un menor desgaste abrasivo pero no de adhesión [Valls, 2010; Cengotitabengoa, 2009]. Del mismo modo, se indica que la búsqueda de soluciones a los problemas que en la práctica se presentan en relación con la adherencia del recubrimiento AISi sobre la superficie de la herramienta, probablemente sea el factor de mayor importancia [Schieck, 2011]. Mientras, que en otro trabajo se estudia el comportamiento adhesivo del recubrimiento AISi en condiciones de procesado relevantes, concluyendo que si disminuye el tiempo de austenización de la chapa aumenta el desgaste de la herramienta [Merklein, 2014].

De forma generalizada, puede afirmarse que el desgaste por adhesión del recubrimiento sobre la superficie de la herramienta conlleva un elevado costo de mantenimiento de la misma. Generalmente, la tendencia a la adhesión del recubrimiento depende de factores como la temperatura, tiempo de exposición, desplazamiento relativo entre chapa y herramienta, acabado superficial de la herramienta, etc. Aun así, el recubrimiento también condiciona el desgaste abrasivo de la herramienta, ya que durante el proceso de conformado/templado, se presentan desprendimientos y, consecuentemente, acumulaciones continuadas de partículas del recubrimiento. Durante la transferencia de las siluetas desde el horno de calentamiento hasta la herramienta de conformado/temple el recubrimiento se oxida. Durante la oxidación del recubrimiento AISi, se forma corindón que, al igual que los óxidos de hierro, da lugar a una elevada carga abrasiva. Pero estos óxidos generalmente son de pequeño tamaño, por lo que los problemas de desgaste abrasivo se pueden minimizar empleando un material de la herramienta con partículas de pequeño tamaño resistentes a la abrasión [Valls, 2010].

Se indica que la adhesión que presentan las herramientas es atribuible a la transferencia de aluminio proveniente del recubrimiento AISi y que el desgaste abrasivo se relaciona con la formación de óxidos, los cuales actúan como desechos/partículas de

desgaste (desgaste de tres cuerpos). El desgaste de tres cuerpos se presenta en sistemas donde las partículas tienen la libertad de deslizarse o girar entre dos cuerpos en contacto [Ghiotti, 2013].

Distintos estudios coinciden en que la eliminación de material de la herramienta como consecuencia del recubrimiento AISi ocurre principalmente en las zonas de radio (Figura I. 19). En el trabajo de Dessain mediante ensayo de “Strip Drawing test” se analiza el comportamiento a desgaste de distintos aceros de herramienta así como el comportamiento a fricción del acero Usibor 1500P en función de la temperatura y la presión de contacto. El desgaste abrasivo se presenta a elevadas presiones, mientras que con las menores presiones analizadas únicamente se observa desgaste adhesivo. La presión no influye sobre el coeficiente de fricción, al contrario que la temperatura, que sí influye en el desgaste. Una bajada en la temperatura da lugar a un mayor coeficiente de fricción [Dessain, 2008].



Figura I. 19. Representación del desgaste adhesivo en herramientas de estampación en caliente [Cengotitabengoa, 2009].

Boron

Se trata del acero sin recubrimiento y, por lo tanto, desde esa perspectiva no deberían presentarse incidencias significativas. Sin embargo, durante el paso de estos aceros por el horno se desarrollan fenómenos de oxidación y formación de cascarilla, hasta el extremo de que la herramienta aparece impregnada del óxido que se desprende durante el conformado. La formación de la cascarilla sobre la superficie de la chapa no

tiene lugar durante el calentamiento, siempre y cuando el horno disponga de atmosfera de protección, sino durante la transferencia de las siluetas desde el horno de calentamiento hasta la herramienta de conformado [Valls, 2010; Altan, 2007]. La formación de cascarilla compuesta por partículas de óxidos irregulares y elevada dureza da lugar a un elevado desgaste de la herramienta [Naganathan, 2010] (Figura I. 20).

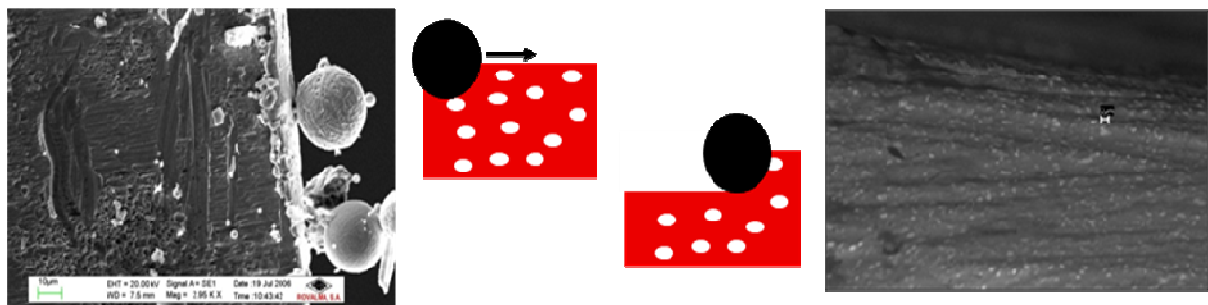


Figura I. 20. Representación del desgaste abrasivo en herramientas de estampación en caliente debido a las partículas de óxido [Cengotitabengoa, 2011].

La cascarilla está compuesta por partículas de óxido de hierro. Generalmente no son partículas excesivamente duras pero si de un tamaño importante. Si las partículas de óxido presentan un tamaño grande, el material de la herramienta debería tener embebidas partículas cerámicas de gran tamaño o carburos primarios con el fin de poder soportar la abrasión que producen estos óxidos. En este caso, la dureza de la herramienta tiene gran importancia, ya que la presencia de partículas de óxido de hierro da lugar a un rápido deterioro de la superficie activa de la misma, en especial en zonas con esquinas donde la presión normal es elevada y el movimiento relativo entre herramienta y chapa también lo es [Valls, 2010].

En el caso de las herramientas que trabajan en contacto con acero 22MnB5 sin recubrimiento se observa, principalmente, desgaste abrasivo. A pesar de que también se observa desgaste adhesivo debido a que la cascarilla (óxido de hierro) se puede adherir a la superficie de la herramienta [Sobiech, 2013]. Cabe señalar que esta problemática es común cuando el acero desnudo se fabrica mediante el método indirecto, en el que se da un elevado deslizamiento entre la herramienta y el componente a fabricar [Geiger, 2008].

La minimización de la formación del óxido es uno de los caminos a seguir ya que el óxido generado en la superficie de la chapa da lugar a un desgaste abrasivo severo.

Tras analizar las particularidades e incidencias que se presentan en las herramientas, tanto si se trabaja frente a acero con o sin recubrimiento AISi, se pueden considerar dos circunstancias desfavorables: desprendimiento del recubrimiento AISi y formación de óxido de hierro en el caso del acero sin recubrimiento. Indudablemente, estas circunstancias afectan al desgaste del utillaje y, por lo tanto, limitan o reducen su vida en servicio (Figura I. 21).

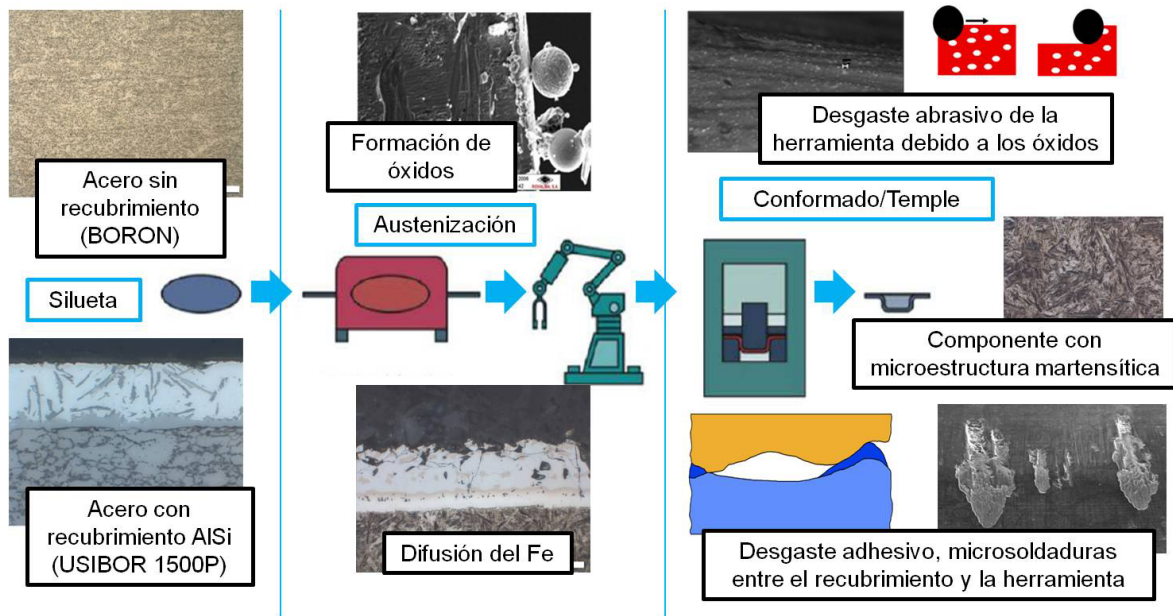


Figura I. 21. Resumen esquemático del desgaste en los troqueles de estampación en caliente.

Considerando que para introducir cambios tecnológicos capaces de minimizar la presencia de restos del recubrimiento AISi o de óxido de hierro, es necesario abordar conceptos de diseño de las propias herramientas, cambios en los mapas térmicos de los hornos de calentamiento, control de las atmósferas de protección, etc., se ha optado por el camino de optimización del diseño de las herramientas (búsqueda de nuevos conceptos de diseño), de forma que su resistencia al desgaste se vea favorecida. Los mecanismos de desgaste de las herramientas vienen determinadas por factores

directamente relacionados con las propiedades de los materiales utilizados en su construcción.

Además de las claves indicadas, los mecanismos de degradación se ven condicionados por las elevadas temperaturas que se alcanzan en la superficie de las herramientas (en torno a los 200 °C), fruto del íntimo contacto entre las superficies activas de la herramienta y el material a transformar. Así se observa que a una distancia de 2 mm de la superficie de contacto la temperatura de la herramienta se aproxima a los 140 °C tras unos ciclos en los que se alcanza la estabilidad térmica [Riera, 2008]. En todo caso, conviene que la temperatura del troquel se mantenga por debajo de los 200 °C [Lei, 2012].

La revisión bibliográfica, así como el análisis sistemático de las herramientas de conformado en diversas plantas donde se fabrican componentes para vehículos, permiten identificar al desgaste como mecanismo de fallo predominante, debiéndose destacar su carácter selectivo, ya que se presenta en zonas preferenciales. Estas son, principalmente, los radios convexos y se relaciona con el deslizamiento continuo entre la chapa a conformar y la herramienta de conformado/temple.

Es por ello que la resistencia al desgaste de las herramientas de estampación en caliente debe optimizarse. También en otro trabajo se concluye que el mayor daño se observa en los radios como consecuencia de la transferencia de material debido a la adhesión de las partículas del recubrimiento durante el ensayo [Boher, 2012].

Otros autores señalan que la resistencia al desgaste es el aspecto más importante de la herramienta ya que determina la vida útil en servicio, del mismo modo que influye en la calidad y en las tolerancias dimensionales del componente a fabricar [Pelcastre, 2012]. Los fenómenos tribológicos presentes en procesos de fabricación a elevada temperatura son complejos por lo que es necesario entender bien el sistema antes de plantear cualquier propuesta de cambio de material de las herramientas [Medea, 2015]. Generalmente, un incremento de la resistencia a desgaste se obtiene mediante el aumento de la dureza, pero esto influye de forma negativa sobre la tenacidad [Rahn, 2015]. Sin embargo, también hay autores que indican que en sus investigaciones los aceros con una mayor vida en servicio no son los aceros de mayor dureza [Pelcastrel,

2012]. Esto sugiere que en la estampación en caliente, la rigidez de la herramienta no es tan significativa como en el conformado en frío y se relaciona con la baja tensión requerida para que se produzca la deformación plástica del acero 22MnB5 a elevada temperatura.

Aparte del desgaste, aunque en menor medida, también se observan roturas desde los circuitos de refrigeración hasta la superficie de las herramientas, las cuales se relacionan con la concentración de tensiones debidas a la presencia de aristas vivas en las zonas de unión de dos agujeros taladrados. La degradación mediante mecanismos de fatiga térmica es poco significativa, ya que únicamente se observan indicios de este mecanismo en zonas muy particulares de las herramientas de estampación en caliente. El análisis de la superficie de varias herramientas denota que no sufren deterioro por fatiga térmica o por disminución acelerada de la dureza superficial como consecuencia de la temperatura (revenido). La deformación plástica coincide con zonas de difícil acceso para la refrigeración, lo que se traduce en el progresivo incremento de la temperatura local hasta el extremo de que puedan alcanzarse niveles térmicos superiores al punto crítico de transformación, lo que favorece el desencadenamiento de procesos de ablandamiento local.

Las severas condiciones a las que son expuestas las herramientas de estampación en caliente (combinación de elevadas temperaturas y fricción) dan lugar a intervalos cortos de mantenimiento y un costo elevado del mismo [Boher, 2012]. El desgaste de las herramientas en el conformado de chapa influye en las tolerancias del componente a fabricar, dando lugar a un coste adicional. Debido al importante desgaste en este tipo de herramientas es importante conocer su vida útil, de modo que se pueda seleccionar el material adecuado y planificar los intervalos de mantenimiento [Hoffmann, 2007b].

Por tanto, el mantenimiento general de las herramientas es una de las actuaciones más importantes si se quiere alargar la vida de estas y reducir las interrupciones en la línea de producción. En el caso de que ésta operación no se realice o se realice incorrectamente, todos los cálculos en la vida de la herramienta se verán desbordados negativamente con lo que se pondrá en peligro la calidad del producto y los gastos imprevistos crecerán. Realizar un buen mantenimiento significa hacerlo de forma

preventiva, tomando como referencia las posibles incidencias presentes durante las fabricaciones anteriores y las que puedan producirse en el futuro.

3 INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS QUE AFECTAN EL DESGASTE

La tribología se encarga de estudiar la interacción entre superficies en contacto y movimiento y, en consecuencia, los fenómenos de fricción y desgaste, así como la lubricación. Fricción debida al movimiento entre dos cuerpos, desgaste como consecuencia de la fricción y lubricación, como medio para evitar o minimizar el desgaste.

En todo proceso termo-mecánico y, por consiguiente, en la estampación en caliente, se requiere de un nivel de fricción óptimo y estable para poder fabricar componentes ajustados a la geometría deseada. Otro factor que afecta al ajuste dimensional de las piezas es el desgaste de las herramientas [Mozgovoy, 2014]. Como ya se ha mencionado con anterioridad, el desgaste de las herramientas influye de forma directa en la vida útil de las mismas.

De esta forma, la predicción del desgaste de las herramientas está adquiriendo cada vez más importancia en la industria [Deng, 2015]. La predicción del desgaste mediante técnicas de simulación es una herramienta útil, pero la validación de los resultados a escala de laboratorio limita la precisión de los modelos de desgaste. Por ello, la validación última de los modelos de desgaste de las herramientas se realiza mediante ensayos de estampación en caliente a escala real.

En el caso de la estampación en frío, la lubricación se emplea para reducir el desgaste y aumentar la vida de la herramienta [Hardell, 2007]. Sin embargo, la mayoría de los procesos de conformado a elevada temperatura se realizan sin lubricación y, por ello, en el conformado en caliente tanto las propiedades superficiales como la de los materiales son aún más importantes que en los procesos de fabricación en frío. Generalmente, cuando los sistemas tribológicos operan por encima de los 300°C se considera que trabajan a elevada temperatura. A partir de esta temperatura, los lubricantes convencionales se deterioran y descomponen rápidamente [Pelcastre, 2013b]. Además, los procesos tribológicos a elevada temperatura son complejos e

implican cambios en las propiedades mecánicas como consecuencia de los cambios microestructurales y del ablandamiento térmico, así como cambios químicos y morfológicos en la superficie debido a la oxidación y a fenómenos de difusión, aparte del deterioro del núcleo del material y de la superficie como consecuencia del desgaste adhesivo, abrasivo y la fatiga térmica (Figura I. 22) [Pelcastre, 2013b; Hardell, 2015].

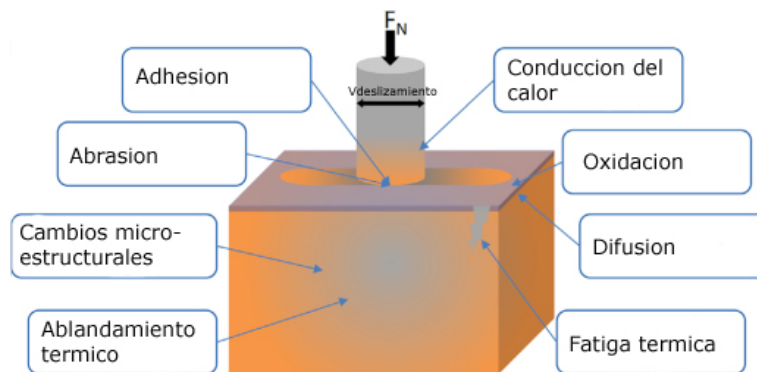


Figura I. 22. Representación de la complejidad de los procesos tribológicos a elevada temperatura [Hardell, 2015].

El objetivo de los estudios tribológicos es mejorar la vida de la herramienta así como ampliar los intervalos de mantenimiento con el fin de reducir las paradas en producción [Schieck, 2011]. Por ello es necesario optimizar las condiciones tribológicas y la resistencia a desgaste con el fin de aumentar la vida en servicio de las herramientas de estampación en caliente [Bachmann, 2013]. Además, con el fin de incrementar la vida de las herramientas es imprescindible conocer la influencia de la presión de contacto, las cargas cíclicas de naturaleza térmica y mecánica presentes en la herramienta [Mozgavoy, 2015].

Los ensayos a escala de laboratorio, se utilizan para el estudio de los fundamentos de fricción y de los procesos de desgaste. Las condiciones de este tipo de pruebas se orientan al estudio de un fenómeno específico más que a simular un comportamiento tribológico real. Al considerar el uso de ensayos experimentales se debe hacer hincapié en que los test a escala de laboratorio existentes no son capaces de simular de forma totalmente precisa el proceso de conformado, ya que no reproducen el deslizamiento y la deformación que se presentan a escala industrial. No obstante, utilizar ensayos a

escala de laboratorio, permite analizar distintas variables y obtener resultados rápidos, es necesario ya que llevar a cabo pruebas a escala industrial requiere de tiempo y tiene un coste elevado.

Las condiciones de contacto entre la chapa y la herramienta en el ensayo de Pin-on-Disk (PoD) son diferentes a las presentes en el conformado de chapa metálica. Se indica que las condiciones superficiales del ensayo Deep Drawing (embutición profunda) y de la Strip Drawing (embutición de chapa) con accionamiento de doblado son los que mejor se aproximan a las condiciones de contacto presentes en la estampación en caliente (Figura I. 23) [Karbasián, 2010]. Aunque tanto las respuestas obtenidas como el análisis de los resultados pueden ser más complejas [Pelcastre, 2013a].

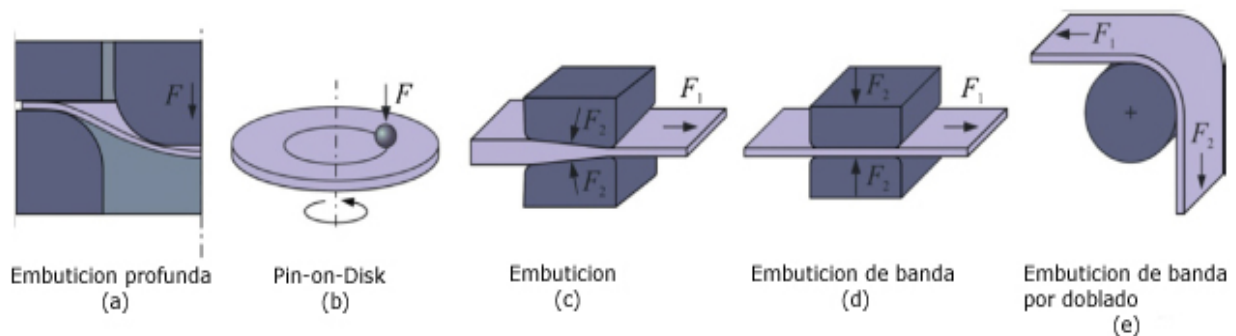


Figura I. 23. Principales métodos de ensayo empleados en la evaluación de las características a fricción [Karbasián, 2010].

Mediante el estudio de réplicas superficiales de las herramientas de estampación en caliente, se analiza el comportamiento tribológico de dos herramientas sin tener que extraerlas de las líneas de producción [Vilaseca, 2013]. El mismo método es utilizado para caracterizar el desgaste adhesivo de las herramientas a escala industrial mediante el análisis a escala de laboratorio. Se concluye que existe una buena correlación entre los análisis basados en métodos topográficos y los análisis de las secciones transversales, por lo que las técnicas no destructivas pueden utilizarse para medir el desgaste adhesivo de las herramientas que operan en la industria, si bien para pequeños detalles ($<1 \mu\text{m}$) y características precisas se obtiene una menor resolución [Pujante, 2013].

En la estampación en caliente, las condiciones de fricción se caracterizan por tratarse de fricción seca, esto es, el deslizamiento de dos cuerpos no lubricados. En cuanto a la cinemática de la misma, es decir, el movimiento relativo entre los cuerpos en contacto (silueta y herramienta), predomina la fricción de deslizamiento en presencia de elevadas cargas [Schieck, 2011].

A la hora de evaluar la fricción en la estampación en caliente existen trabajos basados en distintos tipos de ensayos. Los principales test empleados son el ensayo de PoD (ensayo unidireccional) y el ensayo SRV (Reciprocating Sliding Friction and Wear tester; ensayo bidireccional) (Figura I. 24). En ambos ensayos la interacción entre los materiales se estudia a un nivel básico y es difícil trasladar directamente los resultados obtenidos a los actuales procesos de conformado [Pelcastre, 2013b].

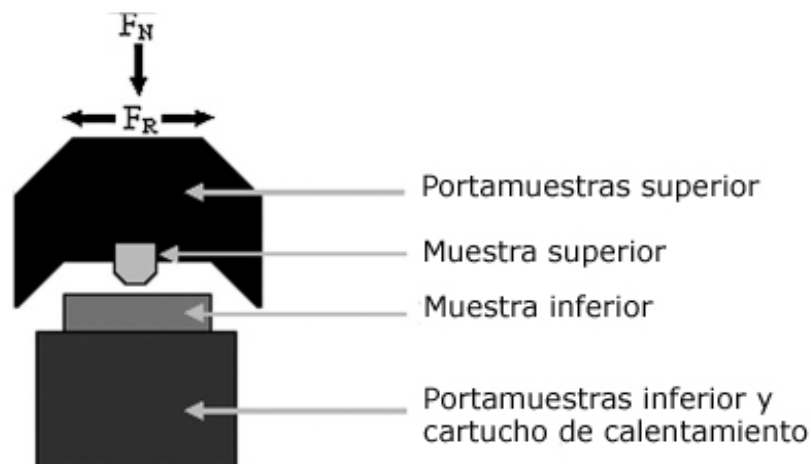


Figura I. 24. Esquema de la configuración del ensayo SRV [Hardell, 2008b].

Del mismo modo, otros autores indican que los valores del coeficiente de fricción obtenidos mediante el ensayo SRV no son lo suficientemente precisos como para ser utilizados en las simulaciones FEM [Azushima, 2012], como tampoco lo son los obtenidos en ensayos de PoD [Yanagida, 2010]. Tanto en el ensayo PoD como en el SRV, el contacto entre la herramienta y la chapa metálica es continuo, mientras que en los procesos industriales el contacto es discontinuo [Sobiech, 2013]. Aunque, se considera que el ensayo Strip Drawing es capaz de simular las condiciones predominantes en el proceso de estampación en caliente [Bachmann, 2013] se pueden

utilizar en la caracterización a escala de laboratorio tanto las configuraciones de PoD como SRV.

Debido a que los ensayos actuales no representan las condiciones de contacto presentes en la estampación en caliente, se desarrolla un equipamiento específico para los ensayos tribológicos y se observa que, independientemente de la velocidad de deslizamiento, a mayores cargas el coeficiente de fricción es menor y presenta un comportamiento más estable [Mozgovoy, 2014]. En general el coeficiente de fricción del 22MnB5 con recubrimiento AISi presenta un valor más elevado y más inestable que el acero desnudo, debido al desgaste adhesivo severo producido por el propio recubrimiento AISi. A partir de los ensayos realizados, en los que se reproducen las condiciones de contacto presentes en la estampación en caliente (Figura I. 25), se concluye que el principal mecanismo de fallo es el desgaste [Mozgovoy, 2015].

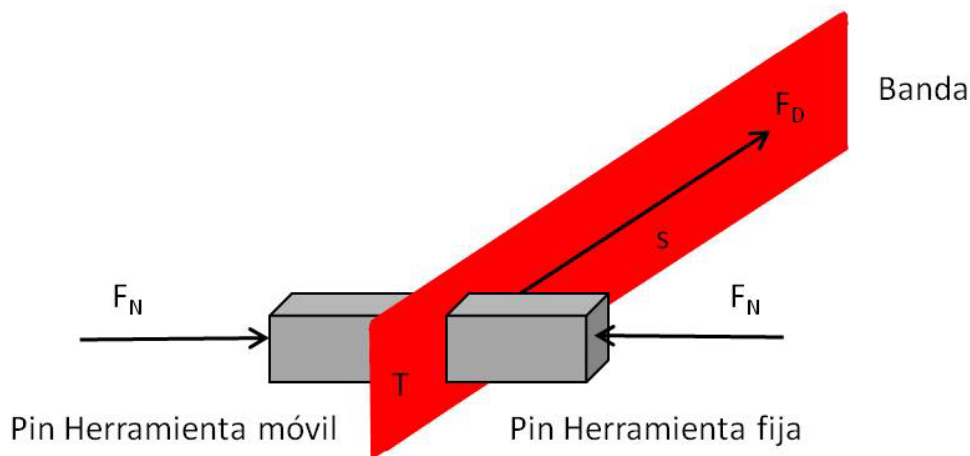


Figura I. 25. Representación esquemática de la configuración del ensayo tribológico a elevada temperatura, en la cual se simulan las condiciones de contacto presentes en la estampación en caliente [Mozgovoy, 2014].

A lo largo de los últimos años se han llevado a cabo distintos estudios orientados a analizar tanto los fenómenos de desgaste como los coeficientes de fricción presentes en la tecnología de estampación en caliente. Los parámetros más estudiados son la temperatura, los recubrimientos PVD aplicados a la superficie de la herramienta, la nitruración, los recubrimientos del acero 22MnB5 y la lubricación.

3.1 Temperatura

Teniendo en cuenta que la estampación en caliente es un proceso que transcurre a elevada temperatura, existen gran cantidad de estudios que analizan la influencia de este parámetro a lo largo del proceso.

En el estudio de Hardell sobre el comportamiento a elevada temperatura de varios aceros de herramienta frente al acero microaleado al boro con recubrimiento AlSi, mediante el ensayo SRV, se concluye que a medida que aumenta la temperatura el coeficiente de fricción disminuye debido a la formación de óxido y/o compuestos intermetálicos. En cuanto al desgaste, a medida que aumenta la temperatura el desgaste es mayor [Hardell, 2008b]. En todo el rango de temperaturas la principal causa de eliminación de material se debe al desgaste adhesivo junto con la acción abrasiva de los desechos formados debido al desgaste por oxidación a elevada temperatura [Hardell, 2008b]. También mediante ensayos SRV, se estudia el comportamiento a fricción y desgaste de varios aceros de herramienta (con y sin modificación superficial) trabajando frente al acero 22MnB5 (con y sin recubrimiento) a distintas temperaturas de ensayo. Se concluye que la fricción y el desgaste de los materiales analizados dependen de la temperatura, y que la interacción tribológica entre el material de la herramienta y la chapa a elevada temperatura disminuye la fricción, mientras que se aumenta el desgaste del material de herramienta (el aumento del desgaste únicamente ocurre cuando se trabaja con acero recubierto de AlSi) [Hardell, 2013]. En ambos estudios los resultados obtenidos son similares. En segundo caso, la disminución de la fricción también se relaciona con la formación de una capa de óxido superficial que resulta en una menor fuerza de adhesión entre las superficies en contacto. En cuanto al desgaste de las herramientas al trabajar con el 22MnB5 sin recubrimiento, el desgaste aumenta al aumentar la temperatura de 40 °C a 400 °C, debido al ablandamiento térmico y al aumento de la adhesión. Al subir desde 400 °C hasta 800 °C el desgaste se mantiene invariable debido a la formación de una capa de oxido compacta. Los ensayos con acero con recubrimiento AlSi presentan una mayor incidencia en el desgaste de las herramientas ya que, a medida que aumenta la

temperatura aumenta el desgaste debido a la formación de una capa intermetálica Fe-Al-Si de elevada dureza [Hardell, 2013].

Mediante ensayos de PoD a elevada temperatura, Ghiotti analiza el comportamiento tribológico en función de los parámetros de proceso “típicos” de la estampación en caliente. Señala que el coeficiente de fricción no depende ni de la velocidad de deslizamiento ni de la rugosidad superficial del pin (acero de herramienta), mientras que sí presenta una dependencia de la temperatura, la presión de contacto y, en particular, de la interacción con el recubrimiento AlSi. A bajas presiones, el coeficiente de fricción disminuye a medida que aumenta la temperatura. Por el contrario indica, que cuanto mayor es la temperatura de la chapa el recubrimiento de la misma es más blando lo que da lugar a una menor resistencia a la cizalladura y consecuentemente el coeficiente de fricción disminuye. Por tanto, se concluye que tanto la temperatura como la presión de contacto son los parámetros que más influyen sobre el coeficiente de fricción [Ghiotti, 2011].

En el estudio sobre las propiedades térmicas y de fricción del recubrimiento AlSi se concluye que el coeficiente de fricción disminuye con el aumento de la temperatura de la chapa a conformar. Con el aumento de la temperatura en el recubrimiento aluminio-silicio, se forma una capa ternaria Al-Si-Fe durante el calentamiento. Debido a que el recubrimiento a elevada temperatura tiene un comportamiento similar al de un lubricante, esto da lugar a una caída del esfuerzo de deslizamiento y, en consecuencia, el coeficiente de fricción disminuye [Merklein, 2008a].

Mediante el ensayo de “Cup Deep Drawing” (ensayo de embutición profunda en copa, Figura I. 26), se analiza la fricción en el proceso de estampación en caliente de chapas de acero 22MnB5 con recubrimiento AlSi por el método directo. En el estudio se realiza una combinación de evaluaciones de métodos experimentales, analíticos y numéricos para determinar el coeficiente de fricción en dependencia de los parámetros del proceso de estampación en caliente. Se concluye que la temperatura es el parámetro más importante, apreciándose una importante influencia de la temperatura de la chapa en el coeficiente de fricción. Con el aumento de temperatura de la chapa en el área de contacto se observa una disminución de los valores de fricción [Geiger, 2008].

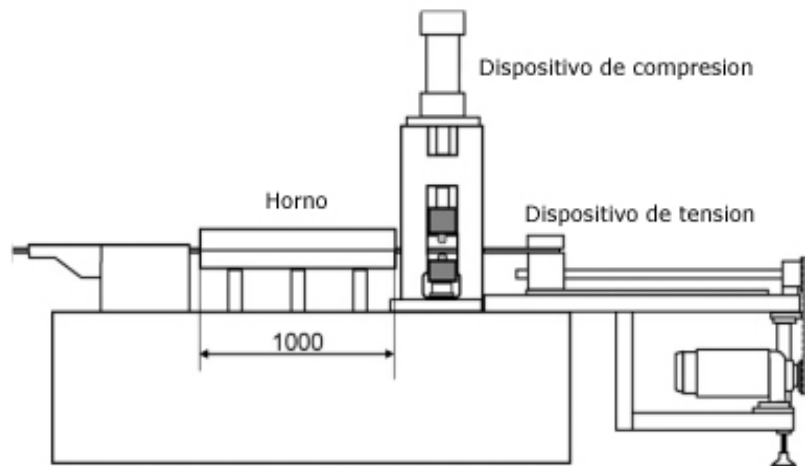


Figura I. 26. Representación esquemática del ensayo flat drawing [Yanagida, 2010].

Con resultados similares, mediante el ensayo “Flat Drawing” (Figura I. 27), se concluye que el valor medio del coeficiente de fricción a bajas temperaturas, hasta 300°C, disminuye a medida que aumenta la temperatura. Al contrario que los valores obtenidos mediante ensayos de PoD o SRV, en este caso se considera que los valores del coeficiente de fricción resultantes de los ensayos “Flat Drawing” sí que pueden utilizarse para llevar a cabo estudios de simulación [Yanagida, 2010]. Además, se trata de un método de ensayo frecuentemente empleado para medir el coeficiente de fricción en el conformado en frío.

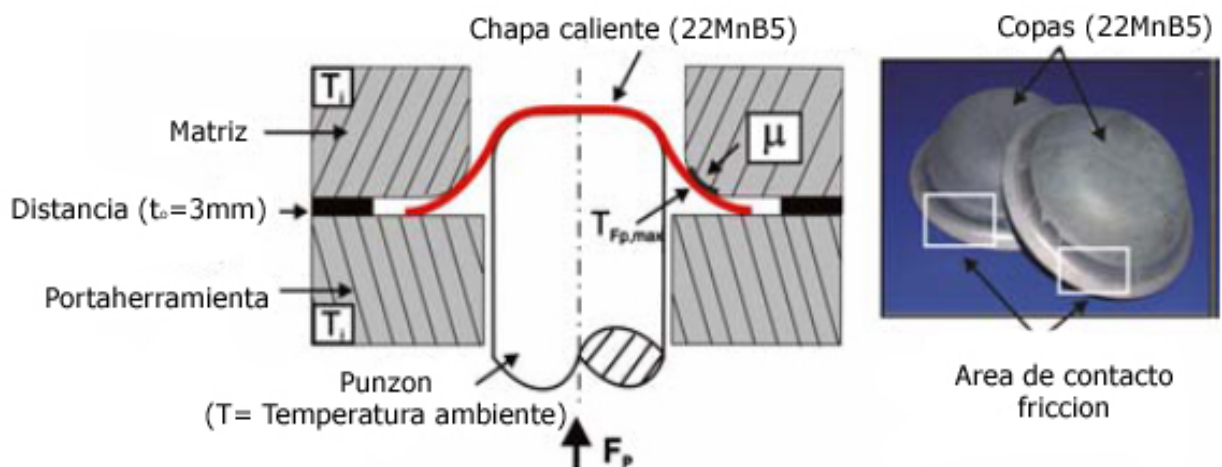


Figura I. 27. Representación esquemática del ensayo cup drawing [Geiger, 2008].

Usando también el ensayo de “Strip Drawing”, se investiga el coeficiente de fricción y el desgaste a elevada temperatura. Se obtiene que el coeficiente de fricción medido a bajas velocidades de deformación (25 mm/s) es mayor que a elevadas velocidades (75mm/s), por lo que a mayor velocidad de deformación, menor es el coeficiente de fricción. En cuanto a la temperatura, el coeficiente de fricción apenas presenta variación hasta los 500 °C, si bien aumenta al pasar de 500 °C a 700 °C. Se concluye que la velocidad de deslizamiento es un parámetro que puede ayudar a mejorar el comportamiento frente a desgaste de manera que la vida de la herramienta puede aumentar [Tian, 2012].

Del análisis de los distintos estudios realizados a lo largo de estos años se concluye que la temperatura es el parámetro más influyente, tanto en el coeficiente de fricción como en el comportamiento a desgaste de las herramientas. Un aumento de la temperatura da lugar a una disminución del coeficiente de fricción, así como a un aumento del desgaste cuando se trabaja con acero recubierto con AISi (para el acero sin recubrimiento el desgaste disminuye). La mayoría de los ensayos estudian el comportamiento del acero microaleado al boro con recubrimiento AISi, mientras que son pocos autores los que analizan el coeficiente de fricción y el desgaste del acero sin recubrimiento.

La información acerca de las características tribológicas en el conformado a elevada temperatura es crucial para poder entender la interacción entre la herramienta y la pieza, así como para entender y prevenir los mecanismos de desgaste adhesivo severo (galling). No todos los tribómetros son capaces de representar las condiciones del conformado teniendo en cuenta la expansión de la superficie de la pieza a conformar. Tampoco, todos pueden medir el valor de fricción de forma directa y los valores de fricción obtenidos difícilmente revelan con exactitud el comportamiento del material. Por ello, se considera que todavía se deben realizar mejoras en los tribómetros con el fin de medir las características tribológicas a elevada temperatura en condiciones que aún no han podido ser ensayadas [Dohda, 2015].

Más aun, con el fin de mejorar el desgaste de las herramientas y, antes de realizar ningún cambio a escala industrial, es necesario evaluar los diferentes materiales

disponibles a elevada temperatura. Por ello, se considera suficiente con hacer ensayos PoD o SRV ya que el objetivo es comparar los materiales y decidir cuál es el más adecuado desde el punto de vista de la resistencia al desgaste.

3.2 Recubrimientos

La utilización de un recubrimiento adecuado junto con un bajo coeficiente de fricción es crucial para reducir el desgaste de la herramienta en general y el galling (desgaste adhesivo severo). Los recubrimientos más empleados en las herramientas para la fabricación de componentes estampación de aceros UHSS son el PVD (Physical Vapor Deposition - Deposición Física en Fase Vapor), CVD (Chemical Vapor Deposition - Deposición Química de Vapor) y TD (Thermal Diffusion – Difusión Térmica). Para la aplicación de recubrimientos mediante CVD se requieren temperaturas superiores a las necesarias para el recubrimiento PVD y similares a las de TD. La principal desventaja es que la temperatura a la que se aplica el recubrimiento CVD produce a menudo un ablandamiento y una distorsión dimensional en la herramienta [Billuer, 2010].

Los recubrimientos CVD han avanzado para su uso en este tipo de aplicaciones, aunque están más limitados por causa de los precursores metálicos. De todos ellos, el de titanio es el más común, y por ello los recubrimientos basados en titanio son los más utilizados en la industria, aunque se obtienen también compuestos de aluminio (óxido Al_2O_3), de silicio (Si_3N_4), boro (B_4C), etc. Entre los recubrimientos compuestos de titanio, el que presenta mayor dureza y resistencia a la oxidación es el carburo de titanio (TiC).

Los recubrimientos PVD para su uso en la estampación en caliente, se basan en la combinación de los elementos que mejor protegen contra la oxidación, es decir Al, Cr, Si y Ti. Como en el caso de las herramientas de mecanizado de alta velocidad, los recubrimientos más recomendables en este caso son los nitruros de cromo (CrN), de titanio y aluminio (TiAlN), de cromo y aluminio (AlCrN) y de titanio, aluminio y silicio (AlTiSiN). Compuestos como el carburo de cromo con porcentajes graduales de carbono ($Cr_3C_2/CrC:H$) o el nitrato de circonio (ZrN) permiten minimizar los efectos de las soldaduras de los recubrimientos de las chapas. Estos compuestos en forma de multicapas, nanocapas o capas nanoestructuradas se van desgastando y oxidando

progresivamente de manera que en la superficie siempre aparezca un compuesto con propiedades renovadas.

Los recubrimientos PVD más utilizados en estampación en caliente son el TiAlN y AlCrN [Sobiech, 2013]. A pesar de sus buenas propiedades a elevadas temperaturas tales como resistencia a la adhesión, dureza, estabilidad dimensional y resistencia a la oxidación, ambos recubrimientos tienen tendencia a la acumulación de recubrimiento AlSi. En el estudio se caracterizan distintos recubrimientos a escala de laboratorio mediante ensayos SRV, frente al acero 22MnB5 con y sin recubrimiento AlSi. También realiza ensayos Deep Drawing con el fin de caracterizar el desgaste de los recubrimientos. Los recubrimientos aplicados y analizados sobre el material de herramienta son el AlCrN y el TiAlN, además de un nuevo concepto de recubrimiento llamado "Coating Concept". Los resultados muestran que el recubrimiento "Coating Concept" es el que menos se desgasta. Con este recubrimiento, en el caso de trabajar frente a acero con recubrimiento AlSi el desgaste adhesivo es menor. Mientras que para el 22MnB5 sin recubrimiento, tanto el desgaste abrasivo como el adhesivo son menores [Sobiech, 2013].

Tanto mediante el ensayo Strip Drawing con accionamiento de doblado (strip drawing test with bending action, [Schieck, 2011], como mediante ensayos de embutición (Strip Drawing) [Neugebauer, 2012] se analizan tres recubrimientos aplicados mediante PVD. Los tres recubrimientos, (NbTiAl)N, (TiZrCr)N y CrVN, se ensayan frente al acero 22MnB5 sin recubrimiento y con recubrimiento x-tec (recubrimiento nanotecnológico [Naganathan, 2010]). Ambos estudios concluyen que utilizando estos recubrimientos PVD es posible evitar acumulaciones en la superficie de la herramienta al conformar chapas de acero 22MnB5 sin recubrimiento. En cuanto a los valores del coeficiente de fricción, estos apenas varían. En el caso de [Schieck, 2011] se apunta a que las condiciones tribológicas mejoran realizando cambios sobre el recubrimiento del acero 22MnB5.

Se indica que mediante el uso de recubrimiento x-tec la fricción se reduce a la mitad en comparación con el acero sin recubrimiento con lo que se puede prevenir el

agrietamiento debido al adelgazamiento de la chapa durante el conformado en caliente [Neugebauer, 2012].

Del mismo modo en la caracterización de herramientas con y sin recubrimiento AlCrN aplicado mediante PVD, se analiza el desgaste adhesivo frente a chapa metálica 22MnB5 con recubrimiento AISi. El análisis se realiza mediante un nuevo ensayo desarrollado de acuerdo con el proceso de Sheet Bulk Metal Forming (SBMF, Figura I. 28). Tras 50 ciclos, el aumento de la rugosidad del troquel recubierto es menor en aquellas áreas donde la distancia de deslizamiento y la presión de contacto son menores. En cambio, no se observan diferencias en el aumento de la rugosidad en los radios de las dos herramientas. Mediante micrografías se observa que el aumento de la rugosidad se debe al desgaste adhesivo del recubrimiento AISi en los radios de las herramientas. También se observa que solo se desarrolla una adhesión marginal en las áreas de mayor presión de contacto en contraste con el aumento de la adhesión en las zonas donde la distancia de deslizamiento es mayor y existen grandes presiones de contacto [Wieland, 2012].

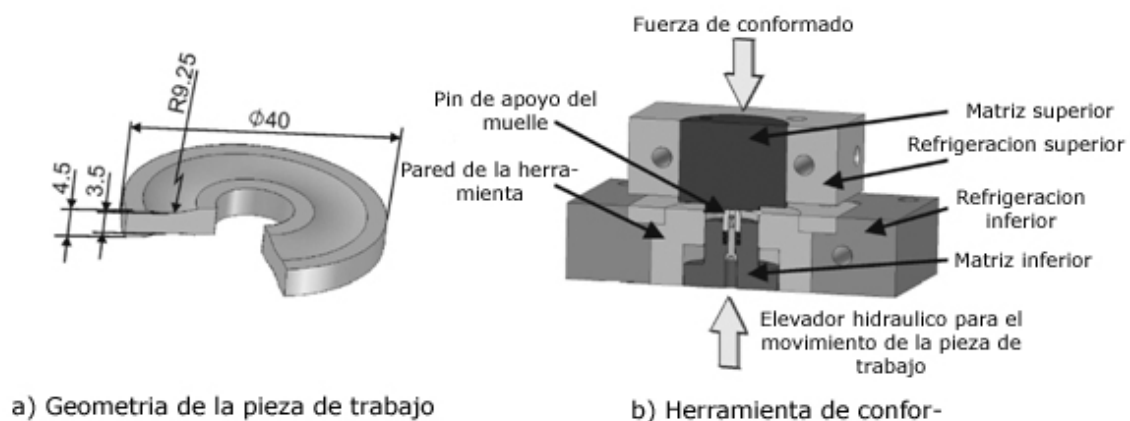


Figura I. 28. Muestra y herramienta del ensayo sheet bulk metal forming tool. [Wieland, 2012].

Con el fin de investigar el rendimiento a desgaste de varios recubrimientos aplicados mediante PVD, CVD y TD aplicados sobre varios materiales ensayados frente a chapa de acero AHSS (Advanced High Strength Steel), los ensayos se realizan mediante un test basado en Control Numérico por Computarizado (CNC) el cual se caracteriza por un movimiento no recíproco (Figura I. 29). Los resultados indican que el recubrimiento

TD aplicado sobre los aceros rápidos presenta los mejores resultados en términos de resistencia al desgaste. Además se observa que un aumento de dureza mejora la resistencia a desgaste [Cora, 2012].

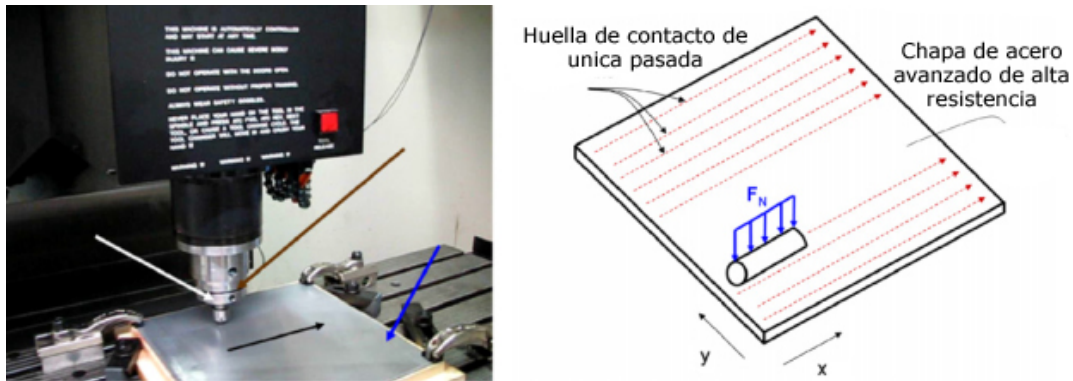


Figura I. 29. Ensayo de desgaste de la herramienta (izquierda), representación esquemática del ensayo de desgaste (derecha) [Cora, 2012].

Por el contrario, los trabajos realizados por Hardell, en los que se estudia mediante el ensayo de Ball-on-Disk (BoD), a temperatura ambiente y a 400°C, la fricción y el desgaste de la superficie de la herramienta con tratamiento de nitruración y recubrimiento CrN y TiAlN, indican que con los recubrimientos PVD utilizados, la resistencia a desgaste de la herramienta aumenta. En el caso del recubrimiento TiAlN la temperatura elevada da lugar a una fricción inestable y elevada debido a la severa adhesión y transferencia de material. Se concluye que modificando la superficie del 22MnB mediante la aplicación de un recubrimiento se obtiene una mayor influencia sobre la fricción en comparación con la aplicación de una nitruración o recubrimiento PVD sobre la superficie de la herramienta [Hardell, 2010; Hardell, 2013].

En el trabajo realizado por Pelcastre con herramientas con recubrimientos PVD (AlCrN y TiAlN) se expone que el desgaste adhesivo severo es predominante debido a que el recubrimiento de la chapa metálica AlSi presenta fases con una fuerte influencia sobre el galling y las transformaciones del recubrimiento AlSi están condicionadas por las condiciones de calentamiento. El desarrollo de partículas de desgaste y de capas esmaltadas (glaze layer), estas últimas formadas mediante nitruración por plasma, reduce considerablemente el galling sobre la superficie de la herramienta [Pelcastre, 2013a].

También mediante el ensayo Strip Drawing se investiga el comportamiento a fricción en las condiciones de la estampación en caliente. El estudio revela que el recubrimiento PVD base Cr optimiza el comportamiento a fricción en contacto con el recubrimiento AISi, mediante un coeficiente de fricción bajo y estable con baja tendencia a la adhesión [Bachmann, 2013].

En el estudio del comportamiento tribológico de la herramienta con y sin recubrimiento PVD (AlCrN y CrN), tanto la herramienta recubierta con AlCrN como la recubierta con CrN presentan menor cantidad de material adherido que la herramienta sin recubrimiento alguno. En ninguno de los recubrimientos se observan indicios de agrietamiento. Se concluye que la posición de la herramienta, del punzón y de la matriz, tiene una gran influencia en la cantidad de material adherido. El polvo proveniente del recubrimiento AISi se acumula, debido a la gravedad, en la parte inferior de la herramienta (punzón) contribuyendo de forma activa en la adhesión del material [Vilaseca, 2013].

Aun así, todo apunta a que los recubrimientos PVD conducen a una menor acumulación de material sobre la herramienta de estampación en caliente, no se presentan conclusiones claras en relación con una reducción sustancial de los problemas derivados del desgaste de las herramientas, ni al aumento de la vida útil de la herramienta [Hardell, 2013; Schieck, 2011; Neugebauer, 2012]

Con el fin de caracterizar la influencia del tratamiento de nitruración sobre las características tribológicas de los aceros de herramienta frente al acero de alta resistencia microaleado al boro, los diversos estudios realizados [Hardell, 2008a; Hardell, 2008b; Hardell, 2013], concluyen que el tratamiento de nitruración disminuye la fricción y el galling (desgaste adhesivo severo). A medida que aumenta la temperatura disminuye el coeficiente de fricción debido a la formación de una capa de óxido. Una reducción del coeficiente de fricción junto con el mantenimiento a elevada temperatura de la dureza de la capa nitrurada protege frente al arado [Hardell, 2013]. También en otro trabajo se concluye que el tratamiento de nitruración es efectivo para reducir el desgaste cuando se trabaja con acero 22MnB5 con recubrimiento AISi [Dessain, 2008]. De la misma forma, en el análisis mediante el ensayo “Deep Drawing Process

Simulator” (DDPS) el comportamiento a desgaste de varios aceros de herramienta frente al acero USIBOR 1500P (Figura I. 30), se observa que el acero nitrurado presenta una menor deformación plástica debido a la elevada dureza de la capa nitrurada [Boher, 2012].

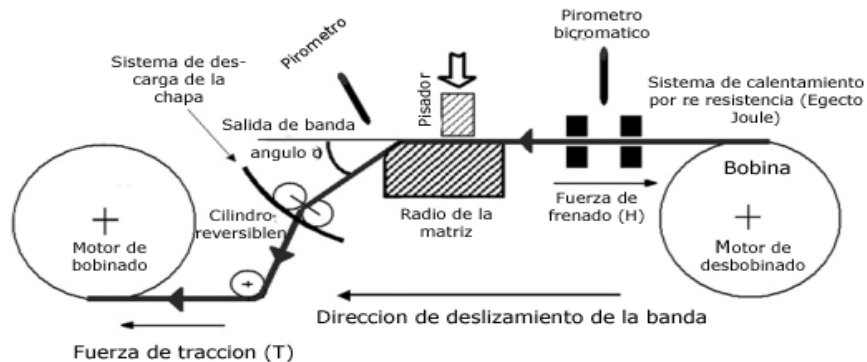


Figura I. 30. (a) Diagrama del ensayo Deep-Drawing Process Simulator [Boher, 2012].

No obstante y tal y como se ha mencionado con anterioridad, parece más efectivo el uso de un recubrimiento sobre el acero 22MnB5 que el tratamiento de nitruración o PVD sobre la herramienta [Hardell, 2013].

4 CONFIGURACIONES BI-METÁLICAS

Con el fin de aumentar la vida en servicio y reducir los costes de fabricación de las herramientas de estampación en caliente, es necesario reparar y restaurar los desgastes que presentan estas costosas herramientas. La configuración bimetálica se presenta como una alternativa en la búsqueda de soluciones.

En las configuraciones bi-metálicas, dos metales diferentes o bien dos metales iguales pero con diferente microestructura y propiedades, se unen o sueldan, de modo que cada uno de ellos cumple con una función. La aparición de técnicas de soldadura eficientes como unión por difusión, tecnología de revestimiento de explosión, láser, soldadura por haz de electrones, etc., capaces de unir tanto metales similares como disimilares mediante una unión fuerte y relativamente libre de defectos, definitivamente mejora la aplicabilidad de las configuraciones bi-metálicas [Ukadgaonker, 2008].

En comparación con las técnicas convencionales empleadas en la modificación de la superficie con el fin de mejorar las sollicitaciones de trabajo de la misma, el láser cladding se presenta como una alternativa atractiva debido a la excelente unión metalúrgica que genera. Además, esta tecnología de aportación se caracteriza por una baja dilución así como un bajo nivel de calor aportado sobre el metal base.

La tecnología de deposición mediante láser basado en la utilización de material de recargue en forma de polvo o de alambre, también se conoce como deposición directa de metal (DMD – Direct Metal Deposition) o deposición por láser de metal (LMD – Laser Metal Deposition). Dentro de las tecnologías de fabricación aditiva, la DMD es empleada para la reparación o reconstrucción de componentes, la fabricación de nuevos componentes y la construcción de capas resistentes a la corrosión y al desgaste. Se trata de un método rápido de fabricación. El polvo se funde mediante láser y se fusiona con el material del sustrato formando un cordón denso. Mediante la superposición de los cordones, se obtiene una capa continua. Además, mediante DMD se obtiene una geometría cercana a la final, por lo que se requieren pocas operaciones de acabado [Imran, 2011a].

Gracias al desarrollo del proceso Selective Laser Sintering (SLS) hacia el desarrollo del Direct Metal Laser Sintering (DMLS), es posible fabricar de forma directa una herramienta metálica capa a capa. Los materiales empleados en la fabricación de herramientas como el acero 1.2079 o el 1.2344, ahora es posible procesar y fundir completamente en vez de superficialmente y obtener microestructuras 100% densas [Neugebauer, 2009]. Hoy día, mediante el uso de tecnología de fusión laser, es posible fabricar series de herramientas para la producción en masa sin las limitaciones que imponen las tecnologías convencionales como el mecanizado. Por ejemplo, existe una amplia aceptación de los insertos fabricados por láser en las herramientas de moldeo por inyección, haciendo uso de la ventaja que presentan para mejorar la refrigeración. Este sistema permite fabricar canales de refrigeración de prácticamente cualquier complejidad y situarlos a una distancia muy cercana y constante a la superficie de cavidad, lo cual asegura un enfriamiento del molde más rápido y uniforme. Como consecuencia los tiempos de ciclo disminuyen y mejora la calidad en las áreas sensibles a la contracción.

Existen diversos estudios relativos a la mejora de la vida en servicio de herramientas mediante técnicas de deposición en las que se endurece la superficie. Como es el caso donde se consigue aumentar la dureza superficial de una herramienta fabricada con el acero Vanadis 4 Extra, mediante la deposición de polvo de CPM 10 (acero pulvimetalúrgico de muy alta resistencia al desgaste adhesivo - abrasivo con excelente tenacidad a elevada dureza) [Leunda, 2011]. Es igualmente destacable el análisis del endurecimiento superficial y mejora al desgaste a partir de la deposición de polvo de CPM 10V y CPM 15V (ambos aceros pulvimetalúrgicos) sobre el acero AISI 1045 [Hu, 1998]. Un estudio similar donde se estudia la resistencia al desgaste abrasivo del CPM 15V y CPM 10V depositado sobre el acero de herramienta AISI D2 [Wang, 2006]. También se realiza la caracterización experimental y el estudio de la potencialidad de utilizar la tecnología de revestimiento mediante láser cladding para la reparación de herramientas a partir de polvo de CPM 9V sobre un sustrato fabricado con el acero de trabajo en caliente H13 [Kattire, 2015]. Así mismo, se investiga la deposición de un acero de herramienta sobre una aleación de cobre de forma directa [Imran, 2011b] o con una capa intermedia de un acero inoxidable de alto Níquel [Imran, 2011a]. O el estudio realizado para sustituir un acero de herramienta convencional por una configuración bimetálica, a partir de la aleación de cobre Moldmax recubierto con una capa de acero [Imran, 2011b].

Con el fin de reparar los moldes para plásticos, se estudia la aplicabilidad de esta tecnología de deposición donde sobre una base de acero de herramienta en estado de recocido (AISI A2) se deposita un acero rápido (AISI M2) y un acero inoxidable martensítico (AISI 431). En los ensayos de desgaste llevados a cabo mediante PoD, el acero rápido (AISI M2) presenta mayor resistencia al desgaste que el acero inoxidable martensítico (AISI 430), debido a la densa red de carburos capaz de soportar los esfuerzos aplicados presentes en el acero M2 [Navas, 2005].

Con el fin de obtener materiales de elevada resistencia al desgaste, se analiza la influencia en las propiedades mecánicas y tribológicas de la aleación Fe-Cr-C de alto rendimiento con distintas cantidades de Nb (0,0; 0,35; 0,71; 1,03 %), donde se concluye que para un 0,71 % de Nb la dureza (56 - 57 HRC) y la resistencia al desgaste de la capa depositada son excelentes [Yang, 2015].

Por lo tanto, las configuraciones bi-metálicas aparecen como una alternativa a los problemas de desgaste que presentan las herramientas de estampación en caliente. Mediante la fabricación de utillajes bi-metal, se puede obtener una capa de elevada dureza, la cual está en contacto con la chapa a conformar y una base o núcleo de mayor tenacidad. De este modo, se optimiza la dureza superficial de la herramienta con el fin de mejorar la respuesta a desgaste, y la tenacidad del núcleo a fin de evitar las roturas debido a la concentración de tensiones producidas en el encuentro de dos canales de refrigeración obtenidos mediante taladrado. En todo caso, a la hora de seleccionar los materiales no se puede olvidar la conductividad térmica de los mismos ya que de ellos depende la velocidad de enfriamiento durante el conformado/temple de los componentes a fabricar.

Tal y como se ha mencionado, en el Institute of Tools and Forming de la Graz University of Technology de Austria se han llevado a cabo estudios de fabricación de herramientas para la estampación en caliente mediante tecnologías de fundición y, sobre la superficie de la misma, se deposita un material de elevada dureza mediante DMD [Naganathan, 2010]. La tecnología de deposición ha sido aplicada con éxito en herramientas de corte, conformado y de estampación en caliente [Weiß, 2010]. Además, permite emplear un metal base de baja dureza y elevada conductividad, como es el caso de cobre con deposición superficial resistente a la abrasión [Kolleck, 2005].

En otro trabajo se estudia la aplicación de esta tecnología de deposición para la fabricación de recubrimientos funcionalmente graduados (functionally graded coatings) en los que las propiedades físicas del recubrimiento varían a lo largo de su espesor. Se estudian dos posibilidades: la variación de la dureza y la variación de la conductividad térmica. Mediante la aplicación de una capa superficial de elevada conductividad térmica en zonas de sobrecalentamiento de la herramienta se ayuda a minimizar el sobrecalentamiento local. La combinación de materiales de elevada conductividad térmica y elevada resistencia a desgaste se presenta como un método prometedor para la optimización térmica de las herramientas de estampación en caliente. Los recubrimientos funcionalmente graduados propuestos consisten en un bronce al aluminio de elevada conductividad térmica y una aleación de base cobalto de elevada resistencia a desgaste a elevada temperatura. Las durezas alcanzadas se consideran

correctas para las herramientas de estampación en caliente y la mejora en la transferencia de calor medida de la capa de bronce al aluminio aumenta el rendimiento térmico de las herramientas de estampación en caliente [Weiß, 2010].

Como ya se ha mencionado, existen diversos métodos tradicionalmente utilizados para mejorar las propiedades superficiales de las herramientas: nitruración, deposición física en fase vapor (PVD) y deposición química en fase vapor (CVD). En el caso de la estampación en caliente ciertos recubrimientos PVD mejoran la resistencia a desgaste de las herramientas pero no se considera que se trate de la solución para evitar sus actuales problemas.

Por ello se considera que la solución se encuentra en la fabricación de herramientas bi-metal mediante la tecnología de deposición. El láser, como fuente de calor de elevada densidad y sin contacto, se puede aplicar para la deposición de materiales o en la reparación de herramientas mediante la fusión de polvo, alambre, varilla o tira (strip). Una vez se funde el material éste se deposita capa a capa sobre la superficie [Telasang, 2015].

4.1 Láser cladding

En los últimos años ha aumentado la utilización de esta tecnología para realizar deposiciones a partir de polvo. Dicho incremento se debe a las características y capacidades que presenta esta tecnología para varios sectores, tales como la industria de recubrimientos metálicos, la reparación de componentes de elevado coste, el prototipado de piezas y aplicaciones donde el volumen de fabricación es bajo [Jayakumar, 2015]. Además, esta tecnología de deposición permite obtener recubrimientos con una baja dilución, mínima distorsión, una buena unión metalúrgica, pequeño espesor de la ZAT (Zona Afectada Térmicamente) y buena calidad superficial [Leunda, 2014; Telasang, 2014; Jayakumar, 2015]. Asimismo, debido al rápido calentamiento y enfriamiento asociado al proceso de deposición se obtienen microestructuras compuestas por un grano fino y de mayor homogeneidad que la del acero forjado [Niu, 2000]. Por ello se prevé que la mejora a desgaste se deba no solo al aumento de dureza, sino también al cambio microestructural que se obtiene con respecto al acero 1 (acero forjado).

En la fabricación de herramientas de estampación en caliente de elevada resistencia a desgaste mediante la tecnología láser cladding, existe una patente de la empresa alemana Eifeler (DE102010025950 (A1) – 2012-01-05 - Improving wear resistance of forming tool, preferably a heat forming tool useful for manufacturing press-hardened components, comprising providing forming tool with a protective layer made of powdered coating material by welding). En la misma se indica que la mezcla de polvo utilizada en la deposición mediante la tecnología de deposición es capaz de mejorar la resistencia a desgaste de las herramientas de estampación en caliente, se obtiene mediante la mezcla de dos calidades de polvos. La definición de las aleaciones utilizadas no es específica, esto es, la horquilla de cada uno de los elementos que componen la composición química se define con un amplio rango. Mediante en manual de los aceros más conocido como la llave de los aceros (Stahlschlüssel) [Wegst, 2007] se definen dos calidades de aceros como las calidades que mejor se ajustan al rango de composiciones presentes en la patente. Uno de los acero puede ser el 1.2605 X35CrWMoV5 (DIN ISO 4957) y el otro el Low Expansion 43-PH. El acero 1.2605 pertenece a los aceros de herramienta de trabajo en caliente, mientras que el Low Expansion 43-PH, corresponde con una aleación austenítica endurecible por envejecimiento y ferromagnético.

Mediante la utilización de esta tecnología de deposición se obtiene una nueva geometría sobre la superficie de la pieza, de forma que la nueva superficie presenta propiedades diferenciadas a las ya existentes en el metal base. En el caso concreto de la estampación en caliente, se persigue mejorar la resistencia a desgaste mediante la utilización de un recubrimiento funcional. Una de las principales ventajas de esta tecnología es la capacidad de aportar material de recubrimiento con elevada resistencia al desgaste, el cual permite fabricar una capa funcional sobre un metal base más barato, con baja tensión térmica, elevada compactación y libre de poros.

5 CONCLUSIONES

La principal solicitud a la que deben dar respuesta las herramientas de estampación en caliente es el desgaste, sin olvidar la conductividad térmica y la tenacidad, si bien dichas propiedades no son necesarias a lo largo de toda la herramienta. Es suficiente

que los requerimientos de resistencia a desgaste se cumplan en la superficie, ya que es la zona de contacto entre la herramienta y el material a conformar, caracterizada por una elevada fricción. Mientras, las sollicitaciones del núcleo se relacionan con una elevada tenacidad y una buena conductividad térmica. En definitiva, las principales sollicitaciones que deben cumplir las herramientas de estampación en caliente son una elevada resistencia a desgaste, con el fin de garantizar una elevada vida en servicio, y una rápida y efectiva evacuación del calor de la chapa desde la superficie de la herramienta hasta los circuitos de refrigeración, con el fin de asegurar un ciclo de enfriamiento lo más corto posible [Weiß, 2010].

Por eso, tal y como indica S. H. Wang existen muchos casos donde es beneficioso, tanto desde un punto de vista económico como funcional, fabricar componentes mediante técnicas económicas, fáciles de fabricar con aceros al carbono y cuya resistencia al desgaste se obtiene mediante aceros de herramienta de elevada aleación aplicados mediante láser cladding [Wang, 2006].

Las características y el comportamiento del recubrimiento dependen del material empleado en la deposición, el espesor del mismo, el tipo de proceso y de los propios parámetros de proceso.

Por todo ello, se considera que una adecuada selección de un material de elevada resistencia a desgaste aplicada mediante tecnologías de deposición sobre la superficie de las herramientas de estampación en caliente fabricada con un acero tenaz y con elevada conductividad térmica mejorara el comportamiento de estas frente a las sollicitaciones de desgaste.

CAPÍTULO II

**TRANSFERENCIA DE CALOR EN LAS
HERRAMIENTAS PARA ESTAMPACIÓN EN
CALIENTE**

1 DEFINICIÓN DEL COEFICIENTE IHTC

Tal y como se ha visto en el Capítulo I, la transferencia de calor de la herramienta (IHTC – Interfacial Heat Transfer Coefficient) influye en la velocidad de enfriamiento de las chapas en la operación de conformado/temple en troquel.

Por lo tanto, es necesario que las condiciones de contacto térmico entre la chapa y la herramienta se describan adecuadamente y consecuentemente el valor del IHTC adquiere importancia ya que cuanto mayor es el valor del IHTC mayor es la potencia de disipación del calor y mayor es la velocidad de enfriamiento.

El valor del IHTC (α) entre la chapa y la herramienta se puede determinar mediante la siguiente fórmula [Merklein, 2009]:

$$\alpha = -\frac{c_p \cdot \rho \cdot V}{A \cdot t} \ln \left(\frac{T_i - T_u}{T_0 - T_u} \right) \quad (1)$$

donde C_p (J/kg K) es el calor específico del acero 22MnB5, ρ (kg/m³) es la densidad del acero 22MnB5, V (m³) es el volumen de la muestra de la chapa de acero endurecible, A (m²) es el área de contacto entre la herramienta y la chapa, t (s) es el tiempo transcurrido, T_i (K) es la temperatura de la chapa en cualquier instante, T_u (K) es la temperatura final de la herramienta y T_0 (K) es la temperatura inicial de la chapa.

2 PARÁMETROS DEL PROCESO QUE INFLUYEN EN EL IHTC

Teniendo en cuenta la expresión matemática del IHTC y con el fin de alcanzar el máximo valor para una rápida disipación de calor, para un mismo material a conformar, los parámetros más significativos son la temperatura T_u , y el área A .

En relación a la temperatura final de la herramienta, T_u está determinada por el sistema de refrigeración de la herramienta y la conductividad térmica del material, ya que la temperatura final de la herramienta dependerá de la capacidad de evacuar calor que está presente. En este sentido, un buen diseño de los circuitos de refrigeración y la cercanía a la superficie de trabajo garantiza que tras la operación de

conformado/temple la temperatura final de la herramienta sea lo más baja posible. En consecuencia el diseño de los circuitos de refrigeración permite alcanzar menores valores T_u y consecuentemente el IHTC aumenta. Además cuanto mayor es la conductividad térmica del material utilizado en la construcción de la herramienta mayor capacidad de esta para disipar el calor de la chapa y por lo tanto menor temperatura final de la misma, y esto hace que el IHTC aumente.

En cuanto al área de contacto entre la chapa de 22MnB5 y la herramienta, a medida que esta aumenta, mayor es la capacidad de evacuación del calor a través de la herramienta con lo que el IHTC aumenta. A nivel microscópico, tanto la superficie de la chapa como la de la herramienta no son del todo planas sino que se caracterizan por la presencia de picos y valles tal como muestra la Figura II. 1. En este sentido, al aumentar la presión sobre la chapa, los picos comienzan a deformarse haciendo crecer pequeños lunares o parcelas planas que incrementan la superficie en contacto y en consecuencia el calor transferido y la velocidad de enfriamiento de la chapa. Por ello, a medida que aumenta la presión se entiende que el valor del IHTC aumenta.

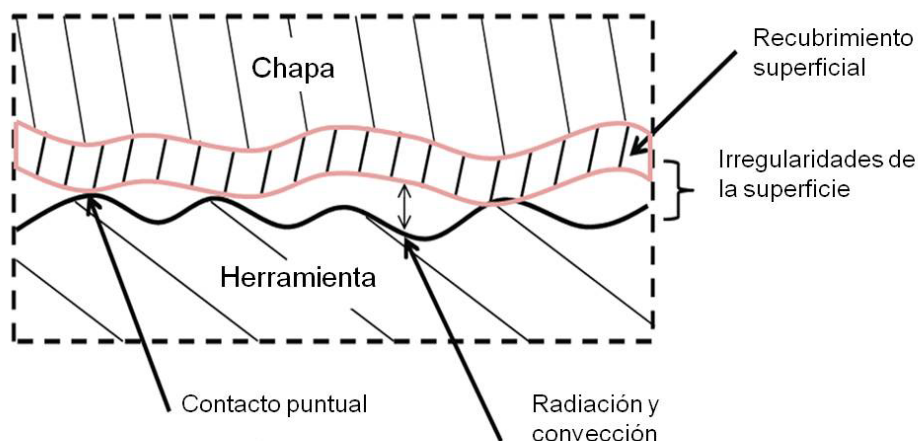


Figura II. 1. Representación de la superficie de la chapa y herramienta.

Cuando dos superficies entran en contacto (Figura II. 2 (a)), en las áreas donde el contacto es directo (contacto puntual), la transmisión de calor se produce por conducción mientras que en aquellas donde no hay contacto directo, la transferencia se producirá por convección y radiación combinadas entre las asperezas, lo que da lugar a

una transmisión de calor significativamente menor que por conducción para la misma extensión superficial.

Si la presión sobre la chapa aumenta, P2, (Figura II. 2 (b)), los picos comienzan a deformarse haciendo crecer pequeños lunares o parcelas planas que incrementan la superficie en contacto directo y en consecuencia el calor transferido y la velocidad de enfriamiento de la chapa.

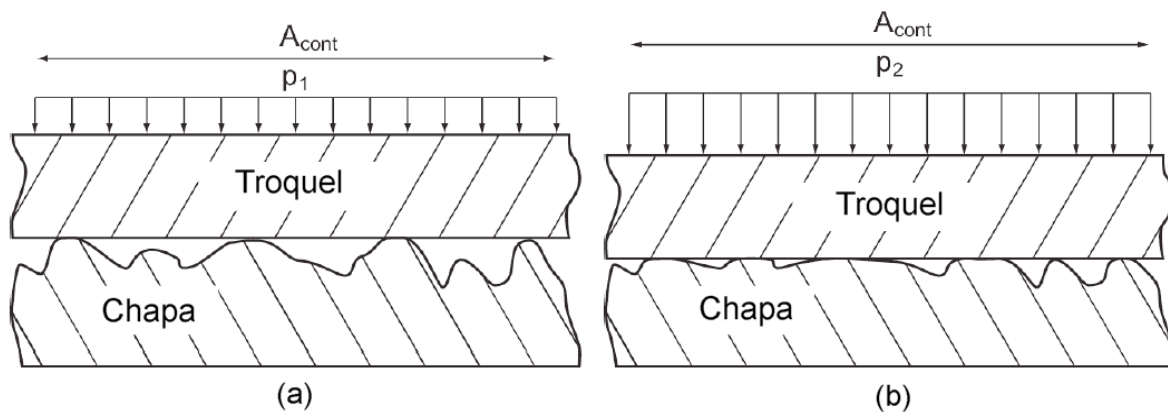


Figura II. 2. Representación del aré de contacto para una presión P1 (a) y para una presión P2 (b).

En general, no es posible reproducir la superficie de contacto con suficiente exactitud geométrica que sería necesaria para analizar de forma separada los mecanismos de transferencia de calor mediante la simulación FEM.

La modelización y capacidad de cálculo necesaria para la simulación de un proceso de fabricación real requiere superar con creces los medios actualmente disponibles. En lugar de esto, habitualmente y para el cálculo del flujo de calor, se usa un coeficiente integral de transferencia de calor

$$h_{cont} = \frac{A_{spot} \cdot h_{spot} + A_{isp} \cdot (h_{isp,cond} + h_{isp,rad})}{A_{spot} + A_{isp}} \quad (2)$$

donde A_{spot} (m^2) es la extensión superficial en la que ambos cuerpos están en contacto directo, A_{isp} (m^2) es la extensión superficial sin contacto directo, h_{spot} ($W/m^2 K$) es el IHTC en la zona con contacto directo y h_{isp} ($W/m^2 K$) es el IHTC en la zona sin contacto directo.

Con la expresión anterior se puede calcular el coeficiente de transferencia de calor a partir de sus diferentes componentes o partes.

La transferencia de calor, q_{cont} (J/s), por efecto del contacto a través de la superficie total $A_{cont}=A_{spot}+A_{isp}$ (m^2) puede expresarse del siguiente modo:

$$q_{cont} = h_{cont} \cdot A_{cont} (T_{S,bl} - T_{S,tl}) \quad (3)$$

donde, h_{cont} ($W/m^2 K$) es el IHTC total (suma los IHTC correspondientes a los tres modos de transmisión en la zona de contacto; conducción, convección y radiación), $T_{S,blank}$ (K) es la temperatura superficial de la chapa y $T_{S,tool}$ (K) es la temperatura superficial del troquel.

La transferencia de calor por contacto entre dos cuerpos depende de muchos factores: la presión normal aplicada a las superficies que causa el aplastamiento de los picos, la rugosidad superficial de la chapa y del troquel, su dureza, el módulo de elasticidad, la temperatura, la emisividad, etc.

En la literatura existen diferentes propuestas de modelos con fórmulas empíricas para determinar el coeficiente de transferencia de calor IHTC pero los resultados contienen algunas aproximaciones que hacen que la física del IHTC no sea totalmente conocida.

2.1 Conductividad térmica

Para un determinado diseño de los circuitos de refrigeración, la conductividad térmica del material de las partes activas es uno de los parámetros determinantes en la transferencia de calor entre la superficie de contacto y el sistema de refrigeración [Merklein, 2011; Hamasaiid, 2015b], ya que define la capacidad del material para extraer calor. Esta propiedad es dependiente del material y de la fase que constituyen la herramienta [Jesner, 2013]. Cuanto mayor es la difusión del calor a través de la herramienta, menor es la temperatura que alcanza su superficie durante la producción [Hamasaiid, 2015b].

En la actualidad los aceros empleados en la construcción de las herramientas de estampación en caliente presentan propiedades que cumplen con las demandas

tribológicas, principalmente dureza y resistencia a desgaste pero, en general, presentan una baja conductividad térmica (25 - 30W/m K) [Hamasaïid, 2015a].

Un aumento en la conductividad térmica del material de la herramienta conlleva una serie de efectos colaterales de forma indirecta, como es el aumento de la productividad. La más representativa es que, de forma directamente proporcional, un aumento de la conductividad térmica reduce las cargas térmicas de los circuitos de refrigeración, lo cual permite aproximarlos a la superficie de trabajo de la herramienta sin aumentar el riesgo de rotura por fisuración térmica (thermal shock cracks) [Valls, 2010].

De este modo, se estudian los aceros de elevada conductividad térmica y dureza, HTCS 230 y HTCS 130, con valores de conductividad hasta 60W/m K y dureza 60 HRC respectivamente. La dureza se alcanza mediante la aplicación de un tratamiento de nitruración. Con la utilización de estos aceros, se propone aumentar la productividad así como mejorar la vida de las herramientas mediante la elevada resistencia superficial a desgaste. Se concluye que el nuevo acero desarrollado presenta propiedades que posibilitan la reducción de los costos y tiempos en la fabricación de la herramienta, ya que la dureza máxima se alcanza tras un tratamiento térmico a baja temperatura [Valls, 2013]. También en otro trabajo se analiza el comportamiento a fricción y a desgaste del acero de herramienta de elevada conductividad térmica (HTCS®1) el cual se caracteriza por presentar un conductividad térmica de 60W/m K y una dureza final de 56(±1,5) HRC. Concluye que el acero presenta una combinación de desgaste abrasivo y adhesivo [Medea, 2015].

Se indica que las perspectivas que presentan las tecnologías de fabricación aditiva emergentes son prometedoras, se espera cada vez más la implantación y desarrollo de circuitos de refrigeración más complejos y sofisticados donde el material de la herramienta se convertirá en el factor limitante en cuanto la gestión térmica de las herramientas. Por eso, se presenta el desarrollo de un nuevo acero HTCS el cual presenta propiedades optimizadas en términos de elevada conductividad térmica (hasta los 70W/mK) y dureza, para la fabricación de la herramienta. En este caso el material se suministra en estado de baja dureza, lo que permite un fácil mecanizado y, posteriormente, se aplica un tratamiento térmico a baja temperatura permitiendo

alcanzar durezas de 50 - 56H RC. Los aceros desarrollados HTCS-A y HTCS-B pertenecientes a la familia de los aceros HTCS-2xx presentan oportunidades en cuanto a la reducción de los costos debido a que permiten acortar el ciclo, disminuir el rechazo y aumentar la durabilidad de las herramientas [Hamasaïid, 2015a].

Asumiendo que el material de herramienta es uno de los principales parámetros, se evalúa la influencia del material de herramienta en la intercara entre la herramienta y la chapa. Se concluye, que el IHTC es un parámetro que depende de la temperatura y que evoluciona durante la etapa de temple. Por ello, el estudio considera que las propiedades térmicas del material de la herramienta son importantes en el proceso de estampación en caliente. Una elevada conductividad térmica promueve un mayor coeficiente de transferencia y, de esta forma, una mayor velocidad de enfriamiento. Además, una alta conductividad térmica aumenta la diferencia de la temperatura media en la intercara y, consecuentemente, aumenta el IHTC. También son críticas las características superficiales como la rugosidad y las asperezas entre la herramienta y la silueta, las cuales determinan la resistencia térmica de contacto (TRC o Thermal Contact Resistance) entre ambas. Se demuestra que el TRC depende fuertemente de la presión de contacto ya que con cargas más elevadas cambian las condiciones de contacto debido a microdeformaciones. Durante la etapa de temple, la transformación martensítica libera calor latente y los fenómenos de dilatación aumentan el IHTC. Dado que la conductividad térmica de la martensita es superior a la de la austenita, el proceso de enfriamiento resulta en un aumento del IHTC cerca del punto de inicio de la transformación martensítica (M_s o martensite start) [Hamasaïid, 2015b].

El desarrollo de estos nuevos aceros de elevada conductividad térmica está relacionado con la reducción del ciclo de enfriamiento durante la etapa de conformado/templado en troquel.

2.2 Presión

Los valores de IHTC en función de la presión de contacto han sido estudiados por varios investigadores, tanto de forma experimental en condiciones de laboratorio como por modelos teóricos mecánicos.

En el estudio realizado por Abdulhay, para determinar la resistencia térmica de contacto entre la herramienta y la chapa, se diseña un dispositivo experimental donde se evalúan distintas presiones de contacto (de 10 a 30 MPa) [Abdulhay, 2011]. También existen investigaciones donde se estudia el efecto de la temperatura, presión y el espesor de cascarilla oxidada sobre el IHTC durante el enfriamiento [Hu, 2013]. También se ha investigado sobre el efecto de la velocidad de enfriamiento en la dureza y microestructura del acero al boro estampado [Nishibata, 2013].

A pesar del incremento experimentado en el número de componentes estampados mediante la tecnología de estampación en caliente en los últimos años [Karbasiyan, 2010], se considera que en comparación con la estampación en frío, el diseño y la optimización del proceso de estampación en caliente necesita de conocimiento sobre la transferencia de calor, la metalurgia y el comportamiento mecánico.

Existen estudios donde se caracteriza el comportamiento frente al enfriamiento del acero al boro manganeso con respecto al endurecimiento parcial [Merklein, 2009].

Otro trabajo presenta el efecto de la velocidad de enfriamiento frente al comportamiento a elevada velocidad de deformación del acero al boro endurecido [Bardelcik, 2010]. También en la referencia [Naderi, 2011] se estudian 4 aceros no aleados con boro estampados el caliente con el uso de agua y nitrógeno como medios de enfriamiento, y se realizan análisis metalográficos, de dureza superficial y en sección, así como ensayos de tracción de muestras estampadas en caliente.

En otro estudio se desarrolla un dispositivo experimental con un sistema de refrigeración de agua con el fin de determinar el IHTC en función de la presión de contacto [Bosetti, 2010]. En las referencias [Caron, 2014; Zhang, 2015] se determina la relación entre el diseño y la optimización y los valores del IHTC que son necesarios.

El estado de las superficies de contacto en combinación con la presión aplicada tienen una influencia significativa en la tasa de transmisión del calor entre la chapa y el troquel influyendo en la velocidad de enfriamiento de la chapa.

El coeficiente de transferencia de calor se estabiliza en un intervalo de tiempo relativamente corto, tanto menor cuanto mayor es la presión de contacto (en menos de 2 segundos con 30 MPa).

Los modelos matemáticos propuestos para el cálculo del coeficiente IHTC incorporan parámetros geométricos característicos de las superficies en contacto que incorporan gran incertidumbre en los resultados de los cálculos.

3 PRUEBAS EXPERIMENTALES PARA DETERMINAR EL IHTC

Con el fin de evaluar la influencia de la precisión de contacto sobre el IHTC y la dependencia de la conductividad térmica de los aceros de herramienta en la velocidad de enfriamiento, al efecto, se han realizado una serie de pruebas.

3.1 Estudio de la influencia de la presión sobre el IHTC

Con el fin de desarrollar un método práctico para determinar el IHTC, y más concretamente evaluar la dependencia de la presión de contacto aplicada sobre el IHTC se realizan dos tandas de ensayos con distintas presiones: 2,5 MPa, 7,5 MPa, 10 MPa y 12,5 MPa [Gorriño, 2016]. Estos valores cubren, perfectamente, las expectativas de la prueba, y se considera que de este modo es posible dar respuesta al objetivo del estudio. La prensa hidráulica utilizada en la primera tanda de ensayos se presenta en la Figura II. 3.



Figura II. 3. Prensa utilizada en la primera tanda de ensayos.

El material estudiado es el acero endurecible 22MnB5 con recubrimiento AISi, comercialmente conocido como Usibor 1500 (ArcelorMittal), con un espesor de 3 mm y

una dimensiones de 240 x 240 mm. A cada una de las muestras, transversalmente se le mecaniza un agujero de 1 mm donde se coloca un termopar tipo K.

Las muestras se calientan en un horno de resistencia con dimensiones aproximadas de 2 m x 3 m x 1 m (anchura x fondo x altura) y sin la utilización de atmosfera de protección. Una vez transcurrido el tiempo de calentamiento, el robot se posiciona en la boca del horno hasta que la puerta de la misma se abre y extrae la muestra y, la posiciona en la herramienta. En concreto se utiliza un demostrador plano con una superficie activa de 300 x 300 mm. La parte fija y móvil de la herramienta están diseñadas con sendos circuitos de refrigeración, más concretamente 13 agujeros de 10 mm de diámetro. La temperatura del agua de refrigeración es de 19 °C, la cual está controlada mediante la torre de refrigeración. El acero utilizado para la construcción de las herramientas del demostrador es el acero QRO 90 con una dureza de 50 HRC, el detalle de la parte fija de la imagen se presenta en la Figura II. 4.



Figura II. 4. Detalle de la parte fija de la herramienta demostrador.

En la primera tanda de ensayos se realizan a 2,5 y 5 MPa, y las muestras han sido calentadas 435 s y enfriadas en troquel durante 8 s.

Se realizan análisis de la superficie de las muestras justo en la apertura de la herramienta con la cámara termográfica FLIR SC600-Series, en la Figura II. 5 se presenta la termografía de una de las muestras ensayadas a 2,5 MPa en el momento de apertura de la herramienta demostrador. Se observa que en comparación con el resto de la muestra en los bordes la velocidad de enfriamiento es menor donde se mide

una temperatura de 150 °C, mientras que en el resto se mide una temperatura homogénea de 120 °C.

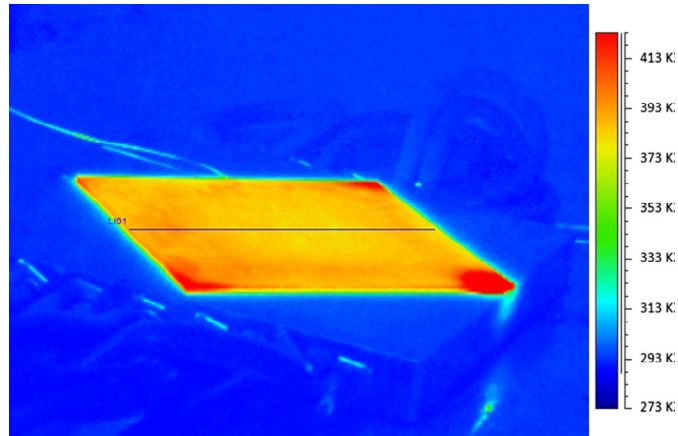


Figura II. 5. Termografía de la muestra a la apertura de la herramienta.

Con el fin de evaluar la velocidad de cada una de las muestras instrumentadas con el termopar tipo K, el registro de los datos comienza cuando la muestra entra en la herramienta y termina cuando la misma se abre.

En todos los casos, la transferencia de calor medida entre la intercara muestra/herramienta se estabiliza una vez transcurrido entre 6 y 8 segundos, por lo que apenas se observan diferencias en las propiedades mecánicas finales de las distintas muestras. Esto se debe a que la velocidad final en todos los casos es igual o superior a la velocidad crítica. El valor del IHTC entre la chapa y la herramienta se determina mediante la siguiente fórmula [Merklein, 2009]:

$$\alpha = -\frac{C_p \cdot \rho \cdot V}{A \cdot t} \ln \left(\frac{T(t) - T_u}{T_0 - T_u} \right) \quad (1)$$

donde T_0 (K) es la temperatura inicial de la chapa 22MnB5, $T(t)$ (K) es la temperatura de la chapa 22MnB5 a cualquier instante del ensayo, la T_u (K) es la temperatura de la herramienta (en este caso se ha definido una temperatura constante de 60°C), C_p (J/kg K) el calor específico de la chapa 22MnB5 (466 J/kg K, considerado constante), ρ (kg/m³) es la densidad de la muestra de 22MnB5, V (m³) el volumen de la muestra ensayada de 22MnB5 y t (s) el tiempo de enfriamiento. Ya que como no se puede medir

la superficie de contacto, se considera el área de contacto entre la chapa y la herramienta A igual a las dimensiones de las muestras.

La segunda tanda de ensayos se realiza a 2,5 MPa, 5 MPa, y 10 MPa, con un tiempo de calentamiento de 480 s y enfriamiento de 10 s.

Durante el ensayo el registro de datos mediante el termopar se realiza cada décima de segundo. En la Figura II. 6 se muestran las curvas normalizadas del ITHC obtenidas a las presiones indicadas de la segunda tanda de ensayos, y en la Figura II. 7, las curvas de enfriamiento.

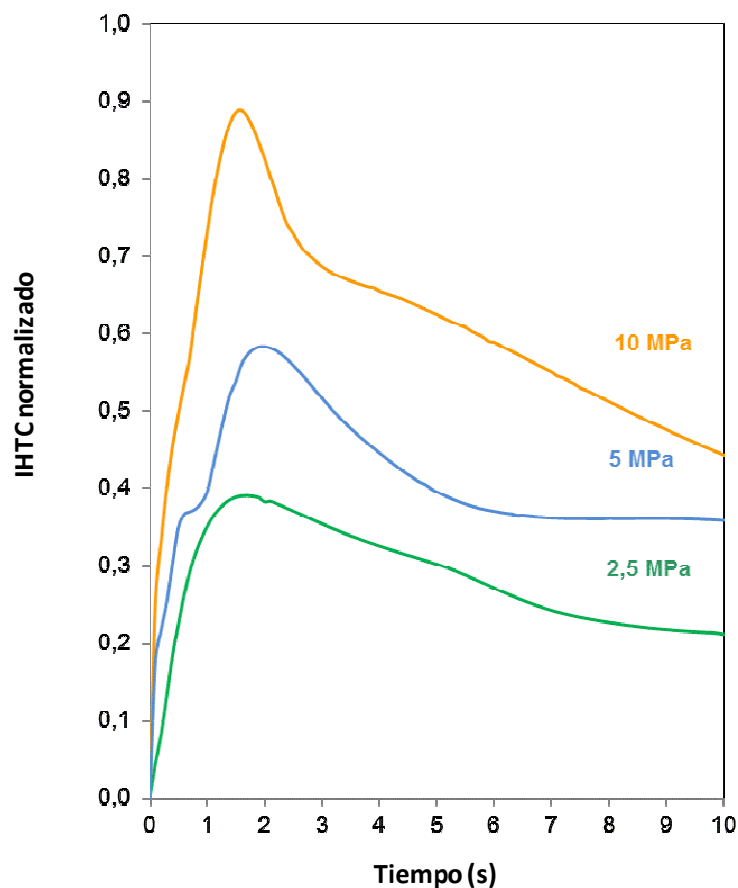


Figura II. 6. El ITHC normalizado alcanzado a 2,5 MPa, 5 MPa y 10 MPa.

Tras la primera tanda de ensayos las muestras se someten a caracterización metalúrgica. Estas muestras presentan elevada dureza, por lo que todas las muestras se obtienen mediante electroerosión.

En las muestras se han identificado 3 zonas de análisis (A, B y C) tal y como se observa en la Figura II. 8. Los ensayos de tracción se han realizado de acuerdo a la norma EN ISO 6892-1: 2010, con probetas planas de 12,5 mm de ancho.

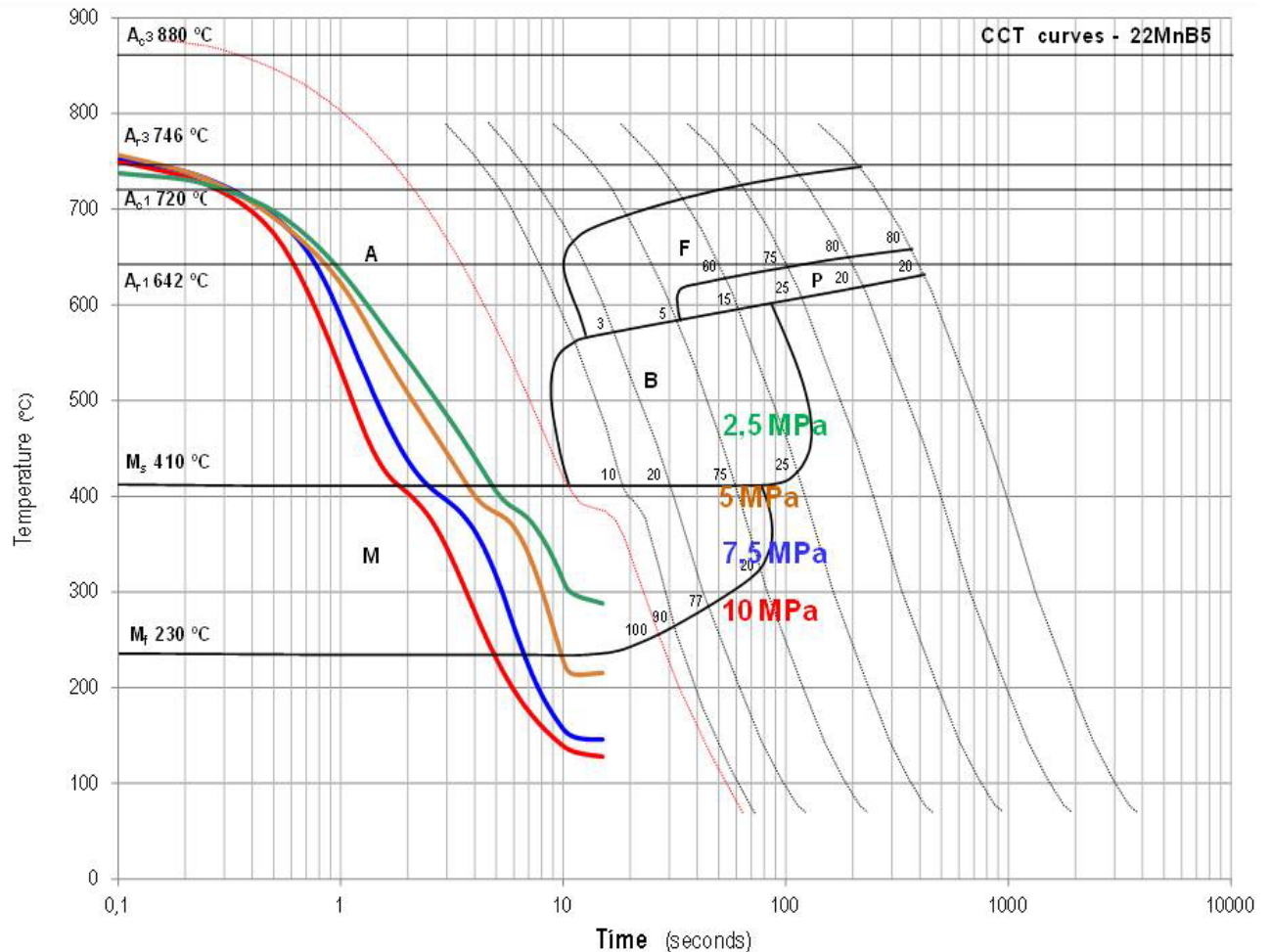


Figura II. 7. Curvas de enfriamiento a 2,5 MPa, 5 MPa, 7,5 MPa y 10 MPa.

Los resultados de los ensayos de tracción se presentan en la Tabla II. 1. Tal y como se observa en la tabla de los resultados de tracción, el límite elástico y la resistencia a la tracción de las muestras estampadas en caliente varían entre 1.163 y 1.201 MPa, y 1.493 y 1.503 MPa respectivamente.

Las muestras identificadas con el 1 y el 2 han sido ensayadas con 2,5 MPa de presión, la número 3 y 4 corresponden con presiones de contacto de 5 MPa.

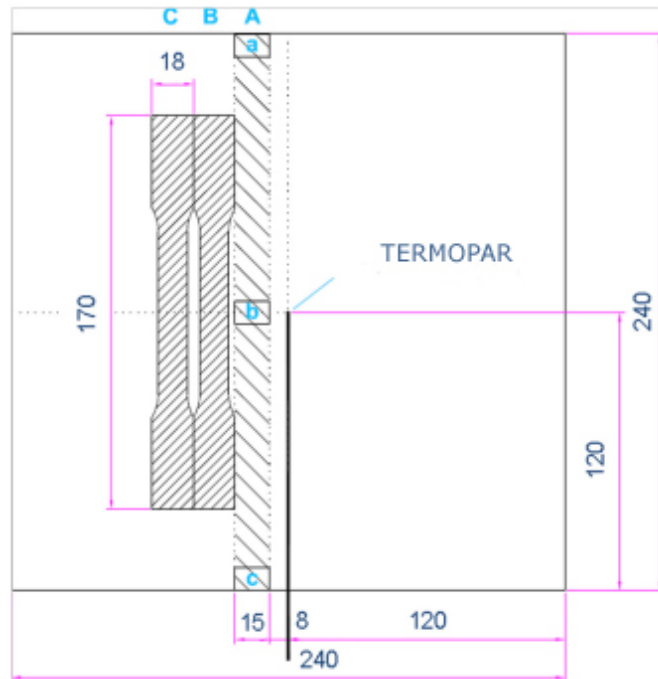


Figura II. 8. Identificación de las zonas sometidas a ensayos de tracción e inspección metalográfica.

Tabla II. 1. Resultados de los ensayos de tracción.

Identificación	Zona B			Zona C		
	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A (Lo=50mm)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A (Lo=50mm)
1	1182	1493	8,1	1187	1502	8,1
2	1181	1498	8,7	1189	1495	8,7
3	1178	1496	8,8	1184	1499	8,7
4	1163	1501	7,1	1201	1503	8,4

Los controles de dureza Vickers se realizan en base a la norma EN ISO 6507-1:2006, tanto en el centro y como en la periferia de las muestras metalográficas. En la Tabla II.2 se presentan los valores de dureza alcanzados en la zona a, b y c. Los valores medios de microdurezas realizadas sobre la sección transversal de las muestras se convierten

a durezas RockWell C de acuerdo a la norma EN ISO 18265: 2006, Tabla B.2 “Conversion of values of hardness–hardness and hardness–tensile”.

Tal y como se observa en la Figura II. 8, se preparan probetas metalográficas (zona Aa, Ab, Ac) con cada una de las muestras. De los resultados se observa que todas las muestras presentan una microestructura compuesta por martensita, lo cual se relaciona con un temple correcto. La microestructura de la Figura II. 9 compuesta por martensita corresponde a la muestra ensayada a 2,5 MPa.

Tabla II. 2. Resultados de dureza Vickers y la equivalencia de HRC.

Zona de la muestra	1 (2,5 MPa)		2 (2,5 MPa)		3 (5 MPa)		4 (5 MPa)	
	Núcleo	Periferia	Núcleo	Periferia	Núcleo	Periferia	Núcleo	Periferia
a	514	465	488	469	485	465	484	469
	523	469	484	464	490	469	473	465
	521	454	476	457	485	469	476	469
Media zona a	519	463	483	463	487	468	478	468
b	499	472	484	477	473	477	469	459
	503	478	464	480	489	466	485	483
	521	470	467	476	487	469	479	471
Media zona b	508	473	472	478	483	471	478	471
c	472	457	484	459	501	472	484	455
	480	454	482	460	503	465	487	466
	477	457	482	464	489	462	497	461
Media zona c	476	456	483	461	498	466	489	461
Media	501	464	479	467	489	468	482	466
Media HRC	46,1	46,6	45,8	46,2	45,8	46,0	45,9	46,1

También se analiza la evolución del recubrimiento AlSi, con especial interés en el espesor total del recubrimiento y el espesor de la capa de difusión. En la Tabla III. 3, se presentan los valores del espesor de la zona a, b y c. Los resultados indican que el hierro se ha difundido hacia el recubrimiento formando la capa ternaria Al-Si-Fe, característica de los recubrimientos de AlSi tras el temple en troquel.

Tabla II. 3. Características del recubrimiento AlSi.

Zona de la muestra	1 (2,5 MPa)		2 (2,5 MPa)		3 (5 MPa)		4 (5 MPa)	
	Total	Capa de difusión	Total	Capa de difusión	Total	Capa de difusión	Total	Capa de difusión
a	43,3	12	42,6	10,3	45,7	11,7	42,6	11,7
	42,2	12,6	46,1	11,9	44,6	10,3	41,7	11,7
	44,8	13,4	43,9	12,1	47,4	13,1	42	11,1
Media zona a	43,4	12,7	44,2	11,4	45,9	11,7	42,1	11,5
b	36,9	12,3	43,7	13,1	50,6	11,7	39,7	11,7
	46	10,6	36,3	11,4	45,7	11,4	40	9,7
	47,1	12,3	44,9	11,4	47,7	13,4	40	11,4
Media zona b	41,5	11,7	41,6	12	48	12,2	39,9	10,9
c	49,4	13,1	50,9	10,9	43,4	13,4	44,5	11,4
	38,3	12	45,7	12,6	43,2	13,4	44,8	14,3
	50,6	12,6	44,6	13,1	42,6	14,3	43,7	13,1
Media zona c	46,1	12,6	47,1	12,2	43,4	13,7	44,3	12,9
Media	43,7	12,3	44,3	11,9	45,8	12,5	42,1	11,8

El recubrimiento está compuesta en varias capas, las cuales se caracterizan por una composición diferente y la capa de difusión (la capa más cercana al metal base), siendo esta la capa de mayor interés ya que de ella depende la resistencia a la corrosión. En la Figura II. 10 se observa la capa típica de AlSi tras el temple en troquel.

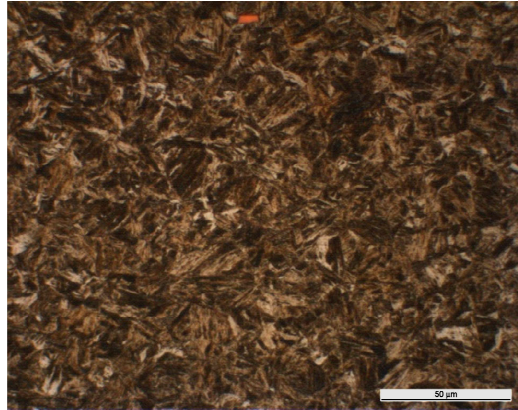


Figura II. 9. Microestructura correspondiente a una presión de 2,5 MPa, compuesta por martensita.

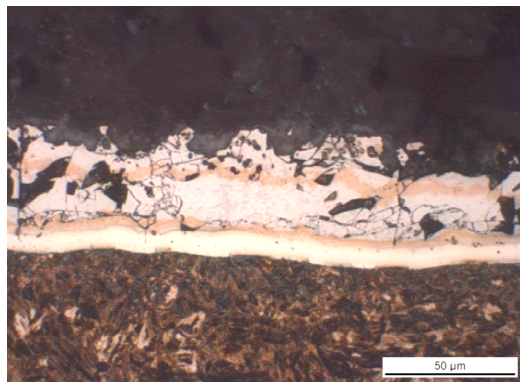


Figura II. 10. Detalle de la capa de AISi (muestra ensayada a 2,5 MPa).

3.2 Análisis de la influencia de la conductividad térmica sobre la velocidad de enfriamiento

Antes de comenzar con los ensayos para comprobar la influencia de la conductividad térmica del material de la herramienta, se analiza la distribución de la presión ejercida sobre la superficie plana de una de las herramientas demostrador. Para ello, se realizan unas pruebas preliminares de pisado con un film de indicación, Pressurex-Micro®, concretamente SPF-ER. Se trata de una herramienta fácil de usar que revela la distribución de presión relativa entre dos superficies en contacto. Se trata de un film de indicación de aproximadamente 0,5 mm que se puede conformar incluso sobre superficies curvadas. Primero se coloca el film Pressurex® entre dos superficies en

contacto, posteriormente se retira el film y sobre el mismo se observa el perfil de distribución de presión en escala de color magenta. La intensidad de color de la imagen resultante revela la cantidad relativa de presión aplicada. Posteriormente mediante el sistema de imágenes Topaq®, los perfiles de distribución de presión en escala magenta se transforman en imágenes claras y fáciles de interpretar en cuestión de segundos. Las imágenes son de alta resolución, representaciones a todo color de la distribución de presión.

Con estas primeras pruebas de pisado con el film de indicación se analiza cómo es la distribución de la presión para una determinada fuerza de prensa. Las pruebas se han realizado en la prensa hidráulica MTS 810 (Material Test System) (Figura II. 11).



Figura II. 11. Prensa utilizada en los ensayos.

En primer lugar se realiza una prueba en vacío, esto es, el film se coloca directamente sobre la superficie de la parte fija de la herramienta demostrador, y sobre la misma se aplica una fuerza de pisado de 54 kN (Figura II. 12), de este modo se verifica como es el pisado de la parte superior e inferior de la herramienta demostrador.

Una vez marcado el film de indicación mediante el sistema de imágenes Topaq® y a partir de las medidas de densidad de color en cada caso se calcula y se representa la presión obtenida en una imagen 3D, Figura II. 13. En este caso la presión promedio es de 4,14 MPa.

La segunda prueba se realiza sobre una chapa colocada en la parte fija de una de las herramientas demostrador, al efecto el film de indicación se coloca sobre una chapa de 80 x 90 mm y se le aplica una fuerza de pisado de 85 kN (11,8 MPa de presión). Tras el análisis correspondiente del film se obtiene la presión obtenida en una imagen 3D, Figura II. 14.

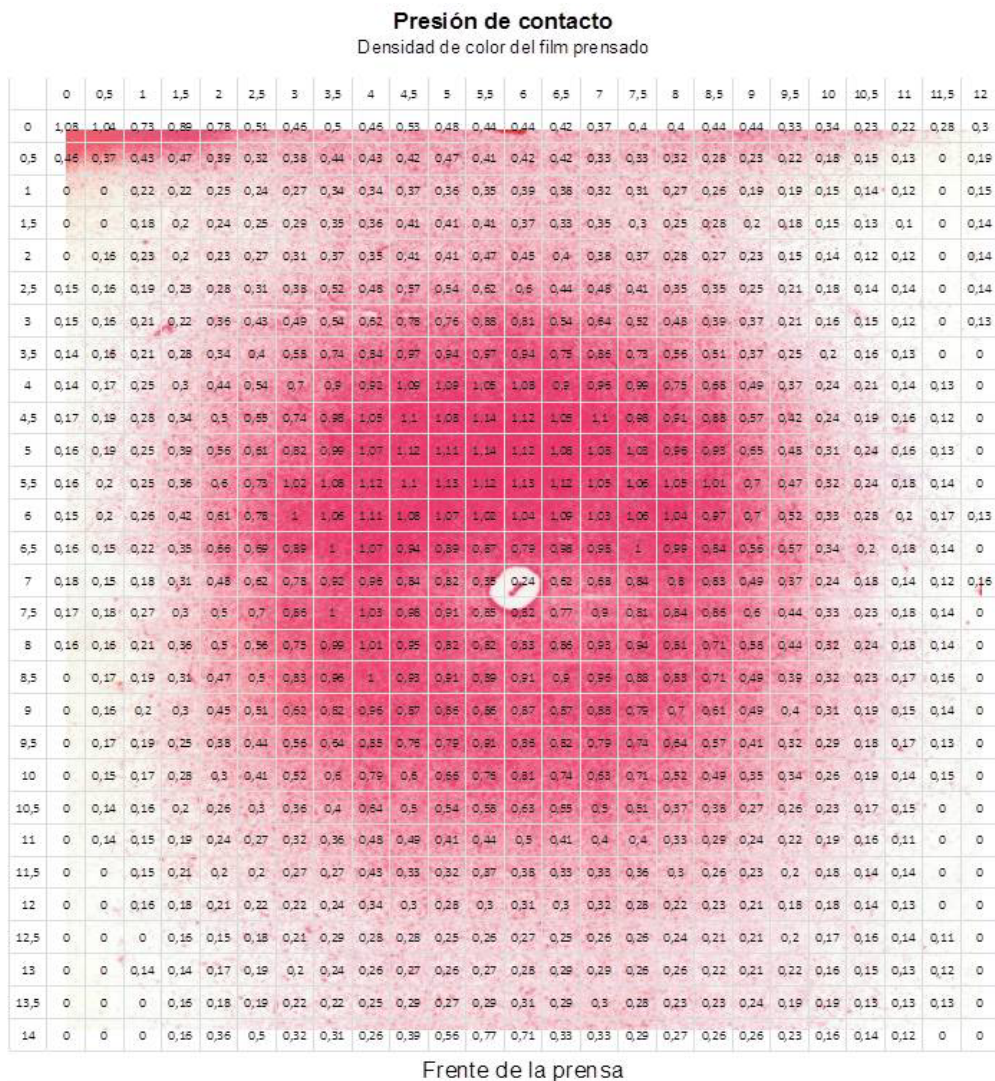


Figura II. 12. Huella de la fuerza de la prensa sobre el film de 120 x 140 mm².

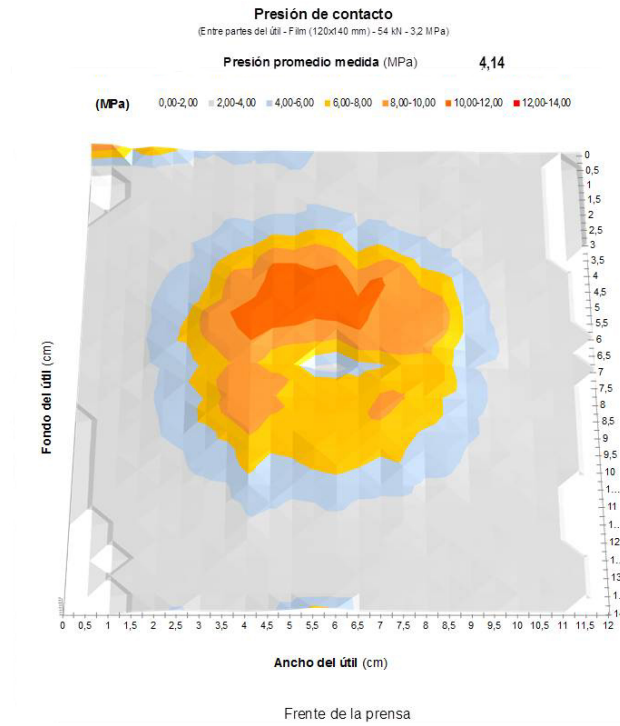


Figura II. 13. Distribución de la presión.

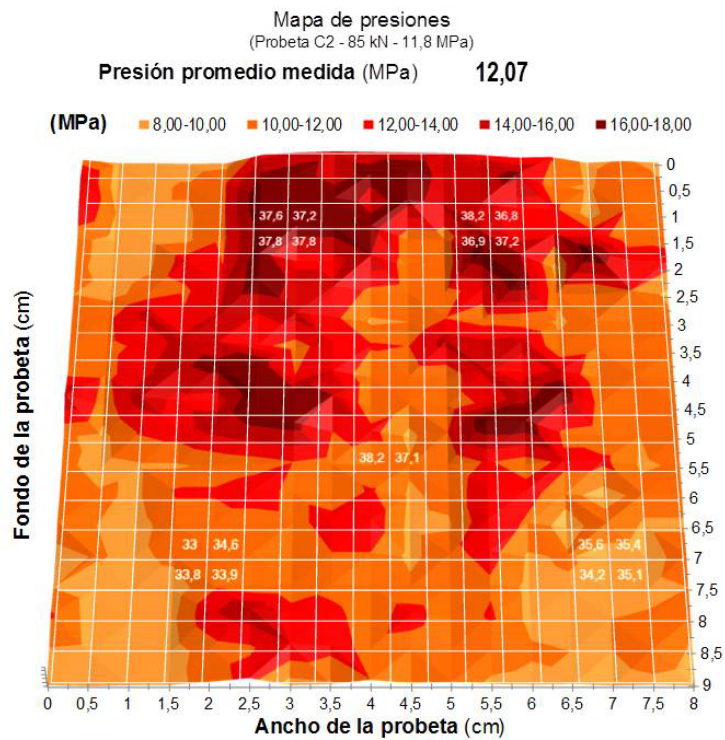


Figura II. 14. Distribución de la presión aplicada a una chapa de acero 22MnB5 de 80 x 90 mm.

La presión promedio obtenida a partir de las medidas de densidad de color es de 12,07 MPa.

Del análisis de la distribución de la fuerza de pisado, se observa que la prensa pisa más en la parte trasera (la que está en el lado opuesto del cuadro de maniobra) y que en los laterales prácticamente no pisa. También se observan escamas blancas en la superficie coloreada en escala magenta lo que se relaciona con el estado del rectificado de la herramienta utilizada en los ensayos de modo que no hay contacto perfecto en toda la superficie. A pesar de ello, se considera que las faltas de contacto son pequeñas y aceptables por tratarse de una superficie plana.

Con el fin de evaluar la influencia del material de herramienta sobre la velocidad de enfriamiento, se realizan ensayos con dos materiales utilizados en la fabricación de herramientas. Por un lado se fabrica una herramienta demostrador con la fundición de hierro con grafito esferoidal EN-GJS-700-2L, grado de fundición esferoidal, que ha sido desarrollado, desde y para el Sector de Automoción. Por otro lado se realizan ensayos con la herramienta demostrador fabricado con el acero de herramienta de trabajo en caliente utilizado en la construcción de las herramientas de estampación en caliente QRO 90. La selección de estas aleaciones se justifica por las diferencias en cuanto a su conductividad térmica, el primero presenta una conductividad de 25 - 42 W/m °C y el segundo de 33 W/m °C, esto es, un 27 % menor.

En ambos ensayos se evalúa la velocidad de enfriamiento. Se comparan ambos resultados con el fin de analizar la influencia de la conductividad térmica del material de la herramienta sobre la misma sobre la velocidad de enfriamiento. Los ensayos se realizan en la prensa hidráulica MTS 810 (Material Test System) y la presión utilizada en ambos ensayos es de 12,5 MPa.

El material estudiado es el acero endurecible 22MnB5 con recubrimiento AISi, comercialmente conocido como Usibor 1500 (ArcelorMittal), con un espesor de 3 mm y una dimensiones de 80 x 90 mm. A cada una de las muestras, transversalmente se le mecaniza un agujero de 1 mm donde se instala en cada una de ellas un termopar tipo K (Figura II. 15). El citado termopar acompaña a las muestra a lo largo de todo el proceso y, por lo tanto, se registra la etapa de calentamiento, de mantenimiento en el horno y

enfriamiento en troquel. Sin duda alguna, se trata de un dispositivo especialmente eficiente, ya que permite obtener valiosa información, principalmente, de cómo se desarrolla el enfriamiento en troquel.

Las muestras se calientan a la temperatura de 850 °C en un horno eléctrico por resistencia (LAC LH 39/13) con dimensiones aproximadas de 0,31 m x 0,31 m x 0,31 m (anchura x fondo x altura) y sin la utilización de atmosfera de protección. Una vez transcurrido el tiempo de calentamiento, 300 s aproximadamente, se extrae la muestra manualmente y se posiciona sobre la base de la herramienta troquel demostrador, parte inferior o fija.

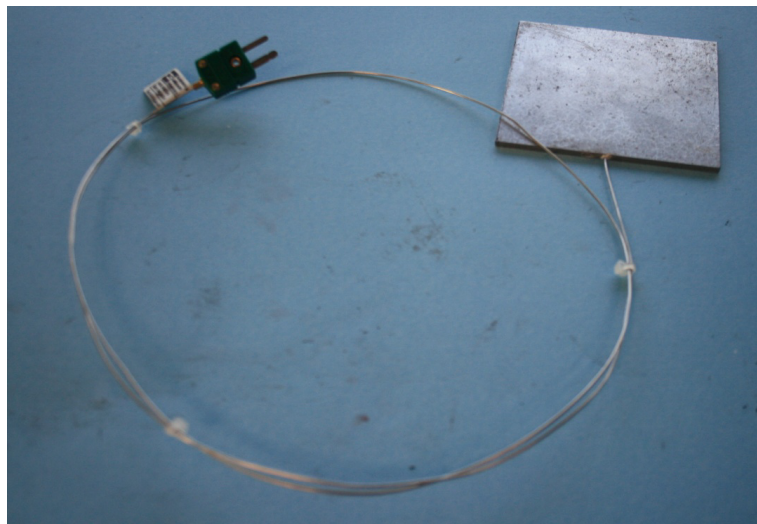


Figura II. 15. Chapa de acero Usibor 1500P de 3 mm de espesor y termopar tipo K.

La herramienta demostrador se caracteriza por tratarse de un demostrador plano con una superficie activa de 150 x 150 mm (Figura II. 16). La parte fija y móvil de la herramienta están diseñadas con sendos circuitos de refrigeración, más concretamente por taladros de diámetro nominal de 10 mm. A través de dichos circuitos circula agua como líquido refrigerante a lo largo de aproximadamente de 940 mm. En la prueba realizada la temperatura del agua es de 12,5 °C.

Con el fin de evaluar la velocidad de cada una de las muestras instrumentadas con el termopar tipo K, únicamente se ha tenido en cuenta el registro de los datos cuando la muestra entra en la herramienta y termina hasta que la misma se abre.

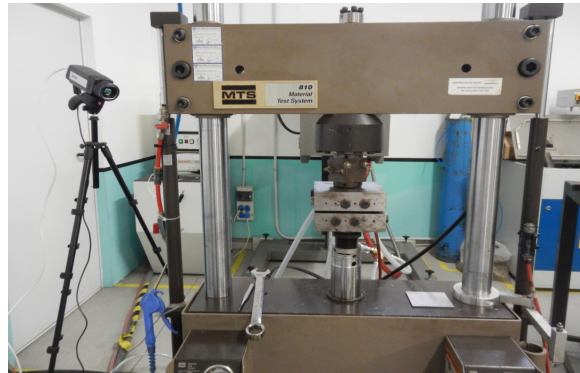


Figura II. 16. Detalle del montaje “troquel demostrado”.

Tras la realización de los ensayos, se evalúa la velocidad de enfriamiento, y se observa que tanto para la muestra ensayada con la herramienta de EN-GJS-700-2L (curva azul Figura II. 17) como para la muestra ensayada con la de QRO 90 (curva roja Figura II. 17), la velocidad de enfriamiento es superior a la velocidad crítica de enfriamiento.

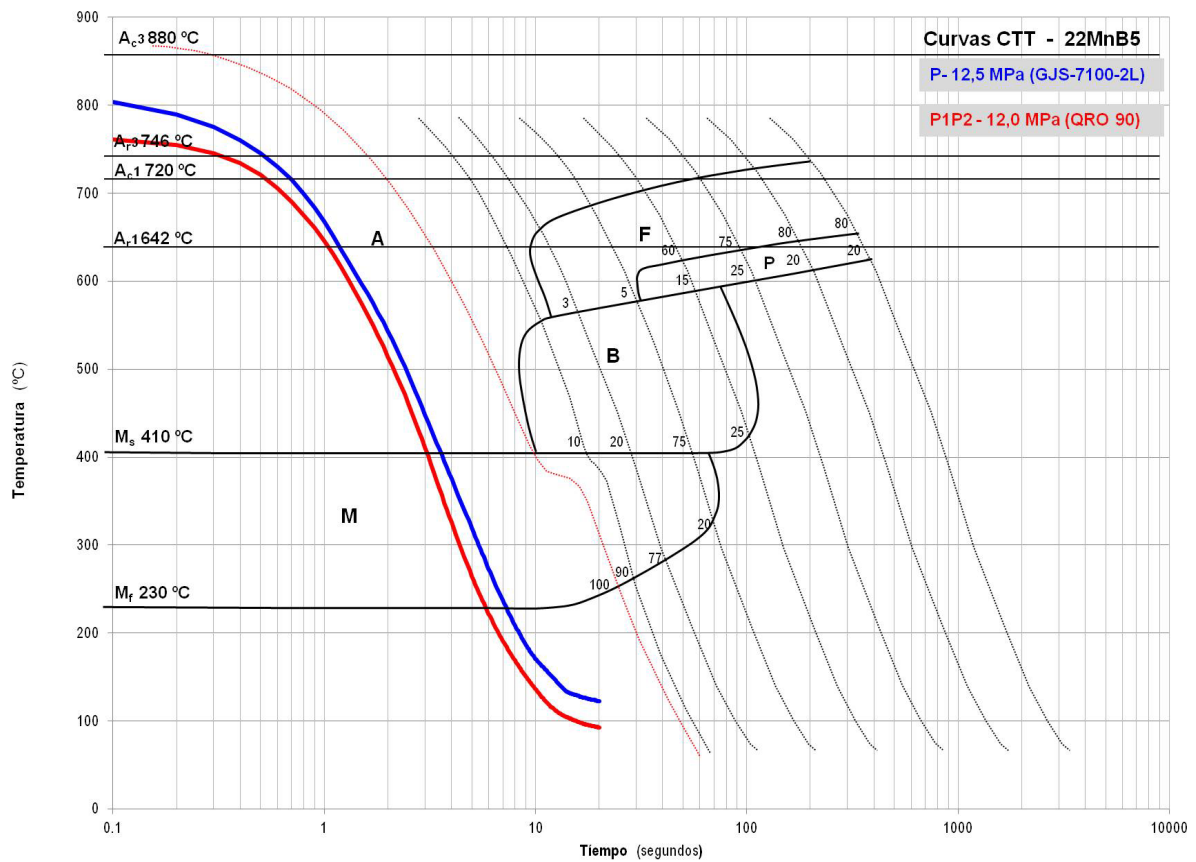


Figura II. 17. Curvas de enfriamiento a 12,5MPa.

En ambas muestras los desarrollos microestructurales son de naturaleza martensítica y los niveles de dureza alcanzan los 473 HV y 509 HV, por lo que el temple es correcto en ambos casos.

Analizando el gradiente de temperatura esta va disminuyendo de forma progresiva y uniforme. Además, se puede observar que la diferencia de temperatura observada entre los dos materiales utilizados para fabricar la herramienta es muy pequeña, para condiciones de proceso similares.

4 RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Las pruebas experimentales para determinar el IHTC realizadas, describen un procedimiento para determinar dicho coeficiente de transmisión de calor entre la chapa y la herramienta durante el proceso de estampación en caliente de una chapa de acero de alta resistencia. El procedimiento desarrollado emplea una técnica experimental, a través de la cual se puede determinar el IHTC midiendo la temperatura en de la pieza. Los resultados presentados apoyan las siguientes conclusiones preliminares.

Las propiedades mecánicas del material conformado cumplen las especificaciones de resistencia y las muestras presentan una microestructura de naturaleza martensítica (acero de base). Además, en todos los casos el enfriamiento es adecuado, y las velocidades de enfriamiento resultantes son significativamente más altas que la "velocidad crítica de enfriamiento". Los resultados confirman que una microestructura martensítica es alcanzable incluso a presiones de contacto bajas siempre y cuando se garantice un buen contacto entre la chapa y la herramienta. Además, todas las muestras de ensayo, tanto en la periferia como en el núcleo, tienen valores de microdureza similares. Los dispositivos termográficos son imprescindibles para la confirmar que la temperatura es uniforme a lo largo de la superficie de las muestras a la apertura del troquel y la correspondiente homogeneidad microestructural da lugar a obtener propiedades mecánicas uniformes.

A la vista de los resultados, se considera que para obtener elevados valores del IHTC, es mejor aumentar la diferencia de temperatura entre la chapa y la herramienta por

medio de una mayor eficiencia del enfriamiento en lugar de aumentar la presión de contacto.

En el caso de las pruebas experimentales realizadas con los dos materiales de herramienta, y comparando los resultados de la velocidad de enfriamiento se concluye que, siempre que la presión sea lo suficiente elevada para garantizar un íntimo contacto entre la chapa y la herramienta, la velocidad de enfriamiento alcanzada es suficiente para lograr un temple completo, independientemente de la conductividad térmica de la herramienta. En este sentido, se considera que en la selección del material de las herramientas de estampación en caliente, la conductividad térmica no tiene por qué ser uno de los parámetros prioritarios aunque se procurará que sea lo más alto posible.

CAPÍTULO III

**ESTUDIO DEL DESGASTE EN LAS
HERRAMIENTAS PARA LA ESTAMPACIÓN EN
CALIENTE**

1 ASPECTOS TRIBOLÓGICOS

En el conformado de chapa metálica, el desgaste de las herramientas sigue siendo una gran preocupación debido a que tiene asociadas un elevado costo de mantenimiento y provoca un incremento del porcentaje de achatarramiento. Para reducir el deterioro superficial de las herramientas de estampación en caliente, es necesario profundizar en el conocimiento del mecanismo de fallo a desgaste [Okonkwo, 2012; Cora, 2009a; Fontalvo, 2006; Ghiotti, 2013]. Se debe poner en relación la respuesta a desgaste con las características mecánicas y tribológicas de los aceros de herramienta [Cora, 2009b].

Por ello, con el fin de entender el deterioro superficial de las herramientas de estampación en caliente, se considera necesario profundizar en el conocimiento de los mecanismos de desgaste propiamente dichos y su relación con las características de los aceros para herramientas susceptibles de utilizarse en su construcción. La caracterización a desgaste del acero de referencia y de los alternativos, se lleva a cabo mediante ensayos de pin-on-disk a temperatura ambiente y, mediante ensayos SRV tanto a temperatura ambiente como a elevada temperatura, poniendo en relación su respuesta al desgaste, frente a las características mecánicas y microestructurales.

2 ESTUDIO DE ALTERNATIVAS ENTRE ACEROS PARA HERRAMIENTAS

Centrándose en los aceros para trabajo en caliente y analizando las propuestas para el uso en la fabricación de herramientas de estampación en caliente de los principales fabricantes de aceros de herramienta, se identifican y seleccionan 2 aceros como posibles alternativas al actual acero de referencia (acero 1).

A pesar de todos los avances realizados en la mayoría de las instalaciones de estampación en caliente, el acero 1 sigue siendo el material más empleado para la fabricación de las partes activas de las herramientas, se toma por ello como material de referencia en la caracterización de los aceros propuestos como posible alternativa a la actual tendencia. Las principales características generales del acero de referencia y de los aceros seleccionados se presentan en la Tabla III. 1.

Tabla III. 1. Características generales de los aceros sometidos a estudio.

Aceros de herramienta para trabajo en caliente	
Identificación	Características generales
Acero 1	Acero para herramientas aleado con cromo-molibdeno-vanadio para trabajo en caliente con alto nivel de prestaciones, el cual se caracteriza por su excelente resistencia y dureza a altas temperaturas, su buena resistencia al revenido, resistencia excepcional a la fatiga térmica, excelente conductividad térmica, buena tenacidad y ductilidad tanto en sentido longitudinal como transversal, maquinabilidad uniforme y buenas propiedades de tratamiento térmico.
Acero 2	Ha sido desarrollado para su uso en matrices y punzones de conformado en caliente y semicaliente, herramientas para prensas de forja de alta velocidad, aplicaciones de trabajo en frío donde la tenacidad es crítica, utillajes para prensas de extrusión, p.ej. matrices, punzones, mandriles, machos e insertos en moldes de fundición a presión y aplicaciones específicas en el sector de transformación de plásticos.
Acero 3	Es un acero especial aleado con alto cromo y adiciones de Mo y V, el cual se caracteriza por una excelente resistencia a desgaste a elevada temperatura junto con elevada resistencia mecánica a muy altas temperaturas, además de una buena resistencia a fatiga térmica. El acero es ideal para aplicaciones de trabajo en frío y caliente.

Los tres aceros de herramienta de trabajo en caliente se caracterizan por estar aleados con Cr, Mo y V. Aun así, la cantidad de carbono y de los elementos de aleación presentes en cada uno de los aceros es diferente. El carbono es el elemento de aleación más importante de los aceros, a medida que aumenta el contenido en carbono aumenta la dureza y la resistencia del acero, y por el contrario se reduce la ductilidad, la soldabilidad y la maquinabilidad del mismo. En el caso del Cr, es un elemento que

favorece la templabilidad y mejora la resistencia a la corrosión de los aceros. Cabe destacar que el Cr es un elemento formador de carburos lo que resulta en una mejora de la resistencia a desgaste al combinarse con el carbono. El molibdeno favorece el endurecimiento secundario durante el tratamiento de revenido, además de ser un formador de carburos lo que resulta en un aumento de la resistencia a desgaste al combinarse con el C presente en el acero. En el caso del V, este favorece la resistencia al revenido y es un fuerte formador de carburos que al combinarse con el C aumenta la resistencia a desgaste del acero.

En el caso del acero 1, debido a una menor cantidad de elementos de aleación se espera que su conductividad térmica sea ligeramente superior en comparación con la del acero 2 y acero 3. El acero 2, es el que mayor cantidad de carbono presenta de los tres aceros lo que resulta en una menor soldabilidad. Además es el acero con menor contenido en elementos de endurecimiento por solución sólida (Si y Mn) lo que da lugar a un buen compromiso entre la tenacidad y la resistencia mecánica.

Por último, el acero 3 es el que mayor cantidad de elementos endurecedores presenta, tanto por sustitución (Si y Mn) como por formación de carburos (Cr, Mo y V) lo que da como resultado una peor tenacidad y por consiguiente mayor riesgo de rotura.

Analizando la composición química (Tabla III. 2) de cada uno de los aceros, existen diferencias en cuanto al contenido en elementos formadores de carburos, si bien los tres aceros presentan elementos que darán lugar a la presencia de carburos a lo largo de la microestructura. Es difícil de predecir qué carburos se formarán en cada una de ellas, ya que es probable que exista una mezcla de distintos carburos.

A la hora de mejorar la resistencia a desgaste además de la presencia de carburos de elevada dureza, también es necesario que los mismos se encuentren uniformemente distribuidos. En este sentido los tres aceros analizados se caracterizan por una elevada resistencia a desgaste.

La obtención del valor del índice de aleación, L_k , se obtiene mediante la siguiente fórmula [Voss, 1967]:

$$L_k = 2 \cdot \%Cr + 5 \cdot \%W + 10 \cdot \%Mo + 40 \cdot \%V \quad (1)$$

Este índice se relaciona con los elementos formadores de carburos, por lo que se asume que cuanto mayor es el índice de aleación mayor es la resistencia a desgaste del acero.

Tabla III. 2. Composición química de los aceros seleccionados.

Composición química (%)							L _k
Identificación	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	
Acero 1	0,38	0,30	0,75	2,60	2,25	0,90	64
Acero 2	0,50	0,20	0,25	4,50	3,00	0,50	61
Acero 3	0,42	0,50	0,40	6,50	1,30	0,80	58

Además de tener un acero adecuado y disponer de un buen diseño es necesario remarcar la importancia de la correcta aplicación del tratamiento térmico con el fin de optimizar las características de los aceros en cuestión, ya que este es uno de los factores que influye en el éxito de una herramienta.

A la hora de plantear cualquier propuesta de cambio de material es necesario caracterizar y conocer en detalle cada alternativa, con el fin de profundizar en la capacidad y la potencialidad que presenta cada una de ellos los tres aceros se caracterizan metalúrgicamente y se realizan distintos ensayos de desgaste.

2.1 Tratamiento térmico

Los tratamientos térmicos, tanto el temple como los correspondientes revenidos, se realizan en un horno de alto vacío con atmosfera inerte de nitrógeno.

Todo tratamiento de temple comienza con un calentamiento hasta la temperatura de austenización del acero. Una vez los aceros alcanzan la temperatura de austenización, los carburos presentes en el material se disuelven parcialmente y la matriz se ve alterada, de forma que se da la transformación microestructural de ferrita a austenita.

Es decir, los átomos de hierro cambian su posición en la estructura cristalina y dejan espacio a los átomos de carbono y a los elementos de aleación.

El carbono y los elementos de aleación provenientes de los carburos se disuelven en la matriz. Dicha cantidad de elementos de aleación es lo que le confiere el efecto del temple, siempre y cuando la temperatura no se exceda demasiado ya que en ese caso se corre el peligro de que el grano se convierta en grosero y frágil. Cabe señalar, que los carburos se encuentran parcialmente disueltos, lo que significa, que la matriz se encuentra aleada con carbono y elementos formadores de carburos.

Durante la austenización mediante el uso de un horno de alto vacío, el calor aumenta de forma controlada, de este modo se minimizan las distorsiones que puedan surgir durante el calentamiento. Además, el uso de horno de vacío es la mejor opción para proteger la superficie de las muestras tratadas contra la oxidación y decarburación durante el tratamiento.

Una vez alcanzada la temperatura de austenización, se mantiene a dicha temperatura como regla general durante 30 minutos.

El tratamiento de temple se finaliza con un enfriamiento rápido donde se emplea nitrógeno, gas a presión. Cuando el acero se enfría lo suficientemente rápido en el proceso de temple, los átomos de carbono no tienen tiempo de precipitar en forma de carburos y permitir la nueva formación de ferrita, como ocurre por ejemplo en el recocido. El carbono queda atrapado en los huecos intersticiales de la celda cristalográfica del hierro, a posiciones donde no cuenta realmente con espacio suficiente. El resultado son grandes microtensiones que se traducen en un aumento de dureza. Esta fase dura, se denomina martensita. Por tanto, la martensita puede ser observada como una solución sobresaturada de carbono en ferrita.

La elección entre un enfriamiento rápido o lento es normalmente un compromiso entre el control dimensional y el rendimiento del acero. Por lo general, el nivel de enfriamiento debería ser rápido con objeto de asegurar una correcta microestructura pero a fin de minimizar la distorsión se recomienda un enfriamiento lento. La velocidad de enfriamiento es de gran importancia al enfriar a través de la zona de la martensita, por debajo de la temperatura M_s , ya que la formación de martensita conlleva un aumento

del volumen y tensiones en el material. Ésta es la razón por la cual el enfriamiento debe ser interrumpido antes de que se alcance la temperatura ambiente, normalmente a 50 – 70 °C, donde cierta cantidad de austenita permanece sin transformar.

Inmediatamente tras el tratamiento de temple, los aceros se deben revenir. La elección de la temperatura de revenido la determina, en la mayoría de los casos, la experiencia. Sin embargo, pueden darse algunas directrices y deben tenerse en consideración factores, tales como dureza, tenacidad y cambios dimensionales. Los objetivos del revenido son eliminar la austenita retenida, aportar tenacidad y ajustar la dureza al nivel deseado.

Además durante el revenido a 500 – 600 °C en los aceros aleados se da lugar a la formación de carburos, ya que por debajo de estas temperaturas los elementos de aleación metálicos no forman carburos. La formación de estos carburos viene acompañada por el aumento de la resistencia incluso superando la resistencia de la martensita revenida. Este fenómeno es conocido como endurecimiento secundario [Maalekian, 2007].

La norma básica es interrumpir el enfriamiento de temple al alcanzar los 50 – 70 °C esto se debe a que se recomienda aplicar dos revenidos. Tras el enfriamiento del primer revenido, la mayor parte de la austenita retenida se transforma en martensita nueva. Esta martensita no está totalmente revenida y un segundo revenido aporta al material la tenacidad óptima a la dureza deseada.

A efectos de la presente tesis doctoral, cada uno de los aceros seleccionados se calienta hasta la temperatura de austenización completa, por encima de la A_{c3} (temperatura crítica superior). Posteriormente a cada uno de los aceros se le aplica un revenido de 2 ciclos, ya que en los aceros de trabajo en caliente la austenita retenida está altamente aleada y es más difícil de transformar.

Durante el revenido, se desarrollan fenómenos de difusión en la austenita y se precipitan carburos, de modo que la austenita está menos aleada y es más fácil su transformación a martensita cuando se enfría después del revenido. Es por ello, que varios revenidos son beneficiosos para conducir la transformación de austenita retenida en martensita.

2.2 Influencia de la temperatura de revenido

Con el fin de analizar la influencia de la temperatura de revenido sobre la dureza y tenacidad, se realizan pruebas a distintas temperaturas para cada uno de los aceros, y posteriormente se evalúa la tenacidad y la dureza de los mismos. Además, estos ensayos permiten seleccionar la temperatura de revenido óptima con el fin de obtener el binomio dureza/tenacidad deseado. La dureza se mide en base a la norma UNE- EN ISO 6508-1:2015 con el durómetro Galileo Ergotest Digi 25RS, y los valores de tenacidad en base a la norma UNE-EN ISO 148-1:2011 mediante el equipo Zwick Tipo 5 111.100.

Los resultados de los ensayos de tenacidad mediante probetas con entalla ISO V y los valores obtenidos en el control de dureza se presentan en la Tabla III. 3 y, en las Figura III. 1 y Figura III.2.

Tabla III. 3. Temperatura de austenización y revenido aplicados a los aceros, resultado de los ensayos de tenacidad y control de dureza.

Identificación	Temperatura de austenización (°C)	Temperatura de revenido (°C)	Impacto (J) Probetas con entalla ISO V (10 x 10 x 55)	Dureza HRC
Acero 1	1030	500 x 3 / 2 horas	6 – 6 - 5	54
		550 x 3	13 - 10 - 8	53
		550 – 600 - 550	13 – 13 - 15	51
Acero 2	1030	500 x 3	7 – 9 - 8	58
		550 x 3	13 – 13 - 14	56
		550 – 600 - 550	10 – 13 - 13	53
Acero 3	1050	500 x 3	5 – 7 – 7	55
		550 x 3	9 – 7 - 7	54
		550-600-550	17-17-17	46

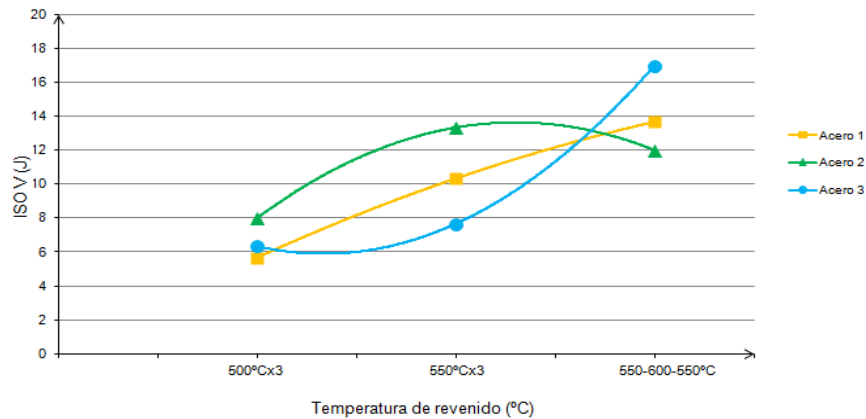


Figura III. 1. Valores de tenacidad en función de la temperatura de revenido.

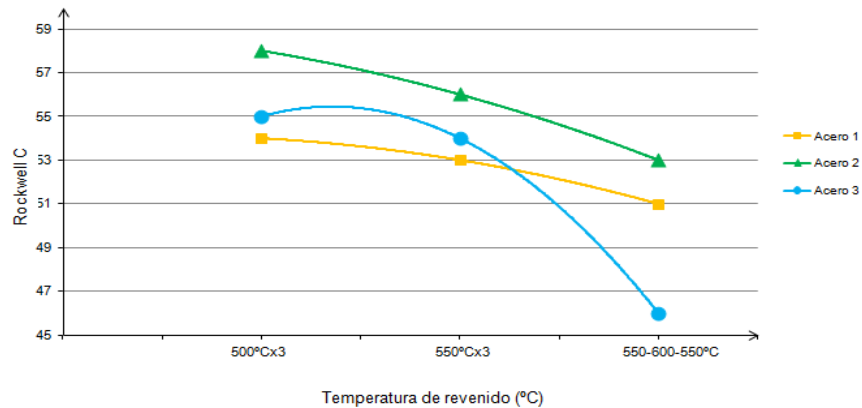


Figura III. 2. Valores de dureza en función de la temperatura de revenido.

El acero 1, acero de referencia, presenta un comportamiento similar a las recomendaciones descritas por el acerista, ya que se ajusta a la recomendación de reventar por encima de los 600 °C para una mejor tenacidad del mismo.

Para el acero 2, el revenido que optimiza el binomio tenacidad/dureza, es el realizado a 550 °C. A esta temperatura se alcanza el valor máximo de tenacidad sin afectar demasiado en la dureza, ya que a esta temperatura se alcanza una dureza de 56 HRC. El rango de temperatura de revenido recomendado por el fabricante se sitúa entre los 500 y 550 °C.

En el caso del acero 3, el máximo valor de tenacidad se alcanza para revenidos a 600 °C, si bien a estas temperaturas la caída de dureza es excesiva. Teniendo en cuenta

que la dureza óptima de este acero es del entorno de los 57 – 56 HRC, se debe revenir entre 500 – 550 °C, por contra a estas temperaturas el valor de tenacidad es bastante bajo. El rango de revenido recomendado por el fabricante del acero 3, es amplio (500 – 700 °C), y teniendo en cuenta los resultados de impacto y dureza, el rango de revenido en este trabajo se sitúa entre 500 – 550 °C.

Otro efecto importante del revenido es su influencia sobre la precipitación de carburos que mejoraran la respuesta a desgaste del acero. Desde un punto de vista conceptual, el comportamiento frente a las solicitaciones de desgaste debe relacionarse con la presencia de carburos, el nivel de carbono y los elementos de aleación (formadores de carburos). Desde esta perspectiva los aceros analizados debido a su naturaleza química presentan algunas diferencias. Aun así, todos ellos presentan dureza secundaria donde da lugar a la precipitación de finos carburos.

Con el fin de analizar la microestructura de los tres aceros, mediante técnicas metalográficas se acondicionan sendas probetas mediante lijado y pulido de las superficies. Tras la preparación metalográfica cada una de las muestras se ataca con Nital 4 y mediante el microscopio óptico Leica-Reichert MEF-4-35-M-1-DC-4 se analiza la microestructura. En las siguientes figuras se observa la microestructura de cada una de ellas a un aumento de 500X (Figura III. 3).

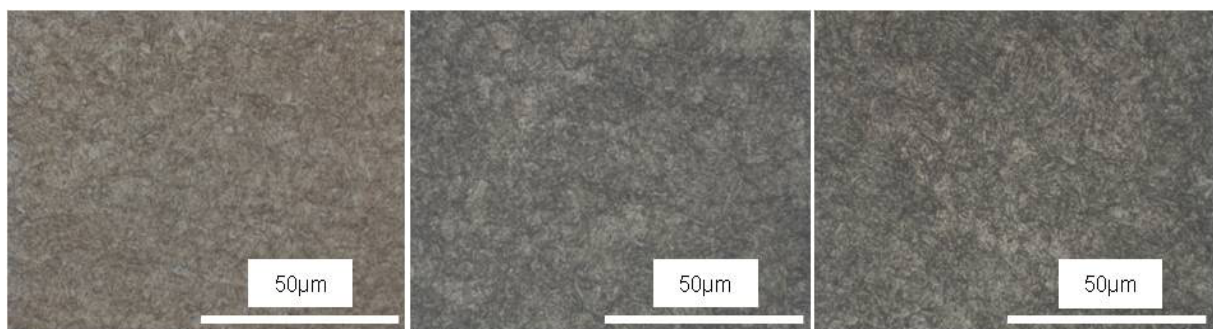


Figura III. 3. Microestructura del acero 1(izquierda), acero 2 (centro) y acero 3 (derecha).

La microestructura de los 3 aceros está constituida por martensita revenida y una fina distribución de carburos. Mediante el análisis por microscopía óptica no se observa diferencias microestructurales entre ellas.

2.3 Efecto del tiempo sobre la dureza a elevadas temperaturas

La exposición a elevadas temperaturas durante largos periodos de tiempo, tiene una influencia directa en la dureza de los materiales. Con el fin de evaluar dicho efecto, los aceros seleccionados se calientan a 500, 550 y 600 °C, y se mide la dureza, tras mantener 1 hora y 100 horas a la temperatura de consigna (Tabla III. 4).

En términos absolutos, el acero que mayor nivel de dureza presenta tras la exposición a elevadas temperaturas durante largos periodos de tiempo, es el acero 2. Aun así el acero de referencia, acero 1, es el que menor dureza pierde tras ser expuesto a las distintas temperaturas durante largo tiempo.

Tabla III. 4. Resultado de la influencia de la temperatura y tiempo sobre la dureza.

Material	Temperatura de calentamiento (°C)	Control de dureza HRC		
		Tiempo de calentamiento		
		0 hora	1 hora	100 horas
Acero 1	500	52	52	52
	550	53	53	52
	600	53	52	40
	650	53	50	26
Acero 2	500	57	57	57
	550	57	57	52
	600	57	55	40
	650	56	51	30
Acero 3	500	55	55	54
	550	55	55	41
	600	55	49	31
	650	55	42	25

En todo caso, la superficie de las herramientas de estampación en caliente en ningún caso supera los 200 °C, por lo que con los resultados obtenidos a 500 °C, se concluye que la superficie activa no debiera de presentar pérdida de dureza.

3 PRUEBAS EXPERIMENTALES DE FRICCIÓN Y DESGASTE

3.1 Ensayos PoD

En el trabajo de Aristizabal la caracterización a desgaste del material de referencia y de los aceros alternativos se realiza mediante ensayos de Pin on Disk (PoD) a temperatura ambiente, con el fin de relacionar la respuesta tribológica con las propiedades mecánicas y estructurales de los mismos [Aristizabal, 2012].

Mediante los ensayos de PoD se realiza una primera aproximación a la durabilidad de los aceros de herramientas seleccionados. Los ensayos se realizan con el equipo de ensayo PoD, Microtest SMT-A/0200 (Figura III. 4), y de acuerdo a la norma ASTM G99 “Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus”.

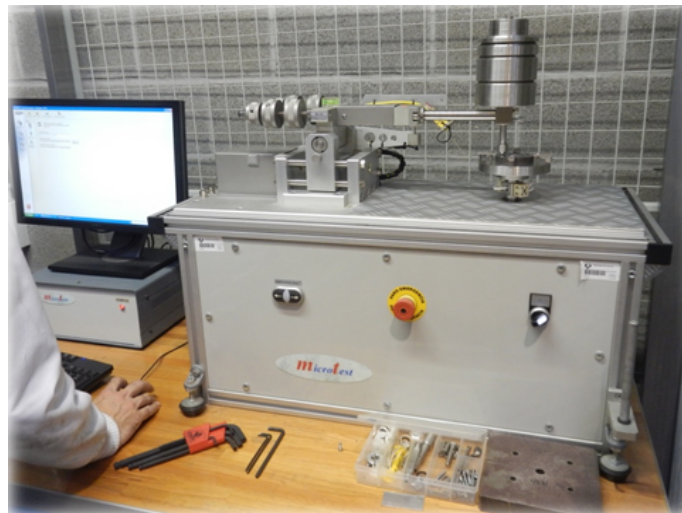


Figura III. 4. Máquina de PoD empleado en los ensayos.

El tribómetro empleado está equipado con un sistema de adquisición de datos automatizado y un sistema de control, capaz de controlar y monitorizar distintos parámetros, tales como la temperatura y el coeficiente de fricción.

En los ensayos, el pin empleado es una bola de carburo de tungsteno (WC) de \varnothing 6 mm y como contra cuerpo se emplean discos de \varnothing 60 mm y H 10 mm, fabricados a partir de los aceros de herramienta seleccionados.

Los ensayos se realizan a temperatura ambiente (20 °C y 40 % de humedad), con un radio de giro de 20 mm, una carga de 20 N y una velocidad de giro de 200 revoluciones por minuto. La distancia recorrida en cada uno de los ensayos es de 1.000 m.

Se realizan 5 ensayos con los tres aceros seleccionados y a distintos niveles de dureza (Tabla III. 5). La superficie de todos los discos se prepara hasta alcanzar el acabado superficial de pulido a espejo, donde la rugosidad que presentan los mismos es menor a 0,02 μ m.

Tabla III. 5. Nivel de dureza de cada uno de los aceros ensayados.

Identificación	Dureza max. HRC	Lk
Acero 1	51	64
Acero 2	57	61
Acero 3	56	58

La selección del nivel de dureza en cada uno de los aceros se realiza en base a los siguientes criterios:

- Acero 1. El nivel de dureza seleccionado es de 51 HRC. Se trata del nivel máximo de dureza para la cual la tenacidad no se ve penalizada. Como ya se ha mencionado anteriormente, a mayores niveles de dureza la tenacidad cae en exceso.
- Acero 2. Se seleccionan dos niveles de dureza, 51 y 57 HRC. La dureza de 51 HRC coincide con el nivel de dureza del acero 1 ya se trata del acero de referencia. Mientras que la dureza de 57 HRC es la dureza máxima de este acero para la cual el nivel de tenacidad es adecuado.

- Acero 3. En este caso también se utilizan dos niveles de dureza, el primero corresponde con el nivel de durezas del acero 1. El segundo nivel de dureza, 56 HRC, se trata del nivel de dureza para el cual se obtiene el mejor binomio dureza/tenacidad.

Estos niveles de dureza por un lado permiten comparar los tres aceros a un mismo nivel de dureza, 51 HRC, y por otro lado evaluar la resistencia a desgaste de cada uno de ellos para un nivel de dureza donde el binomio dureza/tenacidad es el óptimo. Después de cada ensayo, mediante el perfilómetro de contacto Taylor Hobson Stylus se mide la huella superficial de todos los discos ensayados. El post-procesado del perfil de la huella de desgaste permite medir la altura y anchura del perfil, tal como se observa en las siguientes imágenes (Figura III. 5, Figura III. 6, Figura III. 7, Figura III. 8 y Figura III. 9). El eje vertical (z) representa la altura de la huella y el eje horizontal la longitud de la medida en la dirección radial.

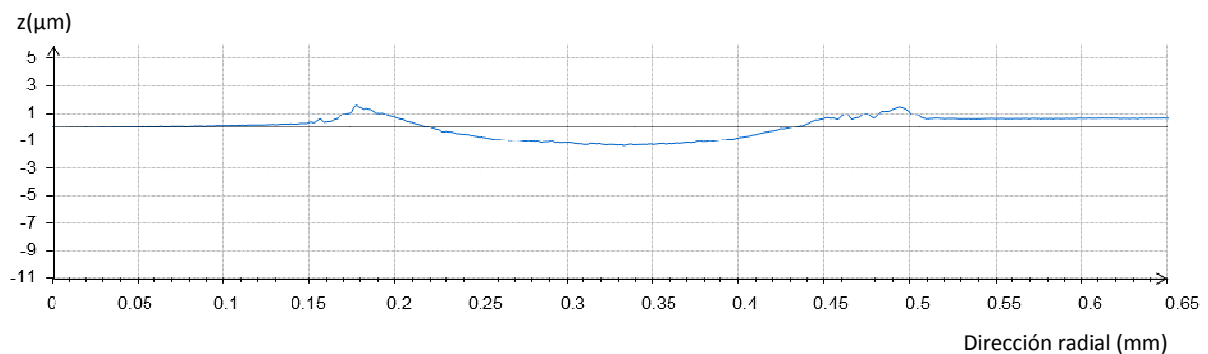


Figura III. 5. Huella del disco del acero 1 con una dureza de 51 HRC.

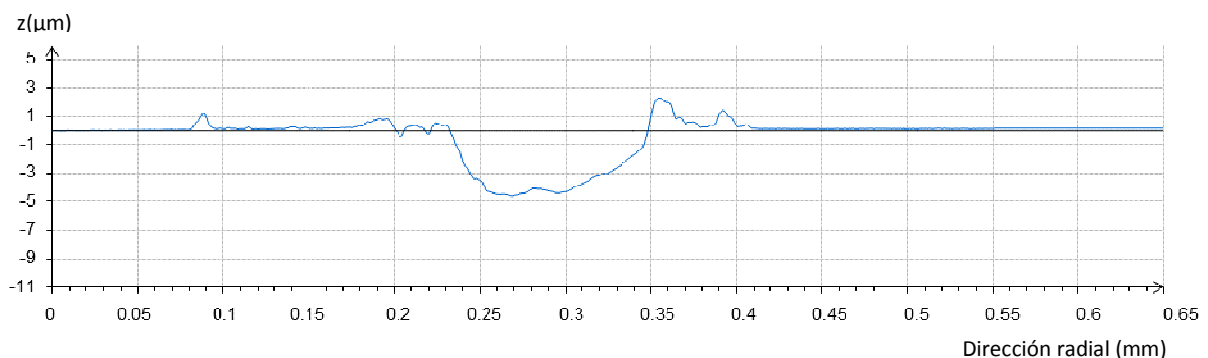


Figura III. 6. Huella del disco del acero 2 con una dureza de 51 HRC.

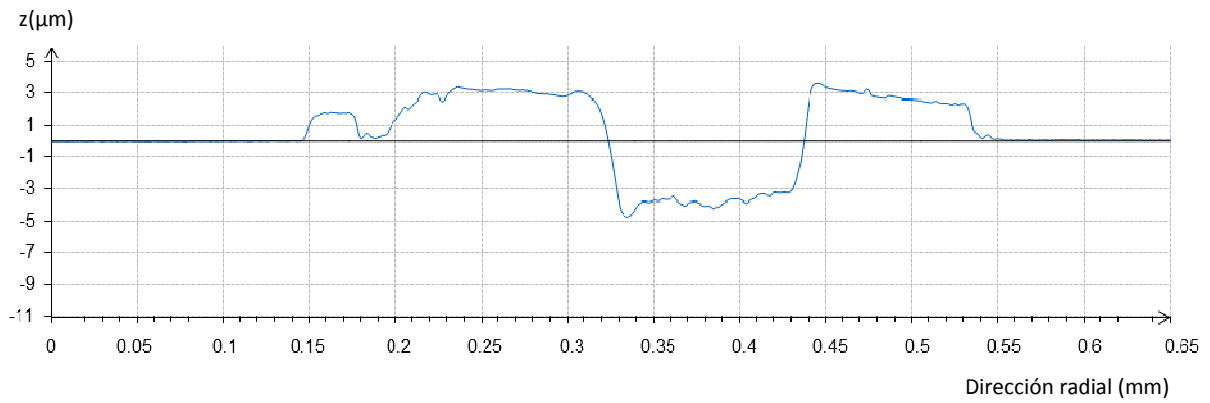


Figura III. 7. Huella del disco del acero 2 con una dureza de 57 HRC.

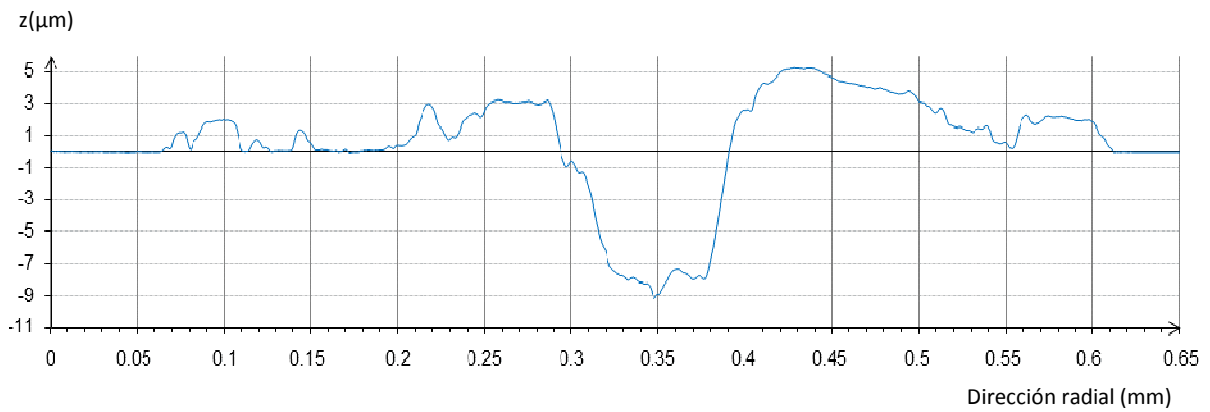


Figura III. 8. Huella del disco del acero 3 con una dureza de 51 HRC.

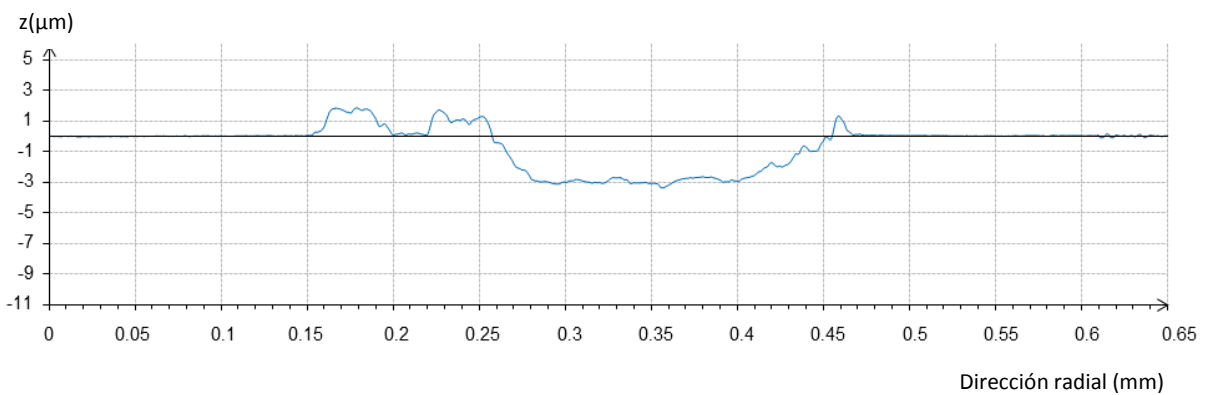


Figura III. 9. Huella del disco del acero 3 con una dureza de 56 HRC.

Se observa que para un mismo material, la anchura de la huella tiende a aumentar a medida que aumenta el nivel de dureza. Este patrón se invierte para la profundidad de la huella, excepto para el acero 2.

A partir de la sección de las huellas medidas con el perfilómetro de contacto, se calcula la pérdida de volumen. La pérdida de volumen permite evaluar el desgaste mediante el cálculo de la tasa de desgaste (k) de los discos calculado mediante la siguiente fórmula:

$$k = \frac{V}{F_N \cdot s} = \frac{A \cdot 2\pi R}{F_N \cdot s} \quad (2)$$

donde A es el área de la huella (mm^2), R radio de giro (mm), F_N (N) a carga normal aplicada y s (mm) la distancia deslizada. Para cada uno de los aceros y niveles de dureza se representa la tasa de desgaste obtenido (Figura III. 10).

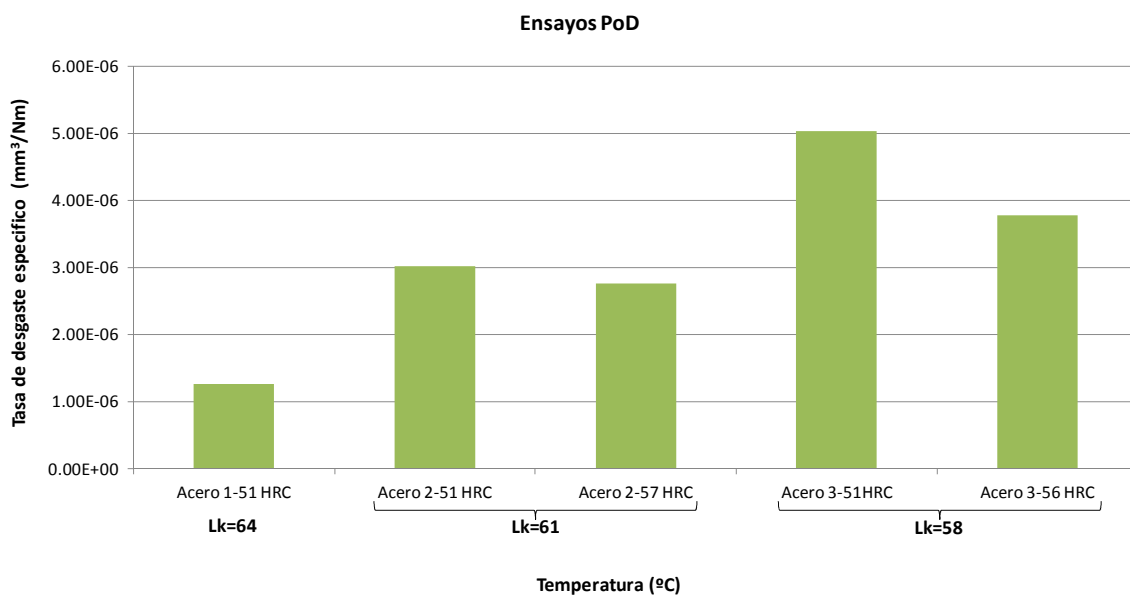


Figura III. 10. Representación gráfica de la tasa de desgaste de los discos.

La menor tasa de desgaste se presenta en el acero 1 a pesar de ser el acero de menor dureza, si bien es el material con mayor índice de aleación L_k (índice relacionado con los elementos formadores de carburos). En el caso del acero 3 es el material con mayor tasa de desgaste y menor índice de aleación. A los dos niveles de dureza analizados, el acero 2 no presenta grandes variaciones en la tasa de desgaste.

Mediante el perfilómetro óptico Leica DCM 3D, se mide la huella en 3D de dos muestras. La medición de la huella de la muestra de acero 1 con una dureza de 51 HRC se debe a que se trata del acero de referencia (Figura III .11). En el caso del acero 2 se ha seleccionado la muestra con dureza de 57 HRC para evaluar la huella en 3D ya que es la segunda muestra con menor tasa de desgaste (Figura III. 12).

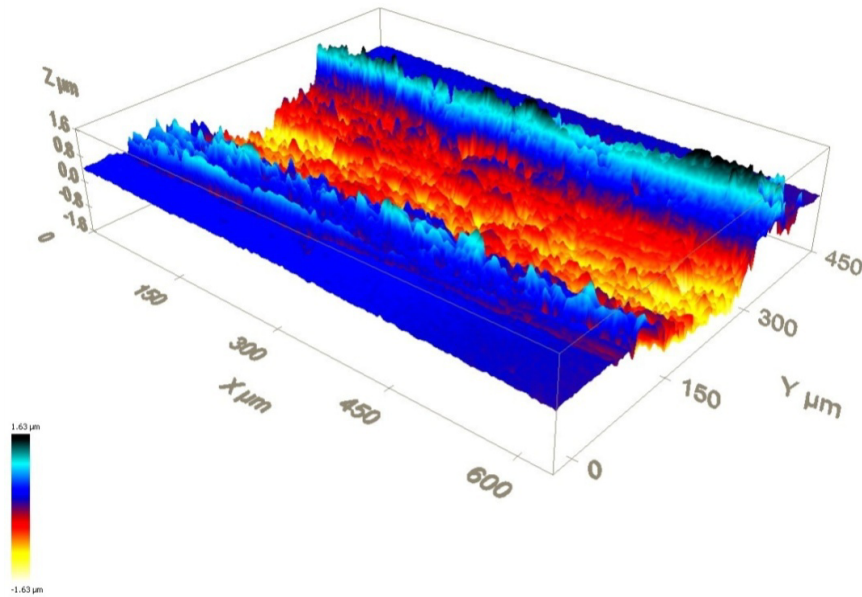


Figura II. 11. Huella en 3D del acero 1 con 51 HRC de dureza.

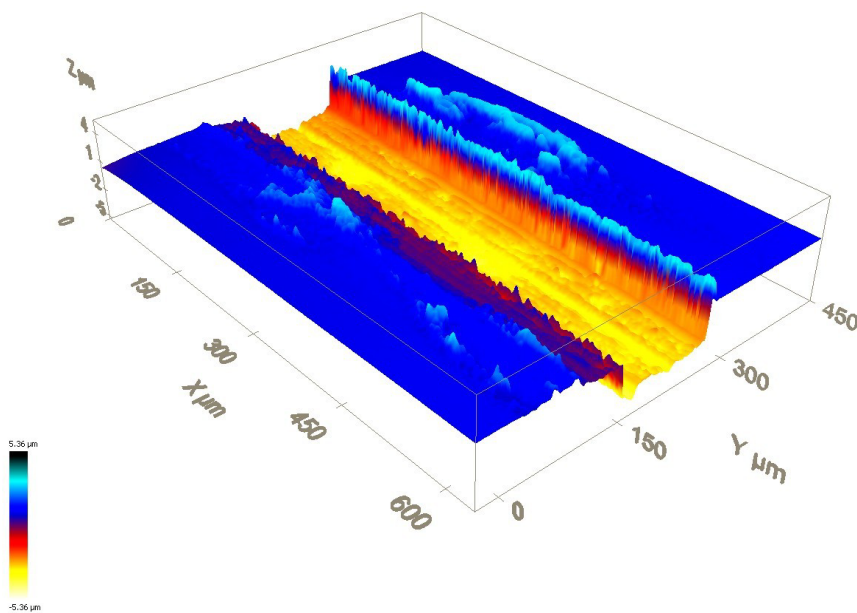


Figura II. 12. Huella en 3D del acero 2 con 57 HRC de dureza.

Observando las huellas de desgaste 3D, tal y como indicaban las huellas medidas por perfilometría de contacto, se verifica que, tanto la altura como la anchura de la huella del acero 1 son menores que la del acero 3.

También se han analizado las huellas de estas dos muestras mediante microscopía electrónica de barrido (SEM - Scanning Electron Microscope) FEI Cuanta 200 con el detector SE (Figura III. 13). Mediante la observación de las micrografías de las huellas de desgaste se verifica que la rugosidad del acero 1 es menor que la del acero 2 donde se observa mayores irregularidades. En todo caso, en ambas huellas se observan marcas relacionadas con el desgaste abrasivo.

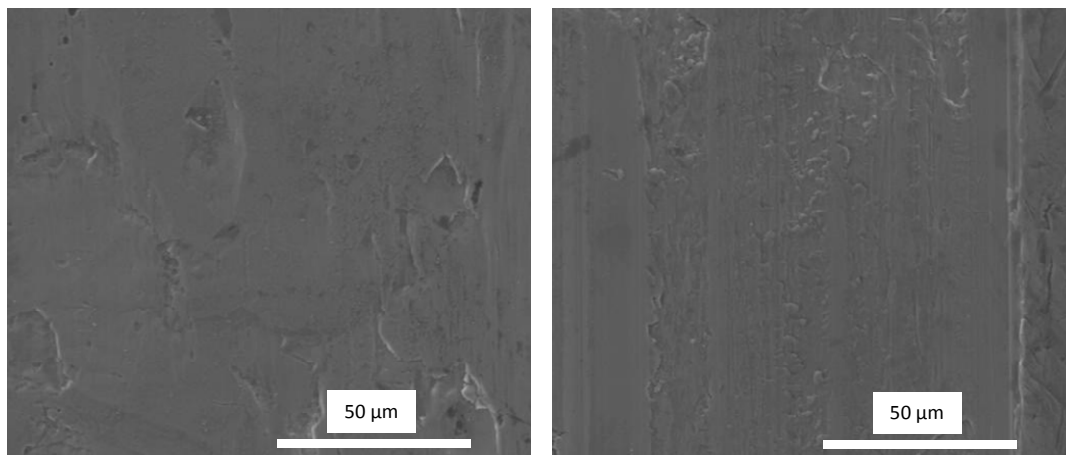


Figura III. 13. Micrografía de la huella de desgaste del acero de con 51 HRC de dureza (izquierda) y la del acero 2 con 57 HRC de dureza (derecha).

Durante los ensayos de PoD, la temperatura a lo largo del ensayo varía entre los 60 y 70 °C.

Comparando el coeficiente de fricción de los tres aceros ensayos a desgaste (Figura III. 14), se observa que el acero 2 presenta un coeficiente de fricción más uniforme independientemente del nivel de dureza del mismo, además de los niveles más bajos del coeficiente de fricción a lo largo de toda la prueba.

El acero 1 (a su máxima dureza de 51 HRC) presenta una evolución de la curva del coeficiente de fricción que se mantiene baja pero muy variable en las primeras 2/3 partes (alrededor de un 10 % por debajo del acero 2), pero aumenta de forma muy brusca en el tercio final, situándose por encima del acero 2.

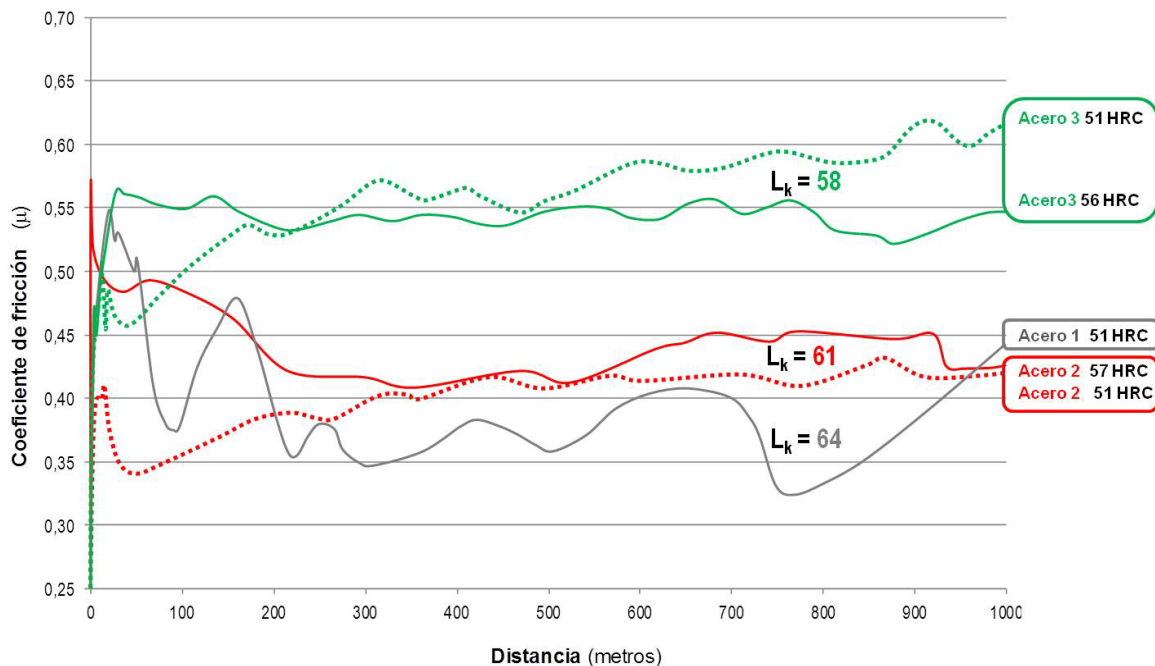


Figura III. 14. Coeficiente de fricción de los 3 aceros durante el ensayo de PoD.

3.2 Ensayos SRV

En este estudio se investigan las características a fricción y desgaste de los tres aceros de herramienta de trabajo en caliente, acero 1, 2 y 3, durante el deslizamiento frente al acero de 22MnB5 sin recubrimiento a distintas temperaturas de ensayo. El acero 1 se toma como acero de referencia ya que se trata del acero de herramienta más utilizado en la fabricación de troqueles de estampación en caliente.

El estudio se realiza mediante un ensayo de contacto en un tribómetro SRV (Reciprocating Sliding Friction and Wear tester) ensayo bidireccional, Optimol Instruments SRV 8.110, que permite testar bajo movimiento lineal recíproco el deslizamiento puro entre dos materiales.

El equipo de ensayo de fricción y desgaste SRV consiste en un soporte fijo para la probeta inferior (disco) y en un soporte móvil extraíble para la probeta superior (pin). La configuración del ensayo seleccionado consiste en deslizar un pin sobre un disco plano aplicando una determinada carga y describiendo un movimiento lineal recíproco. Se trata de un test realizado bajo deslizamiento puro y contacto plano (Figura III. 15).

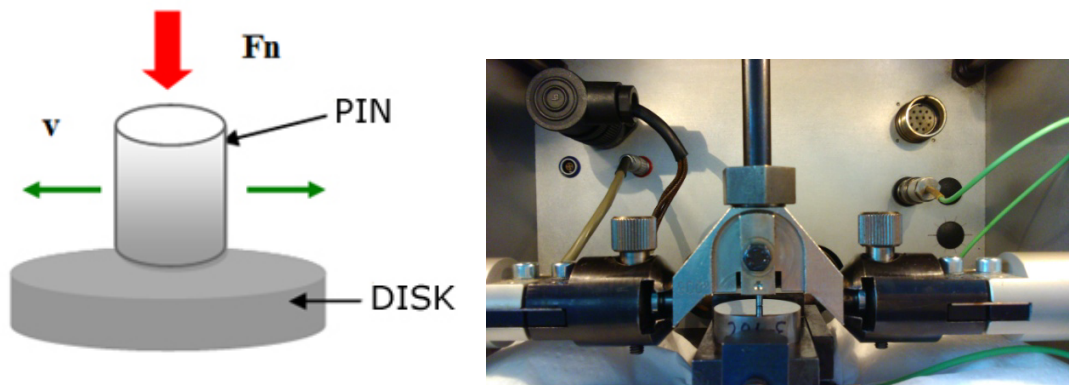


Figura III. 15. Configuración del ensayo y tribómetro SRV.

El equipo utilizado dispone de un sistema de adquisición de datos que permite registrar la evolución del coeficiente de fricción (COF- Coefficient of Friction) frente al tiempo para cada ensayo. También se ha llevado a cabo el registro de la amplitud del movimiento (stroke), así como la temperatura a lo largo del test.

En la fabricación de los pines se ha utilizado el acero 22MnB5 sin recubrimiento, empleado en la tecnología de estampación en caliente en estado de recocido (entrega), el cual presenta una microestructura compuesta por ferrita y perlita (Figura III. 16).

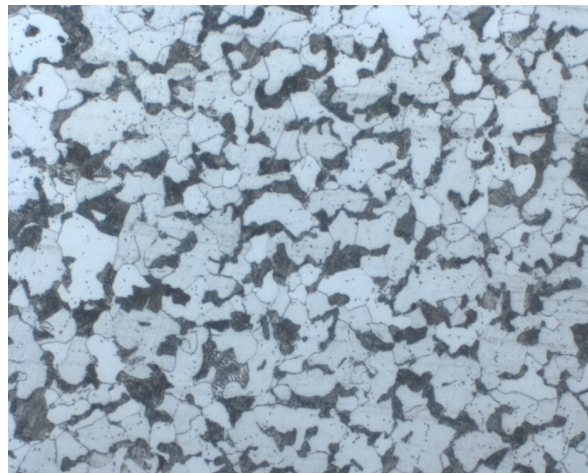


Figura III. 16. Microestructura del pin compuesto por ferrita y perlita.

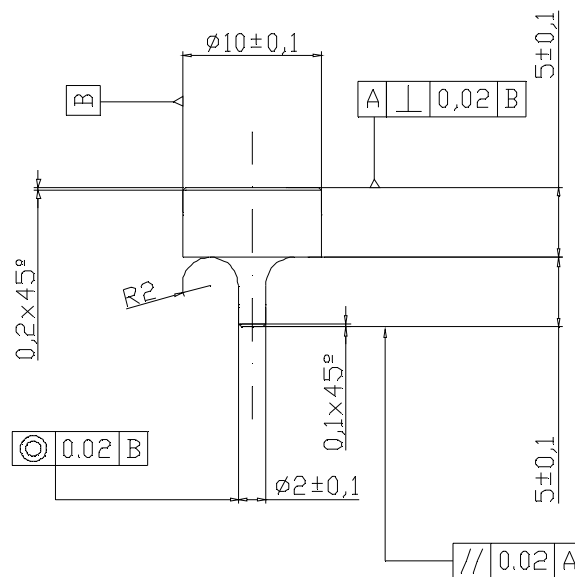
La composición química del acero 22MnB5 utilizado en la fabricación de los pines se presenta en la Tabla III. 6.

Tabla III. 6. Composición química (en %) del acero 22MnB5.

Identificación	Resultados (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Cr
Pin (22MnB5)	0,24	0,11	0,97	0,009	0,002	0,034	0,021	0,0046	0,25

La geometría del pin ha sido diseñada específicamente con el fin de que ejerza sobre el disco la presión de contacto seleccionada y pueda ser sujetado en el portamuestras específico del equipo SRV.

La selección de la geometría del pin (Figura III. 17) se realiza con el fin de mantener una presión de contacto constante incluso si el pin presenta elevado desgaste [Mozgovoy, 2014].

**Figura III. 17.** Diseño del pin de 22MnB5.

Los discos utilizados como contra cuerpo presentan unas dimensiones de $\varnothing 24$ mm y H 7,9 mm (Figura III. 18), han sido fabricados a partir de cada uno de los aceros de herramienta de trabajo en caliente tratados por temple y revenido a su máxima dureza de trabajo. La selección del nivel de dureza de cada acero se realiza en base a previos trabajos de investigación [Muro, 2015] recogido en este Capítulo III. A pesar de que

existan diferencias de dureza entre los tres aceros, los desarrollos microestructurales a priori son idénticos, no observándose diferencias entre ellos en la caracterización mediante microscopio óptica Leica MEFA. En todos los casos la microestructura está compuesta por martensita revenida y, una fina y homogénea distribución de carburos globulares.

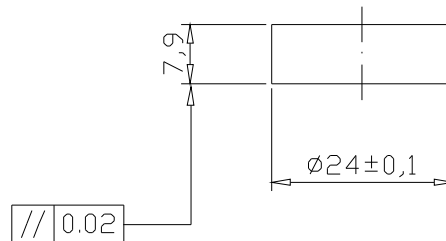


Figura III. 18. Diseño de los discos.

La superficie de todos los discos ha sido acondicionada mediante lijado y posterior pulido hasta alcanzar un acabado superficial de pulido espejo. En todos los casos la rugosidad superficial R_a es menor a $0,09 \mu\text{m}$ medida con el Micrómetro Rank Taylor Hobson Limited Surtronic 3 (Tabla III. 7). Cada uno de los aceros se ensaya a dos temperaturas, 40 y 200 °C.

Tabla III. 7. Identificación de las características de los discos.

Identificación	Temperatura de ensayo (°C)	Dureza (HRC)	Ra (μm)
Acero 1	40	51	0,09
	200		0,05
Acero 2	40	57	0,06
	200		0,06
Acero 3	40	56	0,06
	200		0,07

Los ensayos SRV se realizan, con una carga de 31 N, una frecuencia de 25 Hz, una amplitud (stroke) de 4 mm, y una duración de ensayo de 15 minutos. La distancia total recorrida en cada uno de los ensayos es de 90 m.

Antes de ensayar todas las muestras se limpian, esto es, tanto los pines como los discos. La limpieza se realiza en un baño de ultrasonidos. Durante 5 minutos se sumergen las probetas y los adaptadores primero en éter, y posteriormente 5 minutos más en acetona. Después se limpian suavemente con un papel y se introducen en un desecador para eliminar totalmente la humedad. Las muestras permanecen en el desecador hasta el ensayo y se pesan antes de comenzar.

El disco se calienta a la temperatura deseada durante 5 minutos hasta alcanzar la temperatura de consigna y se mantiene 5 minutos más para asegurar una distribución homogénea de la misma, tras este periodo de tiempo el pin entra en contacto con el disco y comienza el ensayo (Figura III. 19).

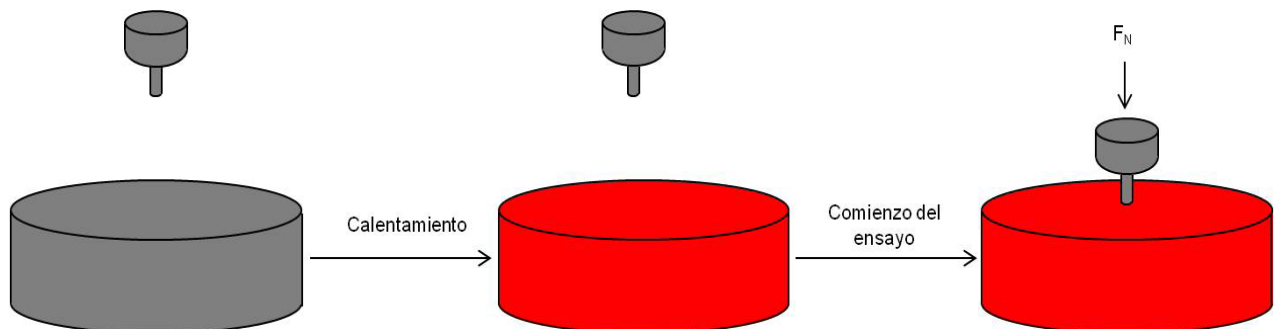


Figura III. 19. La secuencia esquemática del ensayo [Mozgovoy, 2014].

Tras la finalización de cada uno de los ensayos las muestras se limpian en baño de ultrasonidos, durante 5 minutos en éter, y 5 minutos más en acetona. Tras la limpieza se lleva a cabo la cuantificación del desgaste generado tanto en el pin como en el disco. En la medición de la pérdida de masa del pin y del disco se ha utilizado una balanza de precisión Mettler Toledo XP205. En el caso del disco también se ha cuantificado el volumen desgastado mediante microscopia confocal Nikon Eclipse ME600.

A lo largo del ensayo se registra la evolución del coeficiente de fricción en función del tiempo (Figura III. 20 y Figura III. 21).

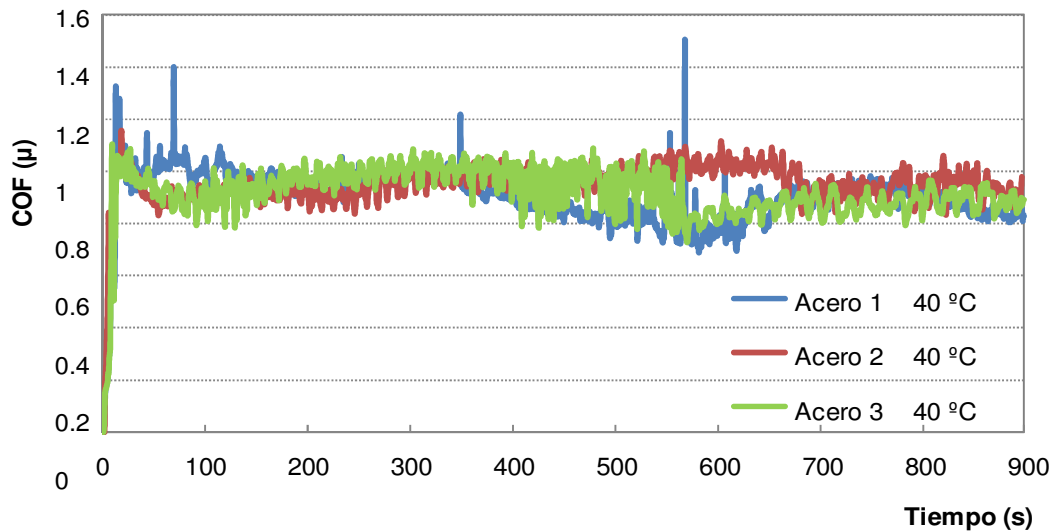


Figura III. 20. Coeficiente de fricción de los tres aceros ensayados a 40 °C.

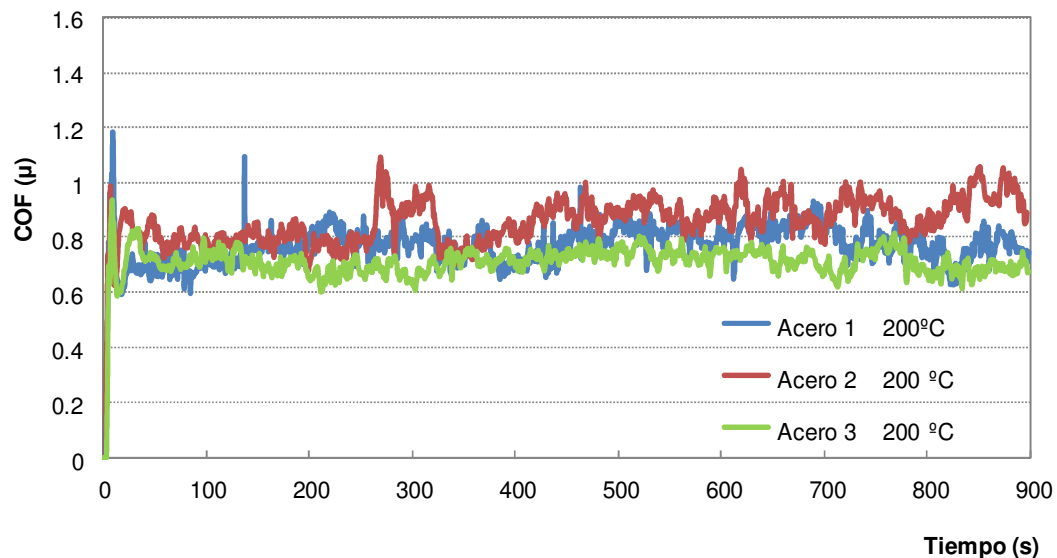


Figura III. 21. Coeficiente de fricción de los tres aceros ensayados a 200 °C.

En la Tabla III .8 se presentan los valores medios del coeficiente de fricción obtenidos en cada uno de los ensayos.

Analizando la evolución del coeficiente de fricción frente a la temperatura, se observa que los tres aceros presentan un comportamiento similar a las dos temperaturas de ensayo, 40 y 200 °C. No se observa una relación entre el nivel de dureza y el

coeficiente de fricción, si bien se observa que para cada uno de los aceros el coeficiente de fricción disminuye un 15% con el aumento de la temperatura. Esta ligera tendencia de la reducción del coeficiente de fricción con el aumento de la temperatura se corresponde con lo observado por otros autores [Hardell, 2013].

Tabla III. 8. Resultados del valor medio del coeficiente de fricción.

Identificación	Temperatura de ensayo (°C)	Valor medio del coeficiente de fricción
Acero 1	40	0,9
	200	0,8
Acero 2	40	1,0
	200	0,9
Acero 3	40	0,8
	200	0,7

La evaluación del desgaste de los pines y los discos se lleva a cabo por medio de la cuantificación de la pérdida de masa, los valores se presentan en la Tabla III. 9.

Tabla III. 9. Resultados de la pérdida de masa de los pines y discos.

Identificación	Temperatura de ensayo (°C)	Pérdida de masa (mg)	
		Pin	Disco
Acero 1	40	6,3	1,3
	200	1,1	1,1
Acero 2	40	3,8	0,2
	200	0,2	1,1
Acero 3	40	4,6	0,2
	200	0,4	1,9

A 40 °C, tanto en el pin como en el disco, se observan pérdidas de peso menores en los ensayos realizados con el acero 2 y acero 3 en comparación con el acero 1. El acero 3 destaca por ser el que presenta menor desgaste en el disco. El menor valor de desgaste del disco del acero 3 se relaciona con su elevada dureza (56 HRC). Sin embargo, apenas hay diferencia en la pérdida de masa entre el disco de acero 2 y acero 3.

A 200 °C el desgaste que sufre el pin es menor en todos los casos que el obtenido a 40 °C. En relación a los discos, los aceros 1 y 2 sufren un desgaste similar a pesar de sus diferencias de dureza, 51 y 57 HRC respectivamente. Sin embargo, el acero 3 muestra un desgaste ligeramente superior a pesar de su elevada dureza (56 HRC).

En los tres aceros, se observa una clara diferencia en el comportamiento a desgaste en función de la temperatura de ensayo. A 40 °C se observan diferencias mayores entre los tres aceros de herramienta, destacando los aceros 2 y 3 con un menor desgaste en comparación con el acero de referencia. El hecho de aumentar la temperatura de ensayo a 200 °C, puede dar lugar a la formación de óxidos que ayudan sobre todo a disminuir el desgaste en el pin. En cambio, respecto a los discos, con un aumento de la temperatura de ensayo aumenta el desgaste de los mismos, sobre todo para el acero 2 y 3.

Además de cuantificar el desgaste de los discos por pérdida de masa, se evalúa la tasa de desgaste, k , de los mismos calculada a partir de la pérdida de masa mediante la siguiente fórmula:

$$k = \frac{V}{F_N \cdot s} = \frac{\Delta m / \rho}{F_N \cdot s} = \frac{\Delta m}{\rho \cdot F_N \cdot s} \quad (2)$$

donde Δm (kg) es la pérdida de masa, ρ (kg/m³) la densidad, F_N (N) a carga normal aplicada y s (mm) la distancia deslizada.

Para los 3 aceros herramienta de trabajo en caliente, la tasa de desgaste calculado a partir de los resultados de la pérdida de masa obtenidos en los ensayos de desgaste realizados mediante el tribómetro SRV tanto a la temperatura 40 °C como a 200 °C de ensayo se presentan en la Figura III. 22.

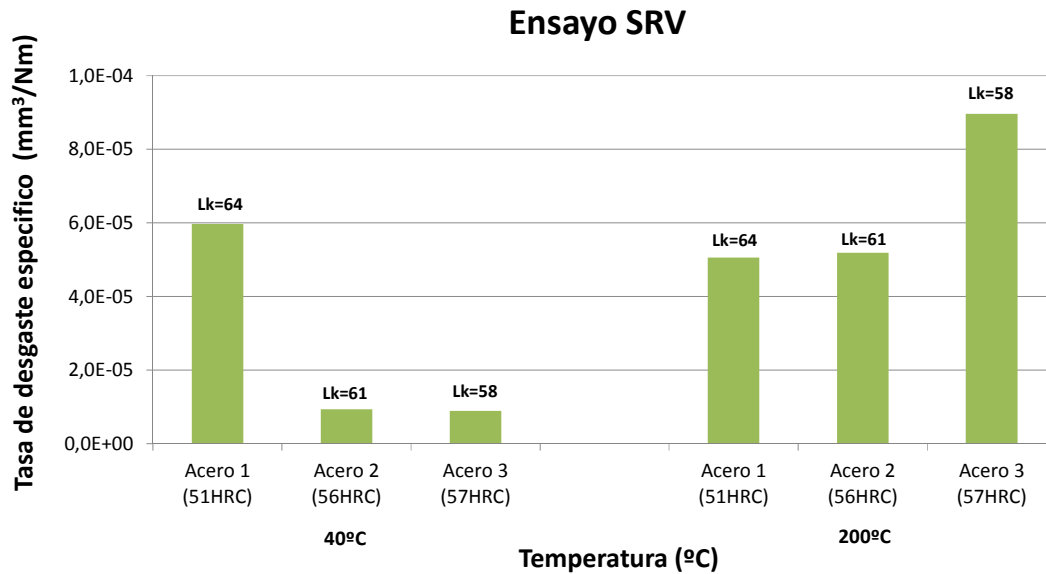


Figura III. 22. Representación gráfica de la tasa de desgaste de los discos a 40 °C y 200 °C.

Estudiando los resultados obtenidos del cálculo de la tasa de desgaste específica, se concluye que un cambio en la temperatura de ensayo de 40 °C a 200 °C influye en el comportamiento tribológico de los tres aceros herramientas ensayados frente al acero 22MnB5, al menos para acero 2 y acero 3.

Tal y como vienen indicando otros autores [Hardell, 2013], a medida que aumenta la temperatura el coeficiente de fricción disminuye mientras que el desgaste de la herramienta aumenta. Con el fin de verificar si el aumento del desgaste se atribuye a un ablandamiento térmico (revenido) del acero de herramienta, tras los ensayos a 200 °C se mide la dureza de los discos, en el presente estudio el aumento de la tasa de desgaste no se relaciona con dicho ablandamiento ya que los discos no presentan pérdida de dureza.

Por lo tanto, en el presente trabajo el aumento de la tasa de desgaste específica no está relacionado con ningún ablandamiento, ya que las muestras ensayadas a 200 °C mantienen su dureza inicial tras el ensayo.

Se observa que el acero 1 presenta una tasa de desgaste similar a 40 y 200 °C. Este comportamiento también ha sido reportado por otros autores donde se analiza el desgaste de un acero de herramientas de trabajo en caliente frente al acero 22MnB5

sin recubrimiento, observándose que la tasa de desgaste a 200 °C es menor que a 40 °C [Deng, 2013]. Resultados similares se han presentado en otros estudios realizados frente al acero 22MnB5 donde a medida que aumenta la temperatura de ensayo disminuye el desgaste de los discos fabricados con acero de herramienta [Hardell, 2015]. Este comportamiento se relaciona con la formación de una capa compacta de óxido que protege la superficie del desgaste.

Cabe destacar que a pesar de que el acero 1 ensayado a 40 °C presenta el peor comportamiento a desgaste, a 200 °C el comportamiento a desgaste de los tres aceros es similar. El hecho de que los distintos aceros presenten un comportamiento a desgaste similar a elevada temperatura también ha sido reportado para otros aceros de herramienta [Hardell, 2008b].

En cuanto a la tasa de desgaste de los pines, todas las muestras ensayadas a 40 °C mostraron una tasa de desgaste mucho mayor que los aceros herramienta.

Mediante el análisis superficial de los discos mediante microscopía electrónica de barrido de emisión de campo y espectrometría de dispersión de energía de rayos X (FEG-SEM/EDS Field Emission Gun - Scanning Electron Microscopy / Energy Dispersive X-ray Spectroscopy), modelo Ultra Plus de Zeiss, se observa que los discos 2 y 3 presentan restos de una capa de óxido en la superficie. Dicha capa protege la superficie de los mismos frente al desgaste (Figura III. 23 y Figura III. 24) y evita el contacto metal - metal. Los restos de partículas de desgaste oxidadas que no se compactan, dan lugar a desgaste abrasivo en la superficie de los discos.

Sobre cada uno de los discos ensayados se mide el perfil máximo, es decir, el perfil que muestra la máxima profundidad de huella del disco.

En el caso del estudio de los perfiles de contacto, se observa que la profundidad de los surcos sobre los discos 2 y 3 ensayados a 40 °C presentan los menores valores, 7 y 10 μm respectivamente (Figura III. 25 y Figura III. 26).

Además, se verifica mediante el perfilómetro de contacto, la existencia de ciertas zonas de la superficie donde la altura del perfil aumenta, debido a la presencia de zonas con capa de óxido.

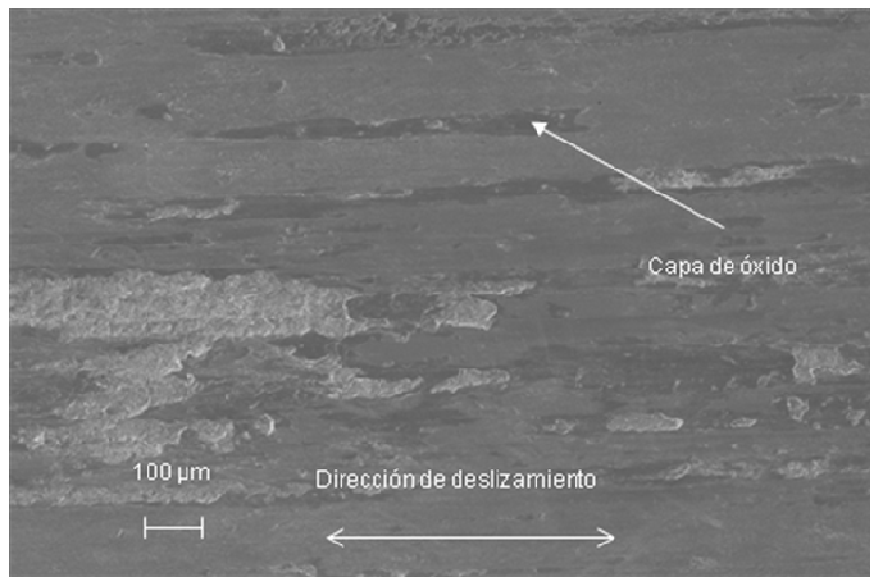


Figura III. 23. Micrografía de la superficie del disco fabricado con el acero 2 ensayado a 40 °C.

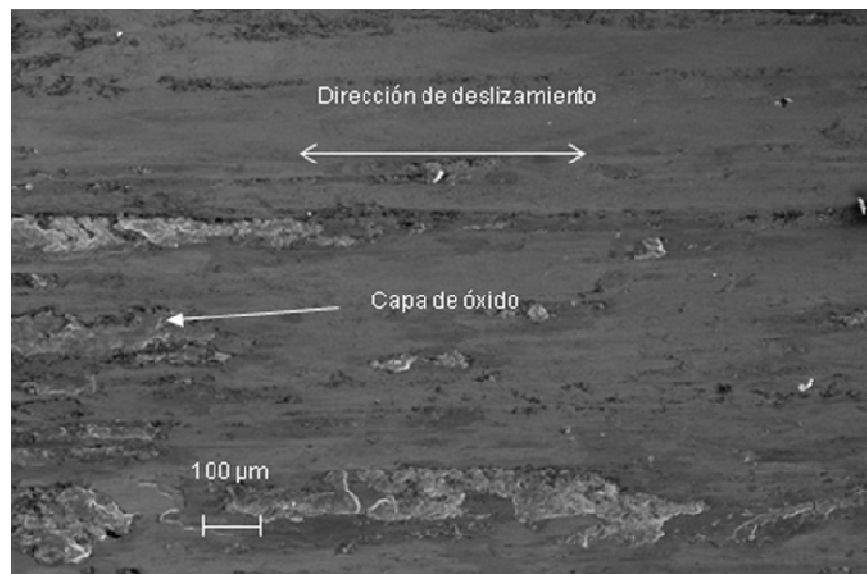


Figura III. 24. Micrografía de la superficie del disco fabricado con el acero 3 ensayado a 40 °C.

Por el contrario, el acero 1, presenta un desgaste mayor en comparación con los aceros 2 y 3. En este caso se observa que la superficie presenta gran cantidad de surcos donde difícilmente se observan zonas cubiertas de óxido tal y como se observa en la Figura III. 27. En cuanto a la profundidad máxima del surco se refiere, la misma alcanza las 25 µm (Figura III. 28).

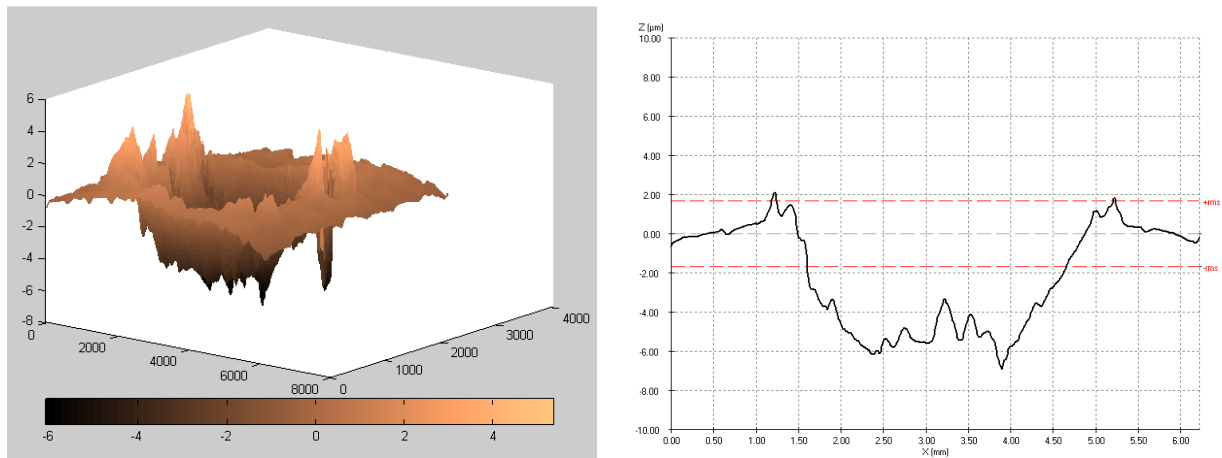


Figura III. 25. Acero 2 ensayado a 40 °C. Imagen 3D de la huella del disco (izquierda) y perfil máximo de profundidad de la huella (7 µm) (derecha).

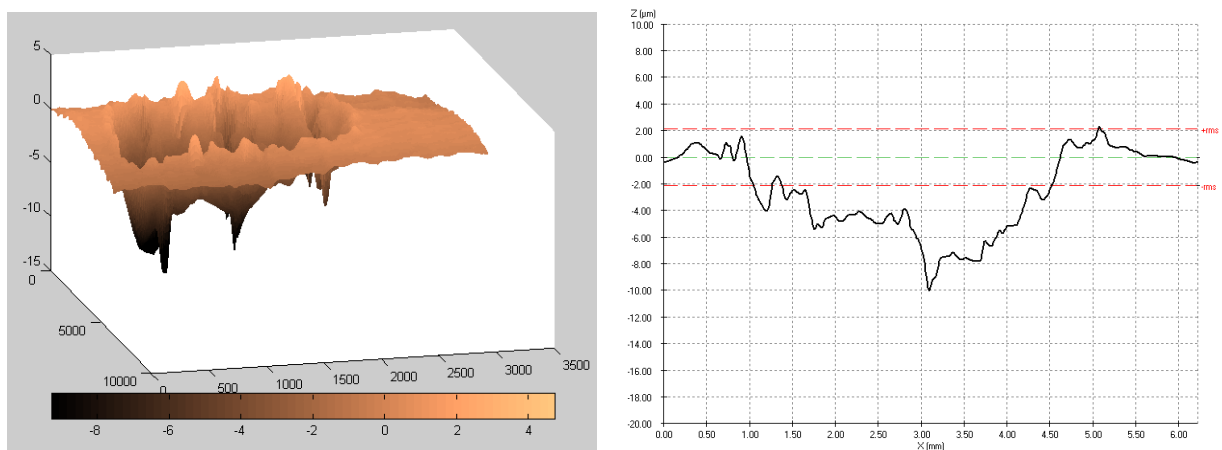


Figura III. 26. Acero 3 ensayado a 40 °C. Imagen 3D de la huella del disco (izquierda) y perfil máximo de profundidad de la huella (10 µm) (derecha).

De las inspecciones de la superficie realizadas mediante FEGSEM y los realizados con el perfilómetro de contacto para los 3 aceros de herramienta analizados, se concluye, que a la temperatura de ensayo de 40 °C, cuanto mayor es la dureza del acero de herramienta, mayor es la resistencia a desgaste abrasivo del mismo.

Los bajos valores de la tasa de desgaste calculados a partir de la pérdida de masa de cada uno de los discos para los aceros de herramienta 2 y 3, cuya dureza es de 57 HRC y 56 HRC respectivamente.

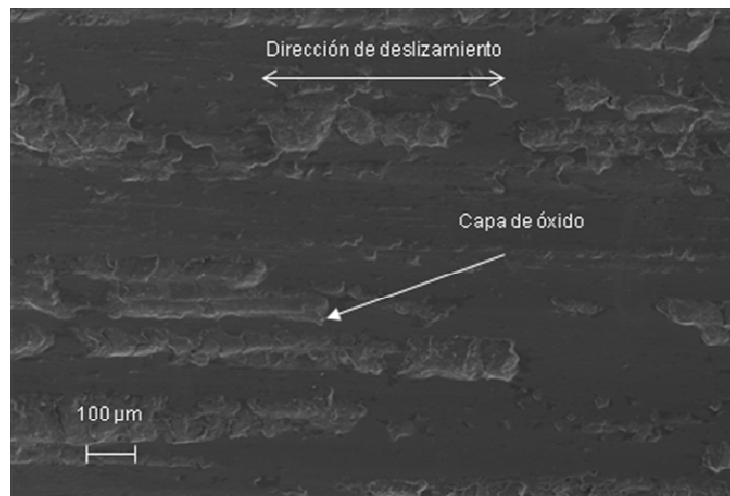


Figura III. 27. Micrografía de la superficie del disco de acero 1 ensayado a 40 °C.

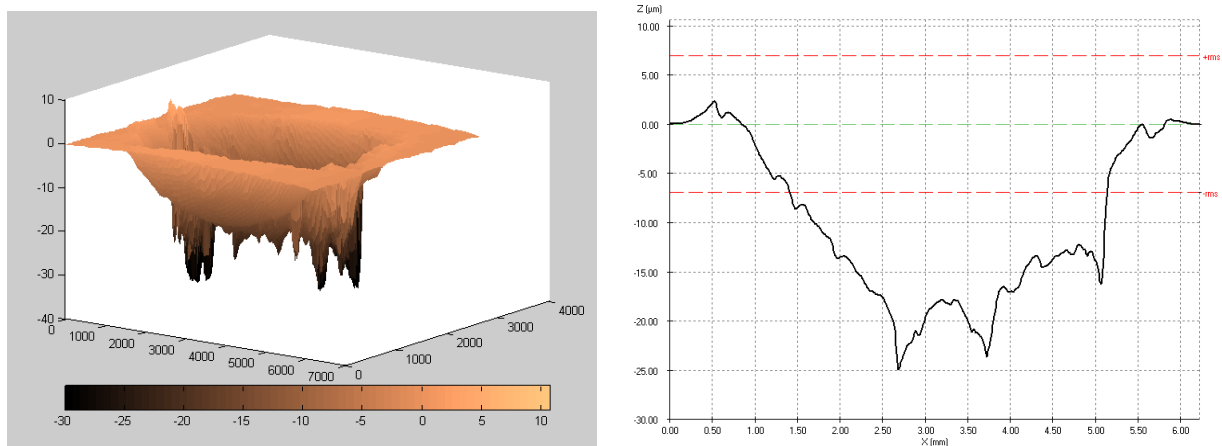


Figura III. 28. Acero 1 a ensayado a 40 °C. Imagen 3D de la huella del disco (izquierda) y perfil máximo de profundidad de la huella (25 μm) (derecha).

El bajo valor de la tasa de desgaste se relaciona también con la presencia de zonas cubiertas de óxido capaz de proteger la superficie frente al desgaste. Se considera que la formación de la capa de óxido es similar en los tres aceros de herramienta. Por lo tanto, la baja dureza del disco de acero 1 no es suficiente para soportar la elevada acción abrasiva que se produce entre el disco y el pin, lo que da lugar a la formación de surcos de gran profundidad y consecuentemente elevado desgaste abrasivo.

En el caso de los ensayos a 200 °C, las características superficiales y la tasa de desgaste de los tres aceros de herramienta son similares. La superficie de los discos se

analiza mediante microscopía electrónica (Figura III. 29 y Figura III. 30) y mediante la medición de los perfiles de contacto (Figura III. 31, Figura III. 32 y Figura III. 33). En este caso se observa que el desgaste de los discos es de naturaleza abrasiva y la profundidad de los surcos se encuentra entre 29 y 38 μm .

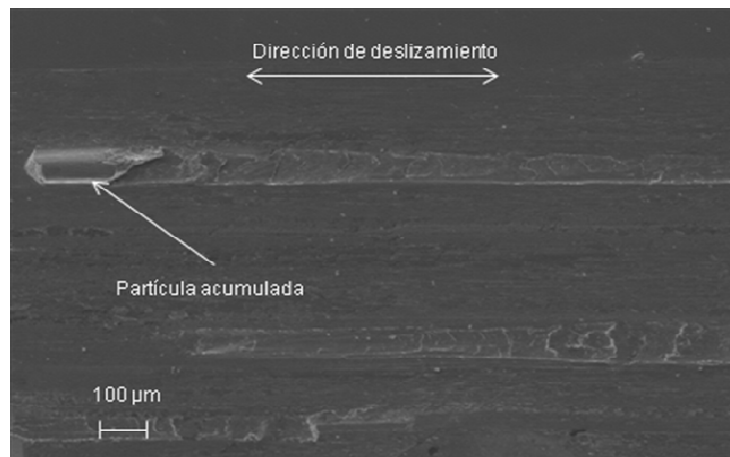


Figura III. 29. Micrografía superficial del acero 1 ensayado a 200 °C.

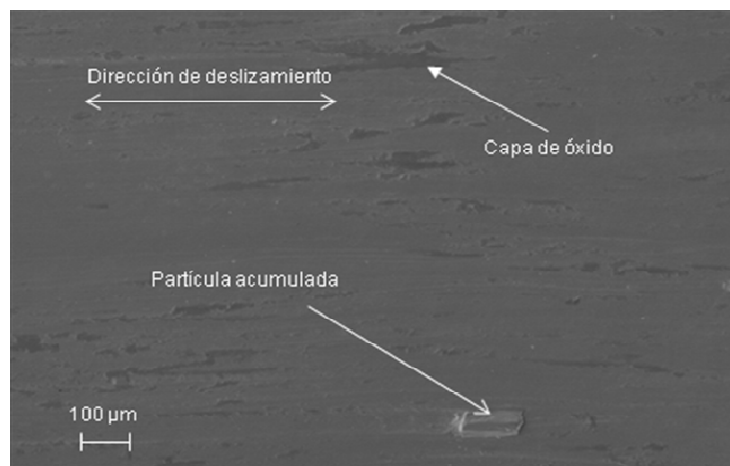


Figura III. 30. Micrografía de detalle de uno de los surcos superficiales del acero 2 ensayado a 200 °C.

En cuanto a la tasa de desgaste de los discos a 200 °C, los resultados difieren con lo presentado por otros autores [Deng, 2013; Hardell, 2015], y las diferencias entre los resultados se relaciona con las diferencias en la rugosidad de las muestras. En estos trabajos se observa una aglomeración y compactación de los restos de desgaste

oxidados en la superficie del acero de herramienta dando lugar a la formación de una capa protectora frente al desgaste capaz de soportar las cargas y evitar el contacto metal - metal.

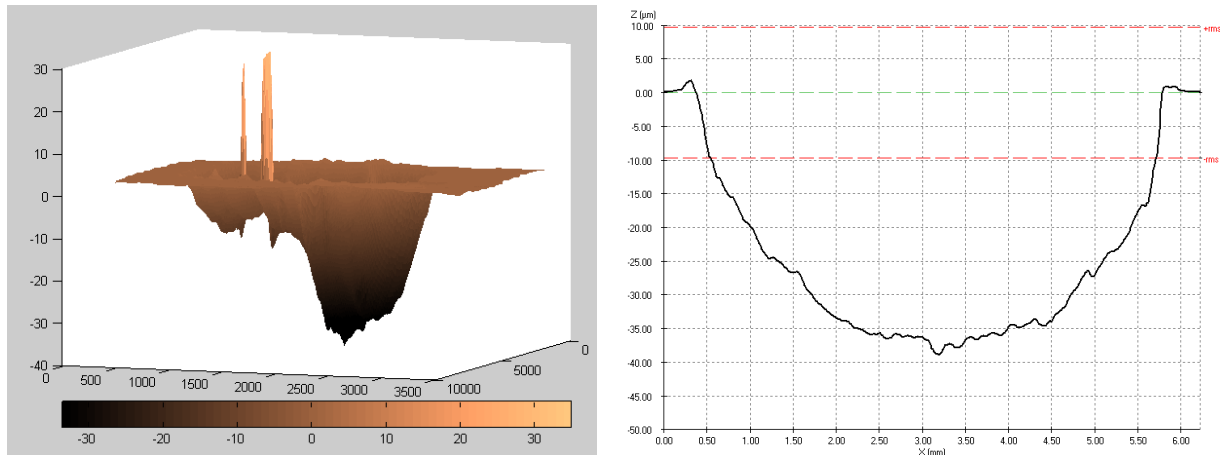


Figura III. 31. Acero 1 ensayado a 200 °C. Imagen 3D de la huella del disco (izquierda) y perfil máximo de profundidad de la huella (38 μm) (derecha).

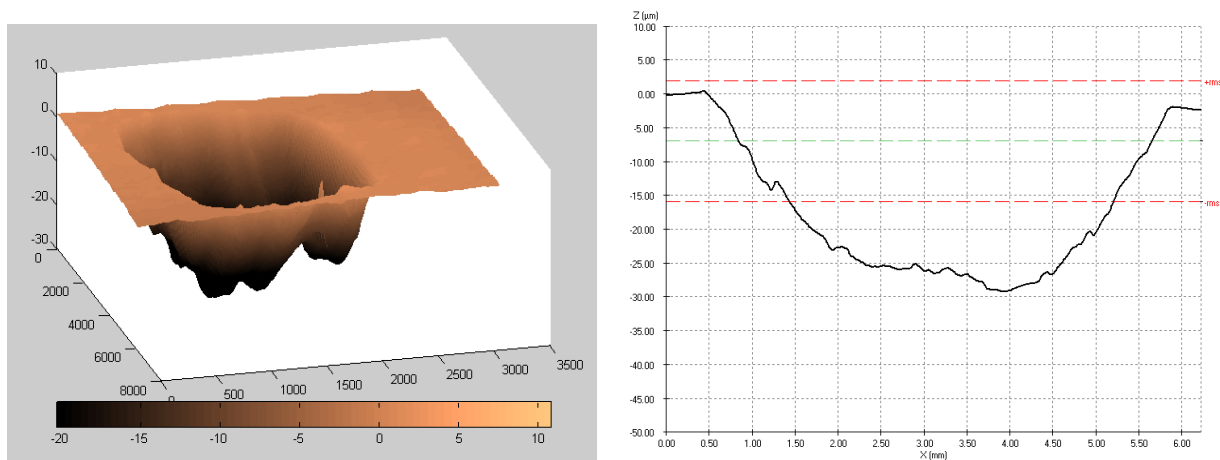


Figura III. 32. Acero 2 ensayado a 200 °C. Imagen 3D de la huella del disco (izquierda) y perfil máximo de profundidad de la huella (29 μm) (derecha).

En el presente estudio, si bien es cierto que también se observan zonas con capa de óxido, esta no ha sido capaz de proteger completamente la superficie del disco. Ya que en el caso de los aceros 2 y 3, la tasa de desgaste aumenta en un orden de magnitud al pasar de 40 °C a 200 °C, y en el caso del acero 1 se observa un ligero descenso.

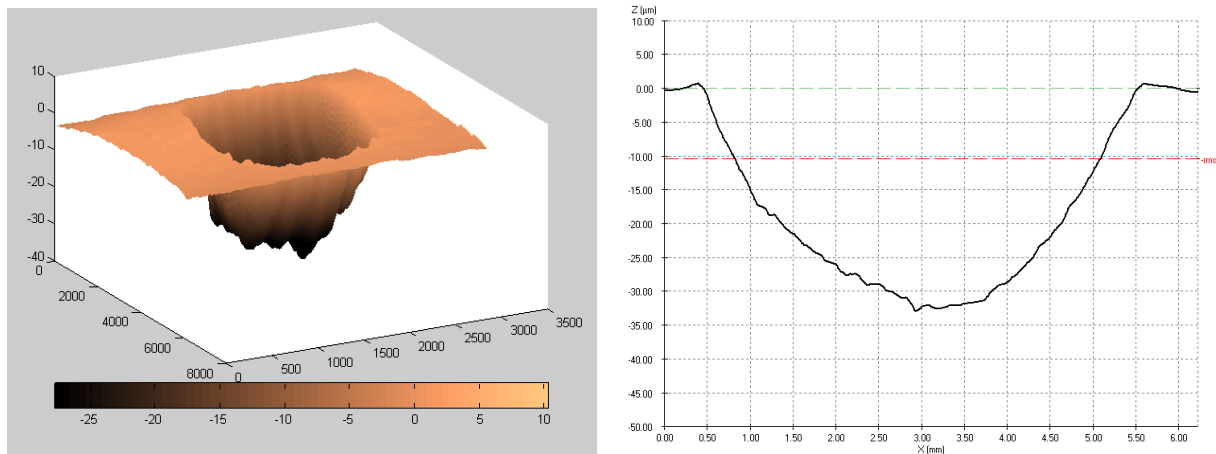


Figura III. 33. Acero 3 ensayado a 200 °C. Imagen 3D de la huella del disco (izquierda) y perfil máximo de profundidad de la huella (32 μm) (derecha).

En relación a los análisis de la superficie de los discos ensayados a 200 °C, se observa acumulación de restos de desgaste debido al desgaste abrasivo que presentan los discos (Figura III. 29 y Figura III. 30). Además de la acumulación de partículas, sobre la superficie se identifican zonas cubiertas por capas de óxido (Figura III. 30). Todo parece indicar que el desprendimiento de partículas de la capa de óxido da lugar a un desgaste de tres cuerpos, lo que resulta en un gran desgaste abrasivo sobre la superficie de los discos y provoca ranuras de gran profundidad.

Al aumentar de temperatura de ensayo de 40 °C a 200 °C, se observa mayor cantidad de óxido sobre la superficie de los discos, tal y como se presenta en la literatura [Hardell, 2015; Deng, 2013], la capa de óxido es inestable por debajo de los 300 °C y se rompe fácilmente. La presencia de óxidos y el desprendimiento de los mismos se relacionan con el aumento de la tasa de desgaste al aumentar la temperatura. Una mayor cantidad de óxidos de elevada dureza tiene una consecuencia directa en la resistencia a desgaste a la hora de trabajar frente al acero 22MnB5 sin recubrimiento.

De estos resultados, se concluye que el desprendimiento de partículas de óxido afecta de forma negativa sobre la resistencia al desgaste a 200 °C. Incluso la elevada dureza del acero 2 (57 HRC) no es suficiente para soportar la acción abrasiva de las partículas de óxido. El disco de acero 1 es el que mejor comportamiento a desgaste presenta a pesar de ser el acero de menor dureza, por lo que el comportamiento a desgaste se

relaciona con el elevado valor L_k . Analizando en detalle la composición química de los tres aceros, se observa que el acero de referencia es el de mayor contenido en vanadio. Mediante el análisis EDS realizado con el microscopio electrónico de barrido SEM FEI Cuanta 200 se identifica la naturaleza de los carburos de cada uno de los aceros.

Se observa que los carburos del acero 2 son ricos en molibdeno y los presentes en el acero 3 ricos en cromo. De ahí, que la mejor respuesta del acero 1 pueda deberse a que el mismo presenta carburos ricos en vanadio (Figura III. 34). En el caso de la resistencia a desgaste a 200 °C todo parece indicar que el comportamiento de los aceros está gobernado por la naturaleza de los carburos presentes en cada uno de los aceros, y no tanto por el nivel de dureza del acero (Figura III. 35). En relación al índice de aleación, a 200°C también se observa que a medida que aumenta el valor de L_k , mayor es la resistencia a desgaste.

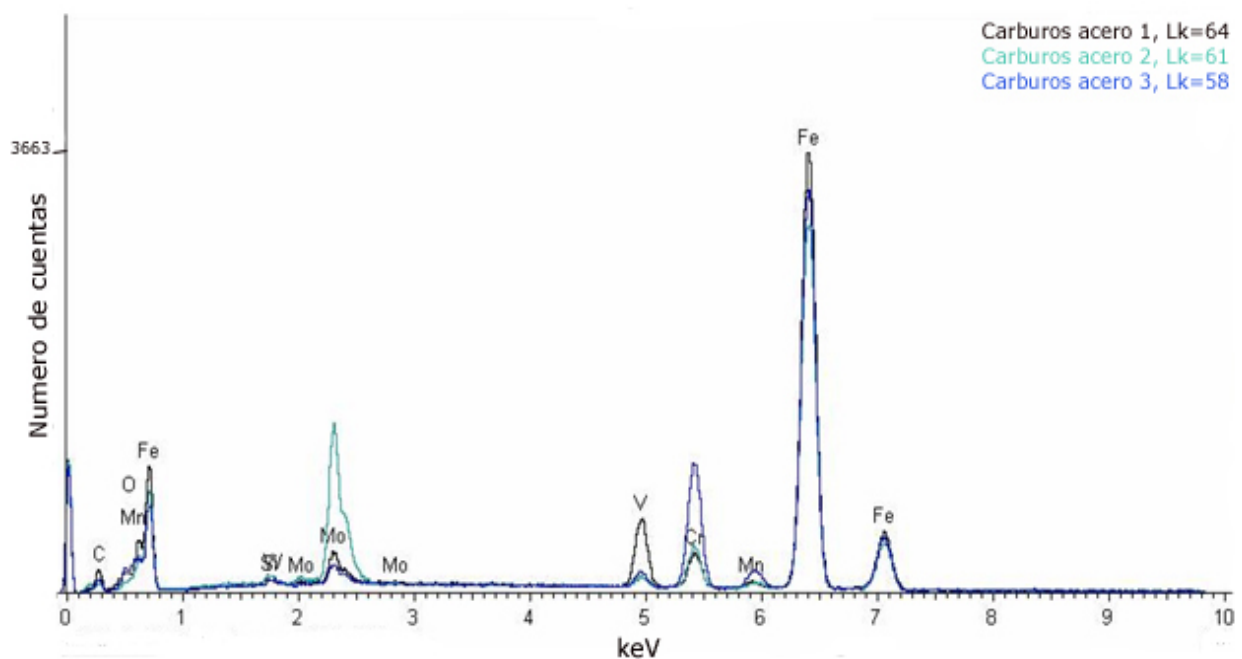


Figura III. 34. Comparativa de los carburos de los tres aceros.

Entre los distintos tipos de carburos, los carburos de vanadio, debido a su dureza y la naturaleza química, son los más eficaces en la mejora de las propiedades frente al desgaste. Por el contrario los carburos de cromo son los menos efectivos.

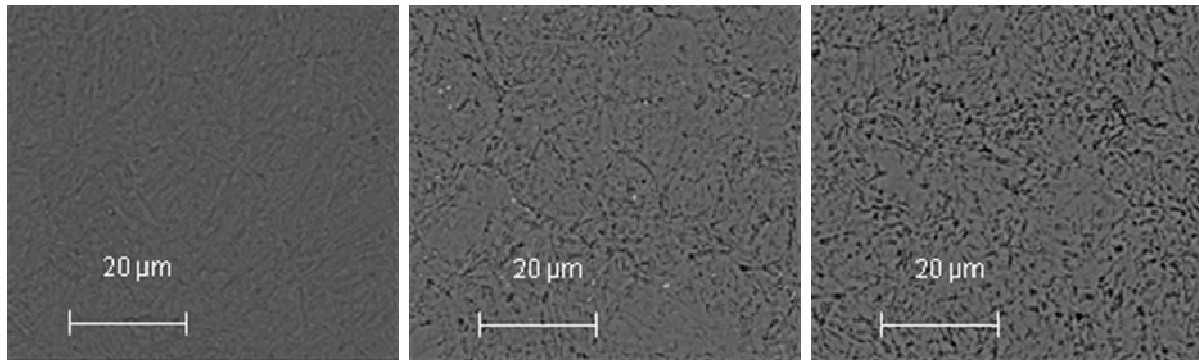


Figura III. 35. Micrografía de detalle de los carburos del acero 1 (izquierda), acero 2 (centro) y acero 3 (derecha).

A modo de detalle se presenta la dureza de los distintos carburos observados en los 3 aceros (Tabla III. 10).

Tabla III. 10. Dureza de carburos de distinta naturaleza (Cr, V, y Mo).

Tipo de carburo	Dureza (HRC)
Carburos de cromo	10,2/20 [Hussainova, 2011]
Carburos de molibdeno	13,39/28,87 [Liu, 2013]
Carburos de vanadio	11,7/31,5 [Wu, 2013]

4 RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Los ensayos de PoD a temperatura ambiente presentan una primera aproximación a la durabilidad de las herramientas fabricadas con los tres aceros seleccionados.

El coeficiente de fricción depende más del material de la muestra que de la dureza. Para el acero 2 y 3, en el caso del coeficiente de fricción tiende a aumentar más a lo largo del ensayo para los menores valores de dureza (51 HRC). En el caso de las durezas máximas, en el tercio inicial del ensayo el coeficiente de fricción es mayor, pero la tendencia se invierte en la mitad final del ensayo.

Para un mismo material, la anchura de la huella aumenta con el nivel de dureza del acero. En el caso de la profundidad, este patrón es a la inversa, excepto para el acero 2. El acero 1, presenta la huella más ancha y de menor profundidad.

Los materiales estudiados mediante ensayos PoD, muestran un comportamiento al desgaste y a fricción que dependen del índice de aleación L_k . A medida que aumenta el valor de L_k del acero, menor es el desgaste y el coeficiente de fricción. Este comportamiento es consecuencia de la formación de carburos de elevada dureza, tanto mayor cuanto mayor es el índice L_k .

Cabe destacar que en estos ensayos el contracuerpo utilizado es una bola de carburo de tungsteno (WC), el cual se caracteriza por su elevada dureza. En este sentido, se considera que la bola erosiona la matriz martensítica y a fin de cuentas son los carburos los que soportan las cargas. En consecuencia, la resistencia a desgaste depende de la dureza de los carburos y no tanto de la dureza del acero (dureza de la matriz martensítica y dureza de los carburos).

Los resultados obtenidos de los ensayos mediante el tribómetro SRV a 40 y 200 °C se presentan como una aproximación a las diferencias en el comportamiento al desgaste y a la durabilidad de los tres aceros de herramienta de trabajo en caliente seleccionados.

La ligera disminución observada en el coeficiente de fricción con el aumento de la temperatura se relaciona con la formación de una capa de óxido. A pesar de la caída del coeficiente de fricción, la tasa de desgaste de los discos ensayados a 200 °C es mayor que los ensayados a 40 °C para las muestras de acero 2 y acero 3. A esta temperatura, el acero 1 y 2 muestran un comportamiento similar, mientras que el acero 3 tiene un peor comportamiento.

Las inspecciones de SEM confirman que los restos de la capa de óxido, son inestables para temperaturas inferiores a 300 °C, las cuales se desprenden de la superficie del acero durante el ensayo SRV. Los óxidos desprendidos se tratan de partículas abrasivas de elevada dureza, lo que da lugar a un elevado desgaste de tres cuerpos y a la formación de surcos de elevada profundidad. Este mecanismo de desgaste afecta a cada uno de los aceros de herramienta con distinto nivel de severidad dependiendo de la naturaleza de los carburos presentados en la microestructura. Los aceros 1 y 2

presentan carburos de vanadio y molibdeno los cuales se caracterizan por presentar una mayor dureza que los carburos presentes en el acero 3, lo que se relaciona con una mayor resistencia al desgaste a 200 °C.

Es importante remarcar, que a pesar de que el acero 1 presenta mejor comportamiento a desgaste que el acero 3, su dureza a temperatura ambiente es menor. En este sentido, la dureza HRC representa una media de la dureza de la matriz martensítica y los carburos presentes en la microestructura del acero. Se considera que la dureza no debe ser el parámetro determinante en la selección del acero para la fabricación de herramientas de estampación en caliente de elevada resistencia a desgaste a elevada temperatura.

El índice de aleación se presenta como un indicativo que relaciona el tamaño y la distribución de carburos. Tal y como se ha observado en los ensayos de PoD a temperatura ambiente, cuanto mayor es el valor del L_k mayor es la resistencia a desgaste de la aleación. El hecho que en estos ensayos el comportamiento a desgaste dependa del índice de aleación, se justifica por la elevada dureza de las bolas de WC dando lugar a un mayor desgaste de la matriz martensítica con lo que hace que los carburos sean los responsables de la resistencia a desgaste.

En los ensayos SRV realizados, a la temperatura de 40°C no se observa relación entre el índice L_k y la resistencia a desgaste. Este comportamiento podría deberse a que a esta temperatura la resistencia a desgaste frente al 22MnB5 (menor dureza que los aceros de herramienta), está gobernada por la dureza del acero, esto quiere decir que las cargas se reparten entre la matriz y los carburos. En cambio, a 200 °C, donde existe la presencia de restos de la capa de óxido de elevada dureza, los mismos desgastan de forma preferente la matriz martensítica y en consecuencia son los carburos los que soportan los esfuerzos. De ahí que la resistencia a desgaste a 200 °C esté gobernada por la naturaleza de los carburos, donde se observa que cuanto mayor es el índice L_k , mayor es la resistencia a desgaste.

Tras los resultados de los ensayos de PoD y SRV, se concluye que al trabajar a temperatura ambiente frente a contracuerpos de elevada dureza, y en ensayos a 200 °C donde se observa la presencia de partículas de óxido, la dureza del acero no es el

parámetro determinante. En este caso, se considera que cuanto mayor es el índice de L_k mayor es la resistencia a desgaste. En el caso de los ensayos a 40 °C frente al acero 22MnB5, donde no existe presencia de partículas de elevada dureza, si que se considera que la resistencia a desgaste está gobernada por la dureza del acero, ya que el esfuerzo está repartido entre la matriz martensítica y los carburos.

Se concluye que la solución para mejorar la vida de las herramientas no es sustituir el acero 1 por uno de los aceros propuestos (acero 2 y acero 3).

REFERENCIAS

- [Abdulhay, 2011] Abdulhay B., Bourouga B., Dessain D., Experimental and theoretical study of thermal aspects of the hot stamping process. *Applied Thermal Engineering*, 2011; 31; pp 674-685
- [Altan, 2007] Altan T., R&D Update: Hot stamping boron alloyed steels for automotive parts – Part II: Microstructure, material strength changes during hot stamping. *Stamping Journal* 2007
- [Arias, 2010] Arias J., Cabeza M., Castro G., Feijoo I., Merino P., Pena G., Modificación de los aceros rápidos de herramientas AISI M2 por fusión superficial con láser bajo diferentes condiciones de operación. *Revista de Metalurgia*, 2010; 46 (3); pp. 206-218
- [Aristizabal, 2012] Aristizabal M., Ardila L.C., Veiga F., Arizmendi M., Fernandez J., Sanchez J.M., Comparison of the friction and wear behaviour of WC–Ni–Co–Cr and WC–Co hard metals in contact with steel at high temperatures. *Wear*, 2012; 280– 281; pp 15– 21
- [Azushima, 2012] Azushima A., Uda K., Yanagida A., Friction behavior of aluminum-coated 22MnB5 in hot stamping under dry and lubricated conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012; 212; pp 1014–1021
- [Bachmann, 2013] Bachmann M., Fell R., Ademaj A., Investigation on Surface and Process Parameters Influencing the Friction Behavior in Hot sheet Metal Forming. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 507-516
- [Barañano, 2009] Barañano L., Ugartemendia J. C., Batz S. Coop, Matrici s.Coop. Nuevos materiales y últimos desarrollos en troqueles de automoción. I Fórum Técnico Internacional de Estampación en Caliente. Estampación en caliente: ¿una tecnología de futuro?, Boroa (País Vasco), España, 2009

- [Bardelcik, 2010] Bardelcik A., Salisbury C. P., Winkler S., Wells M. a., Worswick M. J., Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel. *International Journal of Impact Engineering*, 2010; 37; pp 694–702
- [Berglund, 2008] Berglund G., The history of hardening of boron steel in Northern Sweden. *Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Kassel (Germany), 2008, 1st international conference;* pp 175-176
- [Billur, 2010] Billuer E., Die materials and wear in stamping AHSS Part I: Die wear and die coatings. *Stamping Journal*, 2010; pp 8- 9
- [Boher, 2012] Boher C., LeRoux S., Penazzi L., Dessain C., Experimental investigation of the tribological behavior and wear mechanisms of tool steel grades in hot stamping of a high-strength boron steel. *Wear*, 2012; 294–295; pp 286–295
- [Bosetti, 2010] Bosetti P., Bruschi S., Stoehr T., Lechler J., Merklein M., interlaboratory comparison for heat transfer coefficient identification in hot stamping of highstrength steels. *International Journal of Material Forming*, 2010; Vol. 3; Suppl. 1; pp 817-820
- [Candel, 2010] Candel J.J., Amigó V., Ramos J.A., Busquets D., Problemas en la reparación por laser cladding de superficies de acero AISI D2 tratado térmicamente. *Revista Metalurgia*, 2010; 46 (4); pp 340-350
- [Casas, 2008] Casas B., Latre D., Rodríguez N., Valls I., Tailor made tool materials for the present and upcoming tooling solutions in hot sheet metal forming. *Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Kassel (Germany), 2008, 1st international conference;* pp 23-35

- [Cengotitabengoa, 2009] Cengotitabengoa J., Oerlikon Balzer, Estampación en caliente. Tratamientos de superficies avanzados. I Fórum Técnico Internacional de Estampación en Caliente. Estampación en caliente: ¿una tecnología de futuro?, Boroa (País Vasco), España, 2009
- [Cengotitabengoa, 2011] Cengotitabengoa J., Oerlikon Balzer, Tratamientos de superficie avanzados para aplicaciones de estampación en caliente. III Fórum Técnico Internacional de Estampación en Caliente. Claves de innovación en la tecnología de estampación en caliente, Boroa (País Vasco), España, 2011
- [Chen, 2012] Chen J., Xue L., Laser Cladding of CPM Tool Steels on Hardened H13 Hot-Work Steel for Low-Cost High-Performance Automotive Tooling. JOM, 2012; 64; pp 688-693
- [Caron, 2014] Caron E. J. F. R., Daun K. J., Wells M. A., Experimental heat transfer coefficient measurements during hot forming die quenching of boron steel at high temperatures. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2014; 71; pp 396–404
- [Cora, 2009a] Cora Ö.N., Namiki K., Koc M., Wear performance assessment of alternative stamping die materials utilizing a novel test system. Wear, 2009; 267; pp 1123–1129
- [Cora, 2009b] Cora Ö.N., Koc M., Experimental investigations on wear resistance characteristics of alternative die materials for stamping of advanced high-strength steels (AHSS). International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2009; 49; pp 897–905
- [Cora, 2012] Cora Ö.N., Ağcayazı A., Namiki K., Sofuoğlu H., Koç M., Die wear in stamping of advanced high strength steels – Investigations on the effects of substrate material and hard-coatings. Tribology International, 2012; 52; pp 50–60

- [Deng, 2013] Deng L., Mozgovoy S., Hardell J., Prakash B., Oldenburg M., Press-Hardening Thermo- Mechanical Conditions in the Contact Between Blank and Tool. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 293-300
- [Deng, 2015] Deng L., Mozgovoy S., Hardell J., Prakash B., Oldenburg M., Validation of Tool-Wear Simulations Based on a Fullscale Press Hardening Experiment. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Toronto (Canada), 2015, 5th international conference; pp 121-128
- [Dessain, 2008] Dessain C., Hein P., Wilsius J., Penazzi L., Boher C, Weikert J., Experimental investigation of friction and wear in hot stamping of Usibor 1500P. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Kassel (Germany), 2008, 1st international conference; pp 217-227
- [Dohda, 2015] Dohda K., Boher c., Rezai-Aria F., Mahayotsanun N., Tribology in metal forming at elevated temperatures. Friction, 2015; 3(1); pp: 1–27
- [Escher, 2015] Escher C., Wilzer J. J., Tool steels for hot stamping of high strength automotive body parts. International Conference on Stone and Concrete Machining (ICSCM), Bochum (Germany), 2015; 3; pp 219-228
- [Fontalvo, 2006] Fontalvo G.A., Humer R., Mitterer C., Sammt K., Schemmel I., Microstructural aspects determining the adhesive wear of tool steels. Wear, 2006; 206; pp 1028–1034
- [Garcia, 2009] Garcia I., Fernández B., Sanz A., Aranguren I., González B., Varela S., Die Development from part concept to the production line. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2009, 2nd international conference; pp 165 - 171

- [Geiger, 2008] Geiger M., Merklein M., Lechler J., Determination of tribological conditions within hot stamping. *Production Engineering Research and Development*, 2008; 2; pp 269–276
- [Ghiotti, 2011] Ghiotti A., Bruschi S., Borsetto F., Tribological characteristics of high strength steel sheets under hot stamping conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011; 211; pp 1694– 1700
- [Ghiotti, 2013] Ghiotti A., Sgarabotto F., Bruschi S., A novel approach to wear testing in hot stamping of high strength boron steel sheets. *Wear*, 2013; 302; pp 1319–1326
- [Ghiotti, 2014] Ghiotti A., Bruschi S., Sgarabotto F., Bariani P. F., Tribological performances of Zn-based coating in direct hot stamping. *Tribology International*, 2014; 78; pp142–151
- [Ghiotti, 2015] Ghiotti A., Bruschi S., Medea F., Comparison of tribological and wear performances of AlSi and Zn coatings in hot stamping of boron steel sheets. *Wear*, 2015; 332-333; pp 810–821
- [Ghiotti, 2016] Ghiotti A., Bruschi S., Medea F., Hamasaiid A., Tribological behavior of high thermal conductivity steels for hot stamping tools. *Tribology International*, 2016; 97; pp 412–422
- [Golling, 2013] Golling S., Östlund R., Oldenburg M., Implementation of Homogenization Scheme for Hardening, Localization and Fracture of a Steel with Tailored Material Properties. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 75-82
- [Golling, 2014] Golling S., Prediction of Hardening, Localization and Fracture of Multiphase Microstructure in Boron Alloyed Steel. *Licenciate Thesis*, Lulea University of Technology, 2014.

- [Gorriño, 2016] Gorriño A., Angulo C., Muro M, Izaga J., Investigation of Thermal and Mechanical Properties of Quenchable High-Strength Steels in Hot Stamping. Metallurgical and Materials Transactions B, 2016; Vol 47B; pp 1527-1531
- [Hamasaïid, 2015a] Hamasaïid A., Grausmen M., Valls I., Recent developments in Tool steels for Press Hardening Tools. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Toronto (Canada), 2015, 5th international conference; pp 651-658
- [Hamasaïid, 2015b] Hamasaïid A., Casa C., Valls I., Role of Tool Material in the Interfacial Problematics of Tool/Blank in Press Hardening Process. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Toronto (Canada) 2015, 5th international conference; pp 669-677
- [Han, 2013] Han B., Li M., Wang Y., Microstructure and Wear Resistance of Laser Clad Fe-Cr₃C₂ Composite Coating on 35CrMo Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013; Vol. 22(12); pp 3749-3754
- [Hardell 2007] Hardell J., High Temperature Tribology of High Strength Boron Steel and Tool Steels High Temperature Galling: Influencing Parameters and Mechanisms. Licenciate Thesis, Lulea University of Technology, 2007
- [Hardell, 2008a] Hardell J., Kassfeldt E., Prakash B., Friction and wear behaviour of high strength boron steel at elevated temperatures of up to 800°C. Wear, 2008; 264; pp 788–799
- [Hardell, 2008b] Hardell J., Prakash B, High-temperature friction and wear behaviour of different tool steels during sliding against Al–Si-coated high-strength steel. Tribology International, 2008; 41; pp 663–671

- [Hardell, 2010] Hardell J., Prakash B., Tribological performance of surface engineered tool steel at elevated temperatures. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2010; 28; pp 106–114
- [Hardell, 2013] Hardell J., Prakash B., Tribology of Hot Forming Tool and High strength Steels. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 517-525
- [Hardell, 2015] Hardell J., Hernandez S., Mozgovoy S., Pelcastre L., Courbon C., Prakash B., Effect of oxide layers and near surface transformations on friction and wear during tool steel and boron steel interaction at high temperatures. *Wear*, 2015; 330-331; pp 223–229
- [Hoffmann, 2007a] H. Hoffmann H., So H., Steinbeiss H., Design of Hot Stamping Tools with Cooling System. *Annals of the CIRP*, 2007; Vol. 56/1; pp 269-272
- [Hoffmann, 2007b] Hoffmann H., Nürnberg G., Ersoy-Nürnberg K., Herrmann G., A new approach to determine the wear coefficient for wear prediction of sheet metal forming tools. *Production Engineering - Research and Development*, 2007; 1; pp 357–363
- [Hu, 1998] Hu Y. P., Chen C. W., Mukherjee K., Development of a new laser cladding process for manufacturing cutting and stamping dies. *Journal of Materials science*, 1998; 33; pp 1287-1292
- [Hu, 2013] Hu P., Ying L., Zhengwei L., Effect of oxide scale on temperature-dependent interfacial heat transfer in hot stamping process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013; 213; pp 1475– 1483

- [Hu, 2016] Hu P., He B, Ying L., Numerical investigation on cooling performance of hot stamping tool with various channel designs. *Applied Thermal Engineering*, 2016; 96; pp 338–351
- [Hund, 2011] Hund, R., 2011. Continuous improvement of hot forming technology. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Kassel (Germany), 2011, 3rd international conference; pp 189-200
- [Hussainova, 2011] Hussainova I., Hamed E., Jasiuk I., Nanoindentation Testing and modeling of Chromium-Carbide-Based Composites. *Mechanics of Composite Materials*; 2011; Vol. 46; pp 667-678
- [Imran, 2011a] Imran M. K., Massod S. H., Brandt M., Bhattacharya S., Mazumder J., Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 2011; 528; 3342–3349
- [Imran, 2011b] Imran M. K., Massod S. H., Brandt M., Bimetallic dies with direct metal-deposited steel on Moldmax for high-pressure die casting application. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011; 52; pp 855-863
- [Jayakumar, 2015] Jayakumar K., Senthil kumar T., Shanmugarajan B., Review Article, Review study of laser cladding processes on Ferrous substrates, *International Journal of Advanced Multidisciplinary Research*, 2015; 2(6): pp: 72–87
- [Jesner, 2013] Jesner G., Gelder S., New High Performance Hot work Tool steel for Hot Stamping applications. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 415-422
- [KarbAsian, 2010] KarbAsian H., Tekkaya A.E, A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010; 210; pp 2103–2118

- [Kattire, 2015] Kattire P., Paul S., Singh R., Yan W., Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015; 20; pp 492–499
- [Kondratiuk, 2011] Kondratiuk J., Kuhn P., Tribological investigation on friction and wear behaviour of coatings for hot sheet metal forming. *Wear*, 2011; 270; pp 839–849
- [Kolleck, 2005] Kolleck R., Pfanner S., Kassegger H., Lind C., Technology Update – “Forming Technology and Vehicle Safety”. 2nd International Conference on: Deformation processing and structure of material. Proc. International Conference on Agility at the Helsinki University of Technology, Helsinki (Finland), 2005,; pp 69-75
- [Kolleck, 2009] Kolleck R., Aspacher J., Veit R., Efficiency of hot forming processes. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2009, 2nd international conference; pp 173 – 178
- [Kolleck, 2010] Kolleck R., Veit R., Tools and Technologies for Hot Forming with local Adjustment of Part Properties. *Material Science Forum*, 2010; Vols 638 – 642; pp 3919 - 3924
- [Kusumi, 2013] Kusumi K., Nomura N., Maki J., Formability and FEM Simulation of Steel Sheets in the Hot Stamping Process. *Nippon Steel Technical*, 2013; 103; pp 47-54
- [Lei, 2012] Lei C., Cui J., Xing Z., Fu H., Zhao H., Investigation of Cooling Effect of Hot-stamping Dies by Numerical Simulation. *Physics Procedia*, 2012; 25; pp 118–124
- [Leunda, 2011] Leunda J., Soria C., Sanz C., García Navas V., Laser Cladding of Vanadium-Carbide Tool Steels for Die Repair. *Physics Procedia*, 2011; 12; pp 345–352

- [Leunda, 2014] Leunda J., García Navas V., Soria C., Sanz C., Effect of laser tempering of high alloy powder metallurgical tool steels after laser cladding. *Surface & Coating Technology*, 2014; 259; pp 570-576.
- [Lim, 2014] Lim W. S., Choi H. S., Ahn S.Y., Kim B. M., Cooling channel design of hot stamping tools for uniform high-strength components in hot stamping process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014; 70; pp 1189–1203
- [Liu, 2013] Liu Y. Z., Jiang Y. H., Feng J., Zhou R., Elasticity, electronic properties and hardness of MoC investigated by first principles calculations. *Physica B*; 2013; Vol. 419; pp 45–50
- [Maalekian, 2007] Maalekian M, The Effects of Alloying Elements on Steels (I). Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren Christian, 2007
- [Medea, 2015] Medea F., Ghiotti A., Bruschi S., Bertolini R., Bariani P. F., Hamasaid A., Analysis of the Tribological Performances of New Tool Steels in Hot Stamping Applications. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Toronto (Canada), 2015, 5th international conference; pp 129-138
- [Merklein, 2006] Merklein M., Lechler J, Geiger M., Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5. *Annals of the CIRP*, 2006; Vol. 55/1
- [Merklein, 2008a] Merklein M., Lechler J., Soehr T., Characterization of tribological and thermal properties of metallic coatings for hot stamping boron manganese steels. *Proceedings of the 7th International Conference, Coatings in manufacturing engineering*, 2008; pp 219-228
- [Merklein, 2008b] Merklein, M., Lechler, J., Determination of material and process characteristics for hot stamping processes of

- quenchant ultra high strength steels with respect to a FE-based process design. SAE World Congress: Innovations in Steel and Applications of Advanced High Strength Steels for Automobile Structures, Detroit (USA), 2008; Paper No. 2008-0853.
- [Merklein, 2009] Merklein M., Lechler J., Stoehr T., Investigations on the thermal behavior of ultra high strength boron manganese steels within hot stamping. International Journal of Material Forming , 2009; Vol. 2; Suppl 1; pp 259–262
- [Merklein, 2011] Merklein M., Stoehr T., Svec T., Wieland M., Investigations on parameters influencing thermal and frictional properties within hot stamping. HTM Journal of Heat Treatment and Materials: Vol. 66, No. 6, pp. 335-341.
- [Merklein, 2014] Merklein M., Wieland M., Investigations on austenitization parameters influencing wear behavior within hot stamping. Procedia Engineering, 2014; 81; pp 1695 – 1700
- [Mozgovoy, 2014] Mozgovoy S., High Temperature Friction and Wear in Press Hardening. Licenciate Thesis, Lulea University of Technology, 2014
- [Mozgovoy, 2015] Mozgovoy S., Hardell J., Deng L., Oldenburg M., Prakash B., Simulative High Temperature Friction and Wear Studies for Press Hardening Applications. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Toronto (Canada), 2015, 5th international conference; pp 167-175
- [Muro, 2015] Muro M., Izaga J., Gorriño A., Angulo C., Tribological Characterization of Tool Steels for Hot Stamping. Advances in Materials & Processing Technologies Conference (AMPT2015), Madrid (Spain), 2015

- [Naganathan, 2010] Naganathan A., Hot Stamping of Manganese Boron Steel (Technology Review and Preliminary Finite Element simulations). Thesis, The Ohio State University, 2010
- [Naderi, 2011] Naderi M., Ketabchi M., Abbasi M., Bleck W., Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011; 211; pp 1117–1125
- [Narayanaswamy, 2016] Narayanaswamy B., Hodgson P., Beladi H., Comparisons of the two-body abrasive wear behaviour of four different ferrous microstructures with similar hardness levels. *Wear*, 2016; 350-351; pp 155–165
- [Navas, 2005] Navas C., Conde A., Fernández B.J., Zubiri F., de Damborenea J., Laser coatings to improve wear resistance of mould steel. *Surface & Coatings Technology* , 2015; 194;pp 136– 142
- [Neugebauer, 2009] Neugebauer R., Mueller B., Wagner A., Direct Rapid Tooling for Die Forging – a new challenge for Layer-Based Technologies. *The International Conference on Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping (VRAP 2009)*, Leiria (Portugal), 2009
- [Neugebauer, 2011] Neugebauer R., Schieck F., Rautenstrauch A., Bach M., Hot sheet metal forming: The formulation of graded component characteristics based on strategic temperature management for tool-based and incremental forming operations. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2011; 4; pp 180 - 188
- [Neugebauer, 2012] Neugebauer R., Schieck F., Polster S., Mosel A., Rautenstrauch A., Schönherr J., Pierschel N., Press hardening - An innovative and challenging technology. *Archives of civil and mechanical engineering*, 2012; 12; pp113-118

- [Nikravesh, 2015] Nikravesh M., Naderi M., Akbari G.H., Bleck W., Phase transformations in a simulated hot stamping process of the boron bearing steel. *Materials and Design*, 2015; 84; pp 18–24
- [Nishibata, 2013] Nishibata T., Kojima N., Effect of quenching rate on hardness and microstructure of hot-stamped Steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013; 577S; pp S549–S554
- [Niu, 2000] Niu H. J., Chang I. T. H., Microstructural Evolution during Laser Cladding of M2 High-speed Steel, 2000. *Metallurgical and Materials Transactions A*; 31A; pp 2615-2652
- [Okonkwo, 2012] Okonkwo P. C, Kelly G., Rolfe B. F., Pereira M.P., The effect of temperature on sliding wear of steel-tool steel pairs. *Wear*, 2012; 282-283; pp 22-30
- [Park, 2016a] Park J.S. , Park J. H., Lee M. G., Cho Y. J., Sung J. H., Cha K. J., KIM D. H., Effect of Energy Input on the Characteristics of AISI H13 and D2 Tool Steels Deposited by the Directed Energy Deposition Process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016; 47A; pp. 2529-2535
- [Park, 2016b] Park J.S. , Lee M. G., Cho Y. J., Sung J. H., Jeong M. S., Lee S. K., Choi Y. J., Kim D. H., Effect of Heat Treatment on the Characteristics of Tool Steel Deposited by the Directed Energy Deposition Process. *Metals and Materials International*, 2016; Vol. 22, No. 1; pp. 143-147
- [Pelcastre, 2012] Pelcastre L., Hardell J., Herrera N., Prakash B., Investigations into the damage mechanisms of form fixture hardening tools. *Engineering Failure Analysis*, 2012; 25; pp 219–226
- [Pelcastre, 2013a] Pelcastre L., Hardell J., Prakash B., Galling mechanisms during interaction of tool Steel and Al-Si coated ultra-high strength Steel at elevated temperature. *Tribology International*, 2013; 67; pp 263-271

- [Pelcastre, 2013b] Pelcastre L., High Temperature Galling: Influencing Parameters and Mechanisms. Doctoral Thesis, Lulea University of Technology, 2013.
- [Pelcastre, 2016] Pelcastre J., Hardell J., Rolland A., Prakash B., Influence of microstructural evolution of Al-Si coated UHSS on its tribological behavior against tool steel at elevated temperatures. Journal of Materials Processing Technology, 2016; Journal of Materials Processing Technology; 228; pp 117–124
- [Perez-Santiago, 2013] Perez-Santiago R., Billur E., Ademaj A., Sarmiento C., Berlanga R., Altan T., Hot Stamping a B-pillar with Tailored Properties: Experiments and Preliminary Simulations Results. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 83-90
- [Pujante, 2011] Pujante J., Vilaseca M., Eriksson K., Clobes J., Alsmann M., Casellas D., Wear Mechanism Identification on Hot stamping Tools. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Kassel (Germany), 2011, 3rd international conference; pp 377-384
- [Pujante, 2013] Pujante J., Ramirez G., Ademaj A., Steinhoff K., Dessain C., Vilaseca M., Casellas D., Measurement of Adhesive Wear on Hot Forming Tools. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 371-378
- [Rahn, 2013] Rahn R., Schruff I., Modern tool steels hot forming sheet metal forming applications. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013; 4th international conference; pp 489-496

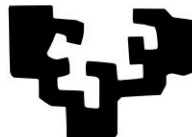
- [Rahn, 2015] Rahn R., Schruff I., The Selection of Tool Steels for Hot-Stamping Tools with Respect to Increased Loads. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Toronto (Canada), 2015; 5th international conference; pp 659-668
- [Riera, 2008] Riera M. D., Coussirat M. G., Guardo A. J., Valls I, Casellas D., Simulation of hot stamping processes. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Kassel (Germany), 2008, 1st international conference; pp 119-131
- [Salazar, 2012] Salazar López B., Proceso de conformado. E-Resources, Training and Technology, 2012. <http://www.ingenieriaindustrialonline.com>
- [Schaeffler, 2007] Schaeffler D. J., Introduction to advanced high-strength steels – Part I. Stamping Journal 2005
- [Schieck, 2011] Schieck F., Hochmuth C., Polster S., Mosel A., Modern tool design for component grading incorporating simulation models, efficient tool cooling concepts and tool coating systems. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2011; 4; pp 189–199
- [Schuler Group] Forming the future. Press hardening with pch flex – fast, flexible, cost-effective. <https://www.schulergroup.com>
- [Sobiech, 2013] Sobiech M., Fopp D., Ramm J., Müller A., Reiter A., Rudigier H., New PVD Coating Approaches for Hot Stamping Applications. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 215-222
- [Somani, 2001] Somani M.C., Karjalain L.P., Eriksson, M., Oldenburg, M., Dimensional changes and microstructural evolution in a B-bearing steel in the simulated forming and quenching process. ISIJ International 2011; Vol. 41, No. 4; pp. 361–367.

- [Steinbeiss, 2007] Steinbeiss H., So H., Michelitsch T., Hoffmann H., Method for optimizing the cooling design of hot stamping tools. *Production Engineering Research and Development*, 2007; 1; pp 149-155
- [Suehiro, 2003] Suehiro M, Kusumi K, Maki J, Ohgami M, Miyakoshi T., Properties of aluminium coated steels for hot forming. *Nippon Steel Technical*, 2003; 88; pp 16-21
- [Telasang, 2014] Telasang G., Dutta Majumdar J., Padmanabham G., Tak M., Manna I., Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel. *Surface & Coatings Technology*, 2014; 258; pp 1108–1118
- [Telasang, 2015] Telasang G., Dutta Majumdar J., Wasekar N., Padmanabham G., Manna I., Microstructure and Mechanical Properties of Laser Clad and Post-cladding Tempered AISI H13 Tool Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015; 46A; pp 2309-2321
- [Tian, 2012] Tian X., Zhang Y., Li J., Investigation on Tribological Behavior of Advanced High Strength Steels: Influence of Hot Stamping Process Parameters. *Tribology Letters*, 2012; 45; pp 489–495
- [Ukadgaonker, 2008] Ukadgaonker V. G., Bhat S., Jha M., Desai P.B., Fatigue crack growth towards the weld interface of alloy and maraging steels. *International Journal of Fatigue*, 2008; 30; pp 689–705
- [Valls, 2010] Valls I., Casas B., Rodríguez N., Paar U., Benefits from using high thermal conductivity tool steels in the hot forming of steels. *La metallurgia Italiana*, 2010; n. 1-12; pp 23-28
- [Valls, 2013] Valls I., A New Grade of High Thermal Conductivity Tool Steel for Press Hardening Tools. Hot sheet metal forming of high performance steel, CHS², Luleå (Sweden), 2013, 4th international conference; pp 497-504

- [Vilaseca, 2013] Vilaseca M. Pujante J., Ramírez G., Casellas, D., Investigation into adhesive wear of PVD coated and uncoated hot stamping production tools. *Wear*, 2013; 308; pp148-154
- [Voss, 1967] Voss H., Wetter E, Nethöfel F. Verschleißverhalten von vergütbaren Gesenkstählen. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 1967; 5; pp 379-387
- [Wang, 2006] Wang S. H., Chen J. Y., Xue L., A study of the abrasive wear behaviour of laser-clad tool steel coatings. *Surface & Coatings Technology*, 2006; 200; pp 3446– 3458
- [Wegst, 2007] Wegst C., Wegst M., *Stanlschüssel* (21 ed), 2007. Marbach, Germany
- [Weiß, 2010] Weiß W., Vollmer R., Kolleck, R., Application of Laser Cladding in Forming and Cutting Processes - Functionally Graded Coatings. *International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies (AMPT2010)*, Paris (France), 2010; pp 1151 – 1156
- [Weisheit, 2013] Weisheit A., Gasser A., Backes G., Jambor T., Pirch N., Wissenbach K., Chapter 5 Direct Laser Cladding, Current Status and Future Scope of Application. *Laser-Assisted Fabrication of Materials*, 2013; 161; pp 221-240
- [Wieland, 2012] Wieland M., Merklein M., Wear Behavior of Uncoated and Coated Tools under Complex Loading Conditions. *Tribology in Industry*, 2012; 34; 1; pp 11-17
- [Windmann, 2015] Windmann M., Röttger A., Theisen W., Wear mechanisms of coated steels during press hardening. *International Conference on Stone and Concrete Machining (ICSCM)*, Bochum (Germany), 2015; 3; pp 229-235
- [Wu, 2013] Wu L., Yao T., Wang Y., Zhang J., Xiao F., Liao B., Understanding the mechanical properties of vanadium

- carbides: Nano-indentation measurement and first-principles calculations. *Journal of Alloys and Compounds*; 2013; Vol. 548; pp 60–64
- [Yanagida, 2010] Yanagida A., Kurihara T., Azushima A., Development of tribo-simulator for hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010; 210; pp 456–460
- [Yang, 2015] Yang J., Huang J., Fan D., Chen S., Microstructure and wear properties of Fe–6wt.%Cr–0.55wt.%C–Xwt.%Nb laser cladding coating and the mechanism analysis. *Materials and Design*, 2015; 88; pp 1031–1041
- [Ying, 2014] Ying X., Zhong-de S., Design parameter investigation of cooling systems for UHSS hot stamping dies. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014; 70; pp 257–262
- [Zhang, 2015] Zhang Z., Gao P., Liu C., Li x., Experimental and Simulation Study for Heat Transfer Coefficient in Hot Stamping of High-Strength Boron Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2015; Vol. 46B; pp 2419-2422
- [Zhao, 2016] Zhao K., Chang Y., Hu P., Wu Y., Influence of rapid cooling pretreatment on microstructure and mechanical property of hot stamped AHSS part. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016; 228; pp 68–75

eman ta zabal zazu



Universidad
del País Vasco

Euskal Herriko
Unibertsitatea

IK4  AZTERLAN
Research Alliance

