

UNIVERSIDAD DE OVIEDO

**DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE LOS MATERIALES
E INGENIERÍA METALÚRGICA**

TESIS DOCTORAL

**OPTIMIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LOS ACEROS Y
FUNDICIONES DE ALTO CROMO UTILIZADOS EN LA
FABRICACIÓN DE CILINDROS DE LAMINACIÓN**

**Autora: Inés Fernández Pariente
Director: Francisco Javier Belzunce Varela**

Noviembre 2004



Reservados todos los derechos
© El autor

Edita: Universidad de Oviedo
Biblioteca Universitaria, 2009
Colección Tesis Doctoral-TDR nº 44
ISBN 978-84-691-7824-9
D.L.: AS. 05362-2008

*A mis padres, José María y Mayte,
y a mi hermana*

Isabel.

AGRADECIMIENTOS

‘...y al final llegó el final’ (*J. Sabina*). Era septiembre de 2.001 cuando comenzaba la andadura de una investigación que un año después formaría parte de mi trabajo de investigación, y otros dos años más tarde pasaría a formar parte de mi tesis... A lo largo de todo este tiempo, han sido muchas las personas que me ha brindado su ayuda, sin la cual esta tesis no habría sido la que es y a las cuales quiero mostrar mis agradecimientos.

El primero de todos es para Francisco Javier Belzunce Varela, director de esta tesis, por guiarme en este amplio trabajo, por resolver muchas de mis dudas al respecto, por su tiempo y dedicación.

A mis compañeros Cristina Rodríguez y Julio Riba, por prestarme también parte de su tiempo durante la realización de los ensayos de tenacidad a fractura y análisis microestructural mediante microscopía electrónica respectivamente.

A los maestros de taller Juan Rojo y Roberto García, por su colaboración desinteresada en diversas ocasiones.

A mis compañeros de ‘fatigas’ Luis Chacón, Juan González y Abdelkader Ziadi, por los ratos compartidos en el laboratorio y su inestimable ayuda en muchas ocasiones.

A mis padres y a mis amigos Lourdes Sordo y Antonio Tienda, por acompañarme a horas intempestivas al laboratorio a sacar probetas del horno.

A mis compañeros del departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

A la empresa Fundición Nodular S.A., por suministrarme los materiales objeto de estudio de esta tesis.

Índice



ÍNDICE

1. INTRODUCCIÓN	3
2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO	9
2.1 TRENES DE LAMINACIÓN DE BANDAS EN CALIENTE.....	9
2.2 CILINDROS DE LAMINACIÓN	11
2.2.1 <i>MATERIALES DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN EN CALIENTE</i>	13
2.2.1.1 Acero con alto contenido en cromo	13
2.2.1.2 Fundición blanca con alto contenido en cromo	14
2.2.1.2 Fundición nodular.....	16
2.2.2 <i>MÉTODOS DE FABRICACIÓN DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN</i>	16
2.2.2.1 Fabricación de cilindros simples	16
2.2.2.2 Fabricación de cilindros compuestos.....	18
2.2.2.2.1 <i>Colada centrífuga</i>	19
2.2.2.2.2 <i>Proceso de colada continua del revestimiento (CPC)</i>	20
2.2.2.2.3 <i>Revestimiento con el sistema ESR (ESR-Bimetal Electroslag Remelting)</i>	21
2.2.2.2.4 <i>Presión isostática en caliente (HIP-Hot Isostatic Pressing)</i>	22
2.2.4.2.5 <i>Revestimiento pulverizado con el proceso Osprey</i>	23
2.2.3 <i>TRAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN</i>	23
2.2.3.1 Temple.....	25
2.2.3.2 Revenido.....	26
2.2.4 <i>ALGUNAS PROPIEDADES DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN</i>	27
2.2.5 <i>CONDICIONES DE TRABAJO DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN EN CALIENTE</i> ..	28
3. MATERIALES	39
3.1 COMPOSICIONES QUÍMICAS DE LOS MATERIALES DE LOS CILINDROS	39
3.1.1 <i>CILINDRO DE ACERO ALTO EN CROMO-FUNDICIÓN NODULAR</i>	39
3.1.2 <i>CILINDRO DE FUNDICIÓN BLANCA DE ALTO CONTENIDO EN CROMO-FUNDICIÓN NODULAR</i>	40
3.1.3 <i>FUNDICIÓN NODULAR</i>	42
4. TÉCNICAS EXPERIMENTALES	45
4.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS	45



4.1.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO CON ALTO CONTENIDO EN CROMO.....	45
4.1.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS PARA LA FUNDICIÓN BLANCA CON ALTO CONTENIDO EN CROMO	49
4.2 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS	54
4.3 ANÁLISIS METALOGRAFICO	56
4.3.1 MICROSCOPIA	57
4.3.1.1 Microscopía óptica	57
4.3.1.1.1 Determinación del porcentaje de carburos eutécticos.....	59
4.3.1.2 Microscopía electrónica de barrido	60
4.4 ENSAYO DE DIFRACCIÓN POR RAYOS X	61
4.5 ENSAYOS DE DUREZA Y MICRODUREZA	65
4.6 ENSAYOS DE TRACCIÓN	66
4.7 ENSAYOS DE COMPRESIÓN EN CALIENTE	68
4.8 DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD A FRACTURA	70
4.9 ENSAYOS DE OXIDACIÓN	73
4.10 ENSAYOS DE DESGASTE A TEMPERATURA AMBIENTE	75
4.11 ENSAYOS DE DESGASTE EN CALIENTE	78
5. TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO CON ALTO CONTENIDO EN CROMO	85
5.1 ESTADO BRUTO DE MOLDEO.....	85
5.1.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS.....	85
5.1.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	85
5.1.3 MICROESTRUCTURA	86
5.1.4 DUREZA Y MICRODUREZA	88
5.1.5 CUADRO DE RESULTADOS.....	88
5.2 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON UN TIEMPO DE AUSTENIZACIÓN DE 1 HORA ...	88
5.2.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS.....	89
5.2.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	89
5.2.3 MICROESTRUCTURA	91
5.2.4 DUREZA	94
5.2.5 MICRODUREZA.....	94
5.2.6 CUADRO DE RESULTADOS PARA LAS PROBETAS AUSTENIZADAS DURANTE 1 HORA	96



5.3 EFECTO DEL TIEMPO DE AUSTENIZACIÓN EN EL TRATAMIENTO DE TEMPLE A 1.000°C	96
5.3.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS	97
5.3.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	97
5.3.3 MICROESTRUCTURA	98
5.3.4 DUREZA	99
5.3.5 MICRODUREZA.....	100
5.3.6 CUADRO DE RESULTADOS.....	101
5.4 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 5 HORAS MÁS REVENIDO SIMPLE	102
5.4.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS.....	102
5.4.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	102
5.4.3 MICROESTRUCTURA	103
5.4.4 DUREZA	104
5.4.5 MICRODUREZA.....	105
5.4.6 CUADRO DE RESULTADOS.....	106
5.5 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 5 HORAS MÁS DOBLE REVENIDO	106
5.5.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS.....	106
5.5.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	107
5.5.3 MICROESTRUCTURA	107
5.5.4 DUREZA	108
5.5.5 MICRODUREZA.....	109
5.5.6 CUADRO DE RESULTADOS.....	110
5.6 TRATAMIENTOS DE TEMPLE EN PROBETAS CON UNA AUSTENIZACIÓN DE 12 HORAS.....	111
5.6.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	111
5.6.2 MICROESTRUCTURA	112
5.6.3 DUREZA Y MICRODUREZA	115
5.7 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 12 HORAS MÁS REVENIDO SIMPLE	116
5.7.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	116
5.7.2 DUREZA Y MICRODUREZA	116
5.8 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 12 HORAS MÁS DOBLE REVENIDO	118



5.8.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	118
5.8.2 MICROESTRUCTURA	118
5.8.3 DUREZA Y MICRODUREZA	120
6. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA FUNDICIÓN BLANCA CON ALTO CONTENIDO EN CROMO.....	125
6.1 PROBETAS EN ESTADO BRUTO DE MOLDEO	125
6.1.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS.....	125
6.1.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	125
6.1.3 MICROESTRUCTURA	126
6.1.4 DUREZA Y MICRODUREZA	129
6.2 TRATAMIENTOS DE REVENIDO SIMPLES	130
6.2.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	130
6.2.2 MICROESTRUCTURA	131
6.2.3 DUREZA	133
6.2.4 MICRODUREZA.....	134
6.2.5 CUADRO DE RESULTADOS.....	135
6.3 TRATAMIENTOS DE REVENIDO DOBLES	135
6.3.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	135
6.3.2 MICROESTRUCTURA	136
6.3.3 DUREZA	139
6.3.4 MICRODUREZA.....	140
6.3.5 CUADRO DE RESULTADOS.....	141
6.4 TRATAMIENTOS DE TEMPLE DURANTE 5 HORAS	141
6.4.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS.....	141
6.4.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	142
6.4.3 MICROESTRUCTURA	143
6.4.4 DUREZA	147
6.4.5 MICRODUREZA.....	148
6.4.6 CUADRO DE RESULTADOS.....	149
6.5 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C MÁS REVENIDO SIMPLE	150
6.5.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	151
6.5.2 MICROESTRUCTURA	151
6.5.3 DUREZA	152



6.6 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.050°C MÁS REVENIDO SIMPLE	153
6.6.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	153
6.6.2 MICROESTRUCTURA	154
6.6.3 DUREZA	155
6.7 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C MÁS DOBLE REVENIDO	156
6.7.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	157
6.7.2 MICROESTRUCTURA	157
6.7.3 DUREZA	159
6.7.4 MICRODUREZA	160
6.8 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.050°C MÁS DOBLE REVENIDO	161
6.8.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	161
6.8.2 MICROESTRUCTURA	161
6.8.3 DUREZA	163
6.8.4 MICRODUREZA	165
7. PROPIEDADES TECNOLÓGICAS DEL ACERO Y DE LA FUNDICIÓN DE ALTO CROMO OPTIMIZADOS	169
7.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS OPTIMIZADOS	169
7.2 ENSAYO DE TRACCIÓN	170
7.3 ENSAYO DE COMPRESIÓN EN CALIENTE	171
7.4 ENSAYOS DE TENACIDAD A FRACTURA	177
7.5 ENSAYOS DE OXIDACIÓN	184
7.6 ENSAYOS DE DESGASTE	194
7.6.1 ENSAYOS DE DESGASTE A TEMPERATURA AMBIENTE	195
7.6.2 ENSAYOS DE DESGASTE EN CALIENTE	202
8. CONCLUSIONES	211
9. BIBLIOGRAFÍA	217



UNIVERSIDAD DE OVIEDO

DEPARTAMENTO: CIENCIA DE LOS MATERIALES E INGENIERÍA METALÚRGICA

PROGRAMA DE DOCTORADO: CIENCIA Y TECNOLOGÍA DE MATERIALES

TÍTULO DE LA TESIS: OPTIMIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LOS ACEROS Y FUNDICIONES DE ALTO CROMO UTILIZADOS EN LA FABRICACIÓN DE CILINDROS DE LAMINACIÓN

RESUMEN

Los cilindros de laminación de los trenes de bandas en caliente trabajan bajo unas severas condiciones de servicio, teniendo que soportar fuertes desgastes y fenómenos de fatiga térmica que provocan la aparición de grietas superficiales.

Las propiedades exigidas a la región superficial de la tabla de estos cilindros (resistencia al desgaste, a la oxidación, a la fatiga térmica, etc.) son muy diferentes de las requeridas en el interior de los mismos (resistencia mecánica y tenacidad especialmente), por lo que se utilizan normalmente los cilindros bimetálicos.

Las propiedades finales de estos materiales dependen tanto de su composición química como del tratamiento térmico suministrado. En este trabajo de investigación se han pretendido obtener los tratamientos térmicos óptimos de dos calidades diferentes de materiales, un acero alto en cromo y una fundición blanca alta en cromo, utilizados en la capa de los cilindros de los trenes de bandas en caliente. Para ello se ha evaluado el efecto de la variación de las temperaturas y los tiempos de permanencia en el horno sobre la microestructura y la dureza de estos productos. Finalmente, una vez definidos los tratamientos térmicos óptimos, se determinó el comportamiento de estos productos ante sollicitaciones más próximas a las de servicio, como la compresión en caliente, la fractura en presencia de grietas, oxidación y desgaste.



UNIVERSITY OF OVIEDO

DEPARTAMENT: MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING METALLURGY

DOCTORATE PROGRAM: SCIENCE AND TECHNOLOGY OF MATERIALS

THESIS TITLE: MICROSTRUCTURAL OPTIMIZATION OF HIGH CHROMIUM STEELS
AND WHITE CASTS IRONS USED IN THE MANUFATURING OF ROLLINSG ROLLS

ABSTRACT

Hot strip mill rolling rolls have to work under severe service conditions, such as thermal fatigue, and wear, so that surface cracks are always generated.

Roll surface properties (wear, oxidation and thermal fatigue resistances) are quite different from the properties required in the internal region of the rolls (toughness and mechanical resistance), so that nowadays bimetallic rolls are usually employed.

The final properties of these rolls are dependent from their chemical composition and thermal treatment. In this research work, the optimal heat treatments of two different products, a high chrome steel and a high chrome white cast iron were determined. The temperatures and maintenance time during the heat treatments were modified and the corresponding microstructure and hardness evaluated. Finally, on the optimised heat treatments of both products, other properties closer to the final in-service behaviour of the rolls were also evaluated, such as fracture toughness, hot compression, oxidation behaviour and wear.

Introducción



1. INTRODUCCIÓN

Los cilindros de laminación son los elementos principales de los trenes de laminación, cuya misión es deformar plásticamente a compresión los materiales a laminar consiguiendo con ello una reducción de la sección de dichos productos.

Los cilindros de laminación utilizados en la industria del acero para la conformación del metal están sometidos a condiciones altamente complejas y severas. El desgaste, bajo la forma de la abrasión o adhesión metal contra metal, y los fenómenos de fatiga térmica (laminación en caliente) ocasionan la degradación de los cilindros, especialmente cuando se combinan con la oxidación y la corrosión. Este entorno extremadamente agresivo, junto con la exigencia de una mayor productividad con tolerancias más estrictas del producto acabado, obliga a esta industria a desarrollar nuevos materiales constitutivos de los cilindros de laminación.

Dentro de los mecanismos que causan el fallo de los cilindros se pueden establecer dos categorías:

-fallos catastróficos, tales como la rotura de los cuellos, grietas que atraviesen el cuerpo del cilindro y desconches.

-deterioro superficial, donde la degradación de la superficie o la disminución del diámetro del cilindro obliga a retirar el cilindro del servicio.

En muchas ocasiones, en los cilindros convencionales se ha sacrificado resistencia al desgaste superficial a fin de asegurar que el núcleo del cilindro tuviese suficiente ductilidad y tenacidad para evitar el peligro de un fallo catastrófico. A partir de esta problemática empiezan a utilizarse cilindros bimetálicos, fabricados a partir de un núcleo tenaz y dúctil y una capa dura y resistente al desgaste, evitando así sacrificar tenacidad por resistencia.

A finales de los 60 se introduce en la industria la fundición centrífuga, el sistema de fabricación más competitivo para la producción de cilindros compuestos para los trenes de bandas en caliente (*Lowe, 1.996*). Se utiliza un molde rotativo, en el que se cuela en primer lugar el caldo del material que va a formar la tabla del cilindro y aprovechando la fuerza centrífuga, el material se adapta a las paredes del molde, solidificando en la forma deseada. Una vez solidificada la capa externa, se vierte un segundo caldo del material que va a formar el núcleo y los cuellos del cilindro y se deja solidificar ya estáticamente. Es necesario realizar un buen control de las condiciones del proceso en el momento de verter el segundo caldo, con el fin de lograr la fusión completa de la intercara capa-núcleo, evitando al mismo tiempo una mezcla excesiva de ambos productos, para asegurar la formación de una intercara sana y sin defectos.



En general, el deterioro superficial de los cilindros de laminación es función de la condición física y de la composición química de la capa superficial. Concretamente, en el caso de los cilindros de laminación de los trenes de bandas en caliente, el material a laminar se desplaza a lo largo de los cilindros a una velocidad considerablemente menor que en el caso de otros tipos de trenes, por lo que la transferencia de calor a los cilindros es mayor. El enfriamiento continuo con agua al que también están sometidos los cilindros tras abandonar el contacto con el material a laminar, hace que una importante causa del deterioro de la superficie de los cilindros sea la corrosión.

Para combatir este problema, una de las técnicas utilizadas en estos casos y en general en todo el mundo, es utilizar materiales con elevados porcentajes de cromo en la composición de la tabla del cilindro (*Atamert, 1996*). Precisamente, este tipo de materiales son los que van a ser estudiados en este trabajo de investigación, concretamente un acero con un porcentaje en cromo en torno al 12% en peso y una fundición blanca cuyo porcentaje en cromo ronda el 18% en peso.

Las propiedades finales de los materiales además de depender de su composición química dependen del tratamiento térmico al que son sometidos. En este trabajo de investigación se pretende obtener los tratamientos térmicos óptimos de las dos calidades mencionadas. Para ello se han modificado las temperaturas de los tratamientos y los tiempos de permanencia en el horno a las citadas temperatura, realizando posteriormente ensayos de difracción de rayos X, de dureza y microdureza Vickers, conteo de la fracción volumétrica de carburos y observando las muestras mediante microscopía óptica y electrónica, con el fin de elegir el tratamiento térmico óptimo.

Finalmente, para evaluar los efectos del tratamiento térmico elegido, se realizaron ensayos de tracción, compresión en caliente, de tenacidad a la fractura, de desgaste y de oxidación.

La estructura adoptada en este trabajo es la siguiente:

1. *Introducción*: describe el trabajo realizado y su estructura general.
2. *Estado del conocimiento*: recoge una descripción de los trenes de laminación de bandas en caliente, de los cilindros de laminación (objeto fundamental de este estudio), de sus propiedades, de sus condiciones de trabajo, de sus métodos de fabricación, de los materiales que se emplean para estos usos y de sus tratamientos térmicos más comunes.
3. *Materiales*: se especifican las composiciones de los materiales que se han utilizado en este trabajo.
4. *Técnicas Experimentales*: recoge los tratamientos térmicos a los que han sido sometido los materiales objeto de este estudio y la manera de realizarlos. Además se describe como se han llevado a cabo los distintos ensayos utilizados para el análisis de dichos materiales.



5, 6 y 7. *Resultados*: se presentan los resultados más significativos obtenidos en el estudio de las muestras utilizando los métodos descritos en el capítulo anterior. El capítulo 5 se dedica al estudio experimental del tratamiento térmico del acero de alto contenido en cromo, en el capítulo 6 se expone el estudio relativo al tratamiento térmico de la fundición de alto contenido en cromo y en el capítulo 7 se presentan los resultados de los ensayos tecnológicos realizados sobre ambos materiales una vez fueron sometidos a sus respectivos tratamientos térmicos óptimos.

8. *Conclusiones*: del análisis de los resultados obtenidos, se extraen las conclusiones, que resumen los nuevos conocimientos aportados sobre el tema objeto de estudio.

9. *Bibliografía*: recoge las diferentes referencias bibliográficas en las que se ha apoyado el presente trabajo.

Estado del conocimiento

2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO

2.1 TRENES DE LAMINACIÓN DE BANDAS EN CALIENTE

El proceso de laminación consiste en hacer pasar un material entre dos cilindros que giran a la misma velocidad pero en sentido contrario, con el fin de conseguir una reducción en la sección de dicho material (figura 2.1).

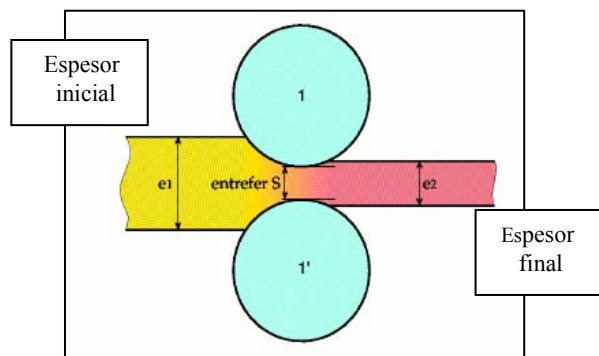


Figura 2.1 Esquema de laminación

El elemento básico para laminar se conoce con el nombre de 'caja' y se compone esencialmente de los cilindros (dos normalmente, cajas dúo, y cuatro si se desea conseguir una reducción mayor, cajas cuarto) y de una estructura llamada castillete que sirve de soporte (*Solis, 1.992*).

En muchas ocasiones es necesario más de una pasada de laminación para conseguir el espesor de material deseado, por lo que se disponen varias cajas, unas a continuación de otras dando lugar a lo que se conoce como trenes continuos de laminación (figura 2.2 y 2.3).

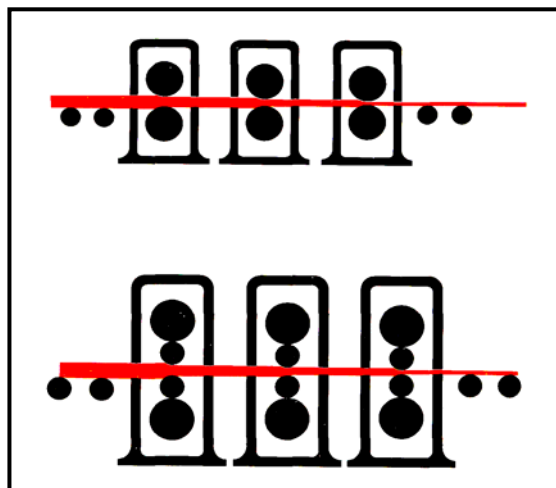


Figura 2.2 Esquema de trenes de laminación continuos de cajas dúo y cuarto



Figura 2.3 Tren de laminación de bandas de la empresa Aceralia

Según el orden de colocación dentro del tren de bandas, las cajas pueden clasificarse en cajas desbastadoras o en cajas acabadoras.

Las *cajas desbastadoras* son las primeras cajas del tren de bandas en caliente. Su número es variable en función del espesor a reducir, siendo 4 ó 5 la cantidad más frecuente. Se denominan R1, R2...R5... y es en ellas donde se produce la mayor reducción de espesor, perdiendo el desbaste normalmente unos 50mm al pasar por la primera caja y disminuyendo progresivamente la reducción de espesor en las sucesivas etapas hasta perder unos 26mm al pasar por la última caja desbastadora. A medida que la banda va pasando por las distintas cajas y perdiendo espesor, va aumentando su velocidad (de 60m/min en R1 a casi 200m/min en R5 aproximadamente), lo que hace que vaya disminuyendo el tiempo de contacto del material caliente con los cilindros (0,15s en R1 y 0,03s en R5 aproximadamente). En cambio, la fuerza que los cilindros ejercen sobre la banda va en aumento conforme la banda se enfría (aumenta su límite elástico), desde unos 65MPa en R1 hasta unos 150MPa en R5.

Las *cajas de acabado o acabadoras* van colocadas al final del tren y su número también puede variar de unos trenes a otros, siendo 6 ó 7 el número normal. Su denominación es F1,F2...F7...La reducción de espesor que realizan es menor que en las cajas desbastadoras y también va

disminuyendo progresivamente a lo largo de las cajas, perdiendo la banda alrededor de 7,5mm en F1 hasta perder aproximadamente 0,2mm en la última.

La velocidad de la banda aumenta mucho más en esta parte del tren, alcanzando los 640m/min en la última caja, siendo la velocidad de entada en F1 de aproximadamente 80m/min. Este aumento de velocidad implica una disminución en el tiempo de contacto del material laminado por el cilindro, pasando de ser aproximadamente 0,055s en F1 a 0,001s en F7.

De la misma manera que en las cajas desbastadoras, la fuerza que ejerce el cilindro sobre la banda que se está laminando va en aumento a medida que se avanza por las distintas cajas, pasando de 190MPa en F1 a unos 400MPa en F7 debido fundamentalmente a la disminución de la temperatura de la banda (*Blazevic, 2.002*). De este modo resulta claro que las condiciones de trabajo y las exigencias que se piden a los cilindros son bien diferentes en las distintas cajas de los trenes de bandas en caliente.

La banda a laminar debe calentarse antes de comenzar la laminación en el tren para aprovechar así la mayor ductilidad que tiene el material a alta temperatura. A estos trenes se les conoce como trenes de laminación de bandas en caliente y son precisamente los cilindros de trabajo de este tipo de trenes los que se van a estudiar en esta investigación.

2.2 CILINDROS DE LAMINACIÓN

Los cilindros de laminación son los elementos principales de los trenes de laminación, cuya misión es deformar plásticamente el desbaste o la banda, consiguiendo con ello una reducción de la sección de estos productos. La forma general de esos cilindros se muestra en la figura 2.4.

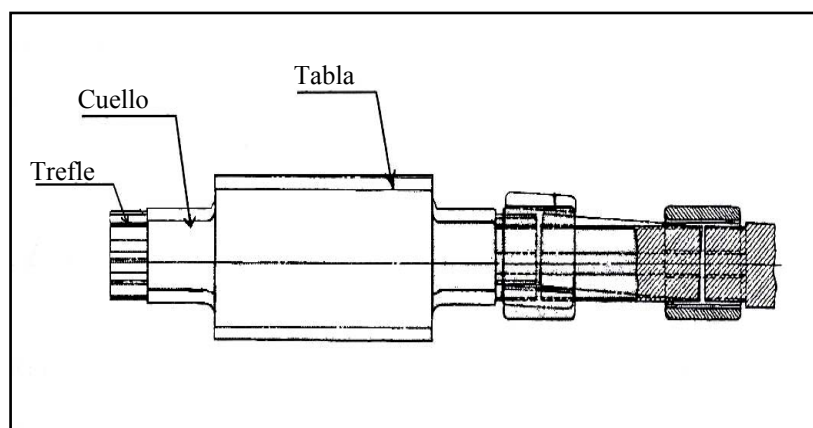


Figura 2.4 Esquema de un cilindro de laminación



Se denomina ‘tabla’ a la parte central superficial del cilindro. Dicha zona es la que establece contacto con el material a laminar. A ambos extremos de la tabla se encuentran los cuellos, que se apoyan en los cojinetes, y a continuación de éstos, las partes extremas del cilindro denominadas trefles, que sirven para conectar en ellas los acoplamientos y alargaderas para su accionamiento, que pueden presentar diferentes formas (trébol, planas, cilíndricas...).

En función de los tipos de productos que se vayan a laminar, las tablas de los cilindros presentan distintas geometrías. Las de los cilindros de los trenes de laminación de bandas en caliente, destinados a laminar productos planos, son cilíndricas o con una ligera convexidad con objeto de compensar la flexión durante la laminación.

Los tamaños de los cilindros en este tipo de trenes varían en función de la posición de la caja dentro del tren. Los de las dos primeras cajas desbastadoras suelen tener el mismo diámetro, unos 1.000mm aproximadamente, siendo los del resto de las cajas desbastadoras algo más pequeños (unos 900mm de diámetro) y todos iguales. Algo más pequeños son los cilindros de las cajas acabadoras, rondando su diámetro los 750mm y también suelen ser todos iguales (*Blazevic, 2.002*).

Las propiedades requeridas en las distintas partes de los cilindros de laminación son completamente diferentes. Los cuellos y el interior de los cilindros deben soportar esfuerzos mucho menores que las tablas, por lo que los materiales que los componen deben tener elevada tenacidad y resistencia (aceros poco aleados o fundiciones nodulares). En cambio, la parte exterior de la tabla, debe ser mucho más resistente a la abrasión, oxidación y a la fatiga térmica, así como soportar la degradación de la superficie causada por el contacto con el material laminado y el movimiento relativo entre ambos, por lo que el material de esta zona debe ser muy duro y resistente al desgaste (*Werkin, 1.993*).

Las altas propiedades de la zona exterior de la tabla del cilindro se consiguen a base de microestructuras con la presencia abundante de carburos, formados mediante la adición de elementos aleantes, como cromo, molibdeno, vanadio...los cuales, sin embargo, son perjudiciales para asegurar una alta tenacidad en la zona interior de la tabla. La mejor solución para adaptarse a estas necesidades contrarias, es usar un material distinto para las dos regiones diferenciadas del cilindro, fabricando un cilindro bimetálico. Estos cilindros están constituidos por un material en el interior, que también forma los dos cuellos, al que se conoce como núcleo, y uno exterior al que comúnmente se le conoce como camisa, capa o tabla (*Gaspard, 2.000*).



2.2.1 MATERIALES DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN EN CALIENTE

En este trabajo se van a estudiar dos calidades distintas de cilindros. Uno de ellos está compuesto por un acero alto en cromo en la capa y una fundición nodular en el núcleo, mientras que el otro tiene una fundición blanca con alto contenido en cromo en la capa y al igual que el primero, una fundición nodular en el núcleo.

2.2.1.1 Acero con alto contenido en cromo

Los cilindros de acero con alto contenido en cromo fueron introducidos en el mercado a principios de 1.980 por Chavanne-Kétin y son actualmente usados universalmente (*Werkin, 1.993*).

El cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados. Se suele emplear en cantidades diversas, desde 0,3 a 30%, según los casos. Aumenta la dureza y la resistencia de los aceros, mejora la templabilidad, disminuye las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste, la inoxidableidad, etc.

En presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos, y, en cambio, cuando el acero es de muy bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los carburos formados por este elemento no son siempre carburos simples; con bastante frecuencia se presentan asociados con el carburo de hierro y a veces, forman carburos complejos de dos o más elementos. La naturaleza de estos compuestos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación.

En general, los carburos que forman los diferentes elementos de aleación son duros y frágiles, y en especial los de cromo y vanadio son más duros y resistentes al desgaste que los demás (*Apraiz, 1.975*).

El cromo, desde un 5% en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca. Por eso, para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750°C, los aceros utilizados suelen ser de alto contenido en cromo. Simultáneamente, contenidos crecientes de cromo en solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de éste, y por tanto le confieren refractariedad.

La presencia del cromo en el acero, además, al formar un film superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la serie electroquímica. Así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12% en peso. Por este motivo los aceros con más de 12% de cromo reciben el nombre de aceros inoxidables. Esta resistencia a la corrosión resultará tanto peor cuando mayor sea el contenido de carbono debido



a la presencia de carburos de cromo. En las zonas contiguas a estos carburos, disminuye el contenido de cromo (porcentajes inferiores al 12%) formándose aureolas descromadas que pasan a ser anódicas y son atacadas.

Otra cualidad interesante del cromo es su efecto sobre las temperaturas críticas de transformación del hierro. El cromo amplía la estabilidad del hierro delta, y también incrementa la temperatura de transformación del hierro γ en hierro α , es decir, tiene un carácter alfégeno.

El cromo también tiene cierta incidencia en la templabilidad de la austenita: la hace más estable a las transformaciones durante el enfriamiento continuo, disminuyendo su temperatura de inicio de formación en martensita M_s . Por ello, en los aceros con altas proporciones de cromo, a pesar de ser enfriados lentamente, puede no tener lugar la transformación perlítica de la austenita, que requeriría descensos de temperatura aún más lentos y aquella austenita se transformará parcialmente en martensita y quedará, a temperatura ambiente, una cierta proporción de austenita residual sin transformar (*Pero-Sanz, 1994*).

2.2.1.2 Fundición blanca con alto contenido en cromo

En las fundiciones blancas, todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Son normalmente aleaciones hipoeutécticas y se caracterizan por su dureza y resistencia al desgaste, siendo sumamente quebradizas y difíciles de mecanizar. Esta fragilidad y falta de maquinabilidad limita la utilización industrial de las fundiciones totalmente blancas, quedando reducido su empleo a aquellos casos en los que no se precise ductilidad.

Para mejorar las propiedades mecánicas de este tipo de fundiciones, es necesario añadir algún elemento a la composición de las mismas, dando lugar a un tipo de fundiciones que reciben el nombre de fundiciones aleadas. Una de estas fundiciones es la fundición blanca con alto contenido en cromo. Estas pueden clasificarse en dos familias:

- fundiciones con 6 a 25% de cromo, que son fundiciones blancas que tras un tratamiento de temple poseen muy elevada dureza.
- fundiciones de 33% de cromo, que son de estructura ferrítica.

Las primeras tienen una gran resistencia al desgaste y buena resistencia al calor, y las segundas tienen muy buena resistencia a la oxidación a temperaturas muy elevadas.

El contenido en cromo, de las fundiciones ejerce una marcada influencia en su microestructura:

- en porcentajes entre 0.1 y 0.2% afina la perlita y el grafito de las fundiciones ordinarias.



- con 1% de cromo se provoca ya la aparición de carburos de gran dureza, que, además, son muy estables a altas temperaturas.
- con 2% de cromo desaparece el grafito. La fundición gris se convierte en blanca y la proporción de carburos de cromo aumenta.
- con 6% de cromo la matriz es perlítica y la cantidad de carburos que aparecen en la microestructura es ya muy importante.
- a partir de 12% de cromo, los carburos se disponen formando una red continua apareciendo también austenita en la microestructura.
- cuando se llega al 30% de cromo, se observa que la matriz es ya ferrítica y aparece el eutéctico ferrita-carburo de cromo. Estas fundiciones además no sufren ya ninguna transformación en el enfriamiento.

Las fundiciones de muy alto porcentaje de cromo pueden resistir bien a la oxidación y a la corrosión. Se consigue buena resistencia a la oxidación cuando el contenido en cromo es por lo menos igual a 10 veces el del carbono, además resistirán también a la corrosión cuando el cromo es más de 15 veces el carbono.

Las fundiciones blancas altas en cromo se caracterizan por su excelente resistencia al desgaste. Son los carburos eutécticos presentes en su microestructura los responsables de esta buena resistencia que además mejora al aumentar su porcentaje. Sin embargo, estos carburos influyen críticamente en el comportamiento a fractura y la tenacidad del material disminuye a medida que la fracción de carburos aumenta (*Tabrett, 2.000*).

La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos. I.R. Sare (*Sare, 1.979*) indicó que la matriz juega un papel fundamental en la tenacidad a fractura del material de las fundiciones blancas ya que dificulta la propagación de las grietas de unos carburos a otros. Varios investigadores han constatado que las fundiciones de matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las fundiciones de matriz martensítica (*Zhang, 2.001*).

También la matriz influye en la resistencia al desgaste abrasivo. Las matrices austeníticas son las más resistentes a este tipo de desgaste ya que la austenita, inestable, se transforma en martensita a consecuencia de la fricción. Lo que no parece estar tan claro es la cantidad de austenita retenida que optimiza esa resistencia puesto que algunos autores estiman esa cantidad en torno a un 25-30% de austenita (*Avery, 1.974*) y otros mantienen que el óptimo estaría entre un 30 y un 50% (*Sare, 1.995*).



Estas y algunas otras propiedades de las fundiciones pueden modificarse mediante tratamientos térmicos, ajustándolas así a las características requeridas en su servicio. Por ejemplo, reduciendo el contenido en carbono y realizando un tratamiento térmico a muy alta temperatura, a unos 1.130°C , la tenacidad a fractura de las fundiciones blancas con alto contenido en cromo puede alcanzar los $40\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ respecto a los valores convencionales $24\text{-}30\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Hann, 1.997).

2.2.1.2 Fundición nodular

Son un tipo de fundiciones grises en las que gracias a la adición de magnesio o cerio se consigue que el grafito aparezca en formas globulares o esferoidales, lo que proporciona un importante aumento de la resistencia mecánica y la tenacidad de la fundición. Como ya se comentó constituye el material del núcleo y cuellos de los cilindros objeto de estudio.

2.2.2 METODOS DE FABRICACIÓN DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN

Antiguamente, los cilindros de laminación se fabricaban de un único material, principalmente fundiciones o aceros. Actualmente, la mayoría de los cilindros fundidos utilizados en la laminación son de tipo compuesto, constituidos por un material exterior, más aleado, que es el que soporta las mayores tensiones y esfuerzos, y otro interior al que simplemente se le exige una buena tenacidad y resistencia mecánica.

Tradicionalmente se utilizaban dos métodos principales para la fabricación de los cilindros fundidos: la fundición estática con un solo material y la fundición centrifugada con dos materiales (horizontal y vertical). Además de éstas, existen otras técnicas, algunas de las cuales se detallarán más adelante.

2.2.2.1 Fabricación de cilindros simples

En función del tipo de material y de la dureza exigida al cilindro existen distintas formas de fabricación de los cilindros de laminación.

Los cilindros blandos de fundición gris se cuelan en cajas de moldeo en contacto directo con la arena.

Los cilindros semiduros se cuelan en moldes metálicos o coquillas de hierro que se recubren con una capa de arena de 15mm de espesor aproximadamente (figura 2.5). Debido a este recubrimiento el

hierro, que está solidificando, no toca la superficie metálica de la coquilla y, en consecuencia, no se enfría tan rápidamente.

Los cuellos y las extremidades de los cilindros no se cuelan en coquilla sino en moldes de arena para asegurar una tenacidad suficiente.

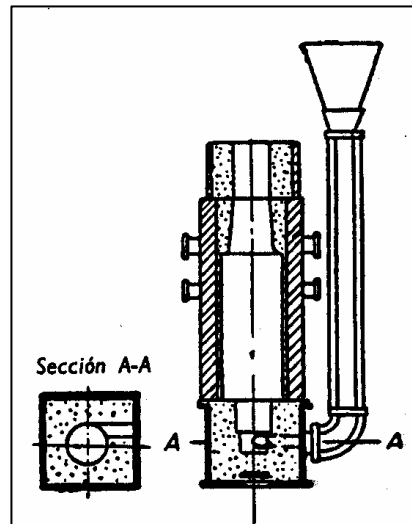


Figura 2.5 Molde para colar cilindros de fundición con superficie semiendurecida (Tselikov, 1.965)

Los cilindros duros se cuelan en moldes metálicos, cuya superficie no está revestida (figura 2.6). Tras la colada, el hierro líquido está en contacto con las paredes metálicas del molde y se enfría rápidamente, produciéndose una capa dura sobre la tabla completa del cilindro. La profundidad de esta capa depende del espesor de la coquilla y de la composición de la fundición.

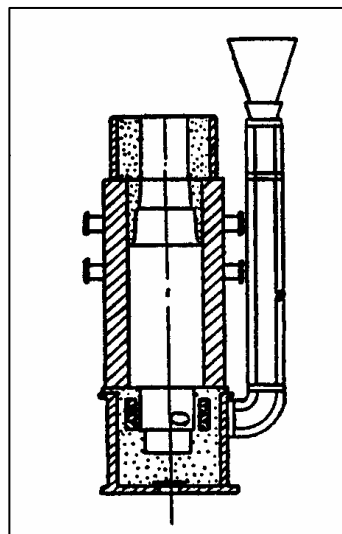


Figura 2.6 Molde para colar cilindros de fundición con superficie endurecida (Tselikov, 1.965)

En los trenes laminadores de carriles y perfiles, debido a la profundidad de las canales, la capa de trabajo debe ser relativamente profunda y al mismo tiempo poseer una gran dureza, distribuida uniformemente. Estos cilindros de fundición aleada se cuelan en coquillas con un revestimiento de 6 a 16mm de espesor, dependiendo de la composición química del hierro. Los cilindros con canales, especialmente aquellos con canales profundas, se fabrican mejor realizando la colada en moldes de forma apropiada (figura 2.7). Lo mismo que los cilindros fundidos en molde liso, la profundidad y dureza necesarias de la capa de trabajo se obtienen seleccionando la composición química del hierro y el espesor del revestimiento.

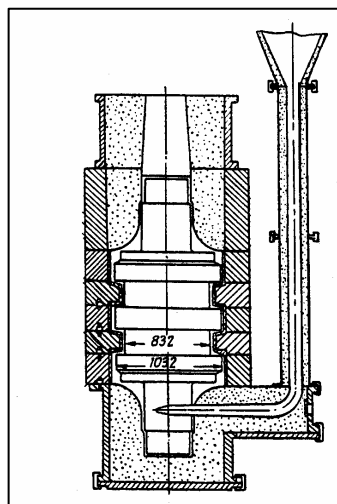


Figura 2.7 Molde para colar un cilindro con canales con superficie de trabajo endurecida.
(Tselikov, 1.965)

Por otro lado, los cilindros de acero para laminación en caliente se fabrican por moldeo seguido de forja y se emplean cuando la resistencia de los cilindros de hierro es insuficiente.

En el caso de la laminación en frío, se emplean generalmente cilindros forjados de acero, pero se exigen aceros aleados, que aseguran una elevada dureza de la superficie de trabajo.

2.2.2.2 Fabricación de cilindros compuestos

Con el fin de obtener mejores propiedades mecánicas (mayor dureza superficial y resistencia) y mayores periodos de vida de los cilindros de laminación, se desarrollaron los cilindros compuestos, es decir, cilindros formados por dos capas de distintos materiales. Para la capa exterior se elige un material (ya sea acero o fundición) más aleado, mientras que el núcleo del cilindro será un producto más convencional, ya que sólo se le exige una cierta resistencia mecánica y tenacidad.



Este tipo de cilindros con distinto material en el exterior que en el núcleo, se fabricó por primera vez en Alemania durante los años 60 (*Haper*).

Existen varios métodos para la fabricación de este tipo de cilindros. El método de la colada centrifugada (horizontal o vertical) fue muy utilizado durante los últimos 30 años para producir cilindros para los trenes de bandas en caliente de laminación de acero. Además de esta técnica, también fueron investigadas otras como el proceso de colada continua del revestimiento (CPC; Continuous Pouring for Cladding), el revestimiento con el sistema ESR (ESR; Bimetal Electroslag Remelting), la presión isostática en caliente (HIP; Hot Isostatic Pressing), y la pulverización de acero líquido (*Gaspard, 2.000*).

2.2.2.2.1 Colada centrifugada

El método de la colada centrifugada, es uno de los procedimientos más eficaces a la hora de fabricar cilindros compuestos. Se utiliza un molde rotativo, en el que se cuele en primer lugar el caldo del material que va a formar la tabla del cilindro y, aprovechando la fuerza centrífuga, el material se adapta a las paredes del molde solidificando en la forma deseada. Una vez solidificada la capa externa, se vierte un segundo caldo del material que va a formar el núcleo y los cuellos del cilindro y se deja solidificar ya estáticamente. Es necesario realizar un buen control de las condiciones del proceso en el momento de verter el segundo caldo, con el fin de lograr la fusión completa de la intercara capa-núcleo, evitando al mismo tiempo una mezcla excesiva de ambos productos, para asegurar la formación de una intercara delgada, sana y sin defectos.

Desde su introducción a finales de los años 60, el método de la doble colada centrifugada sigue siendo el sistema de fabricación más competitivo para la producción de cilindros compuestos para los trenes de bandas en caliente (*Lowe, 1.996*).

Se puede establecer una diferencia dentro del método de la colada centrifugada, en función de la posición longitudinal del eje del cilindro en el momento de la fabricación. Si ésta es vertical, el proceso se conoce como colada centrifugada vertical, mientras que si por el contrario la posición es horizontal, el proceso se conoce como colada centrifugada horizontal. El procedimiento es idéntico en los dos casos, variando únicamente la posición longitudinal del eje del cilindro. El método de la colada centrifugada horizontal es menos utilizado que el vertical, porque es más fácil que se produzcan segregaciones al utilizar ciertas aleaciones. La figura 2.8 muestra un esquema del método de colada centrifugada horizontal (*Takigawa, 1.997*).

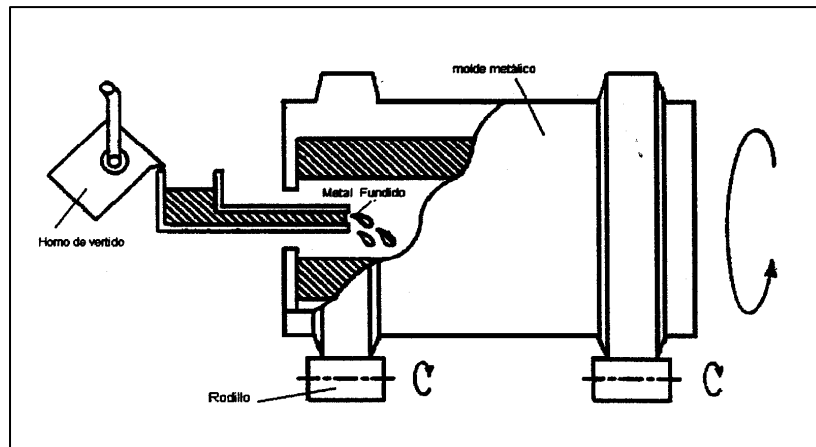


Figura 2.8 Esquema proceso de doble colada centrifugada horizontal (Takigawa, 1.997)

2.2.2.2.2 Proceso de colada continua del revestimiento (CPC)

Este método fue desarrollado en Japón para la producción de los cilindros de acero rápido. El 60-70% de dichos cilindros se fabrican actualmente por este método (Collins, 1.996). En la figura 2.9 se ve el diseño general de una instalación de CPC.

En este proceso se utiliza un eje de acero macizo que ha de revestirse superficialmente. Se recalienta la superficie del eje con una bobina de inducción y se vierte el metal fundido entre el eje y el molde de cobre. Hay una segunda bobina de inducción que agita el metal y consigue la unión. A fin de realizar la unión, se funde una pequeña cantidad de material del eje. Es necesario controlar este proceso para evitar la contaminación de la camisa. Este factor también determina la rapidez con la cual se puede retirar el eje, es decir, la productividad del sistema CPC. Dicha productividad es relativamente baja (Collins, 1.996).

El proceso CPC permite sacar la máxima ventaja de las prestaciones de la aleación de la capa y es uno de los procesos principales para la fabricación de cilindros para las cajas acabadoras, las cuales han de asegurar unas prestaciones excelentes (Hashimoto, 1.996).

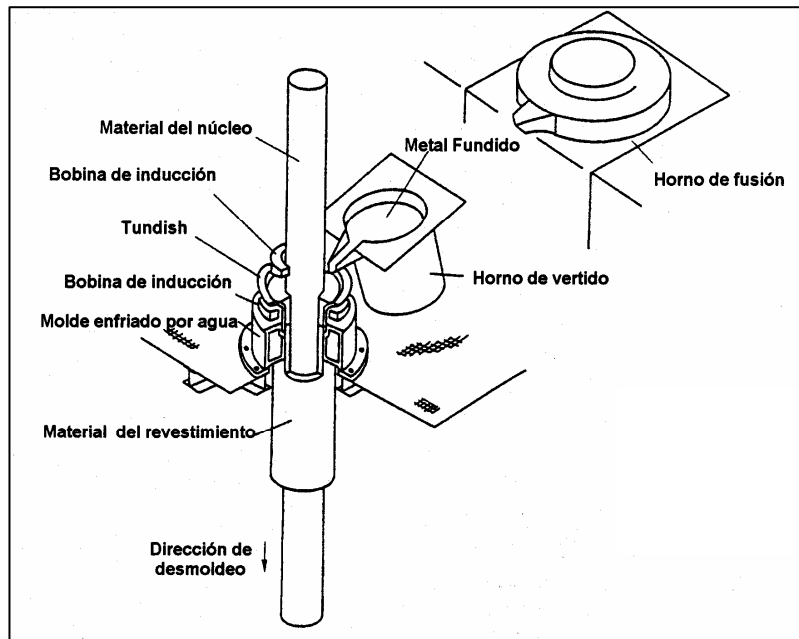


Figura 2.9 Diseño general de una instalación CPC
(Collins, 1.996)

2.2.2.2.3 Revestimiento con el sistema ESR (ESR-Bimetal Electroslag Remelting)

El proceso de revestimiento por ESR consiste en fundir un material de aporte mediante una escoria caliente, de manera que el metal fundido va solidificando continuamente entre un molde exterior refrigerado con agua y un cilindro de acero central. El calor es generado en la escoria utilizando el efecto Joule de una corriente alterna que fluye entre un electrodo (parte de arriba) y el metal solidificado (abajo). Esta escoria tiene también un propósito metalúrgico en el proceso. Las gotitas metálicas que pasan a través de la escoria son desulfuradas, y las grandes inclusiones son fragmentadas. La tecnología ESR da lugar a aceros con pocas impurezas, y con una fina y homogénea microestructura.

Durante el revestimiento, la escoria está rotando alrededor del eje. Esto aumenta la homogeneidad del proceso en términos de mapa térmico y composición química, reduciendo la segregación. Otra importante acción de la escoria es limpiar el eje antes de que el metal fundido entre en contacto con él, lo cual mejora las propiedades metalúrgicas de la zona de unión, figura 2.10 (Gaspard, 2.000).

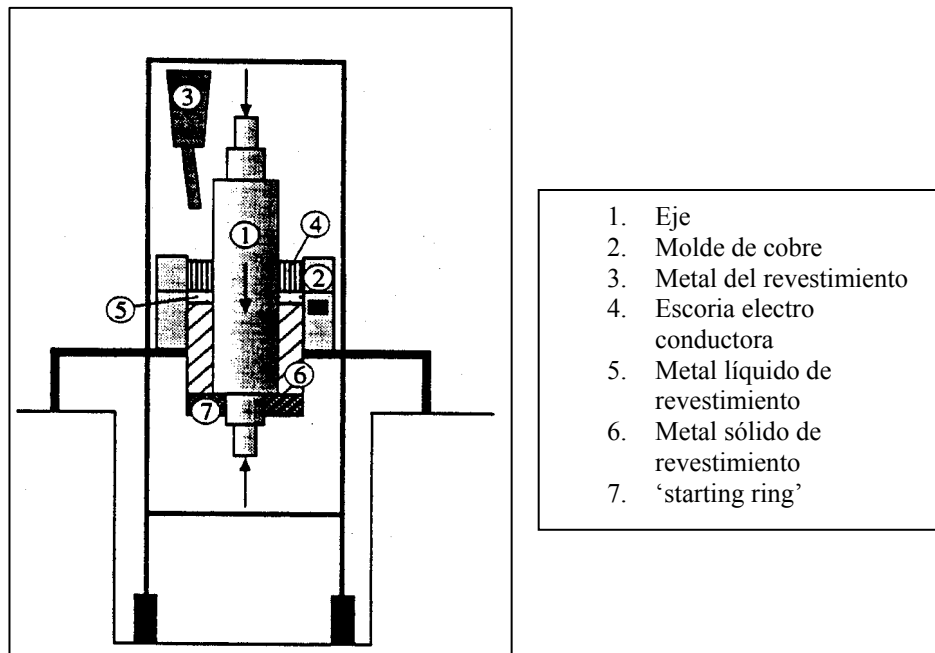


Figura 2.10 Esquema del proceso de revestimiento con el sistema ESR
 (Gaspard, 2.000)

2.2.2.2.4 Presión isostática en caliente (HIP-Hot Isostatic Pressing)

La pulvimetalurgia ya se utiliza para producir pequeños cilindros monobloque para aplicaciones concretas. Es posible fabricar cilindros compuestos mayores con esta tecnología. Este proceso consiste en compactar una masa de polvo sobre un eje de acero macizo, para formar una 'camisa' exterior. Para ello se aplica al conjunto una alta temperatura y presión isostática. De esta forma, se consigue una unión excelente entre ambos materiales y el polvo que había en el recipiente se comprime hasta alcanzar aproximadamente el 70% de su volumen original, lo que produce un cilindro de alta integridad y también con una granulometría fina. El problema de este método es el tamaño de la pieza que se puede fabricar. No existe ninguna instalación HIP en el mundo que tenga capacidad para producir un cilindro de trabajo de TBC cuyas dimensiones típicas son, 780mm de diámetro, 2m de tabla y 5m de longitud total. También es una operación muy costosa. Cualquier fabricante de cilindros que deseara utilizar este método para producir sus cilindros tendría que construir la mayor instalación HIP del mundo sin ninguna seguridad de que las empresas siderúrgicas compraran este tipo de cilindro de manera continua (Hashimoto, 1.996).

2.2.4.2.5 Revestimiento pulverizado con el proceso Osprey

Con el sistema Osprey se impulsa un chorro del metal líquido pulverizado por una tobera. Las minúsculas gotas del líquido (parcialmente solidificadas) se depositan sobre un eje de acero macizo.

En un principio, con este método no se lograban resultados del todo satisfactorios puesto que los cilindros obtenidos presentaban cierta porosidad, más acusada en la intercara entre la camisa y el eje, que también aparecía, aunque de manera más fina, en el depósito pulverizado. Se recurrió entonces al proceso HIP o a la forja a fin de eliminar dicha porosidad, incurriendo en un coste mayor. Actualmente en el desarrollo del proceso Osprey se están consiguiendo progresos importantes hacia la eliminación de la porosidad. Ahora el sistema incluye una bobina de inducción para precalentar el eje (de manera parecida al sistema CPC) y un mayor control del proceso de pulverización.

Babcock & Wilcox ha montado una máquina Osprey de un tamaño que permite fabricar cilindros de trabajo para los TBC en E.E.U.U. La figura 2.11 representa un esquema de la planta (Hashimoto, 1996) (Collins, 2000).

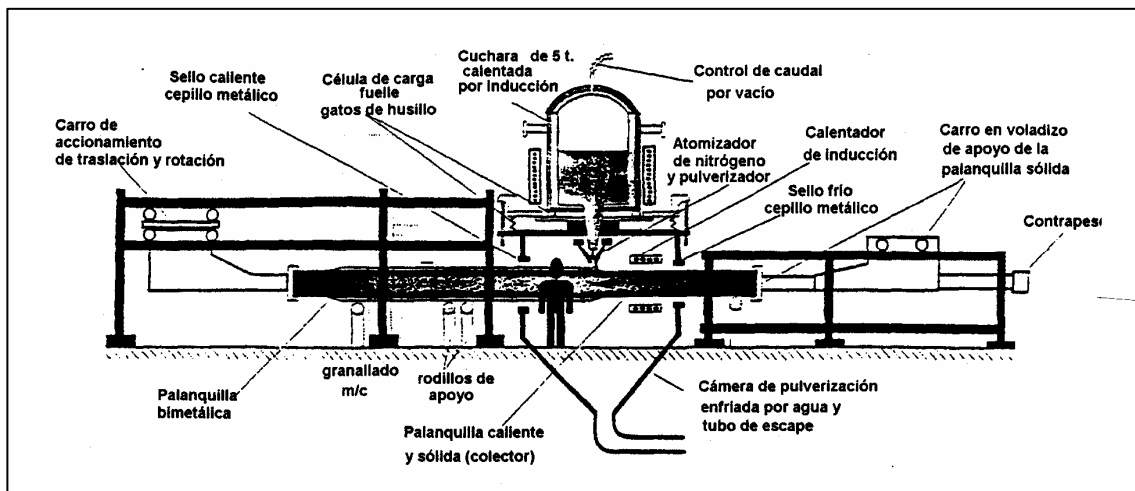


Figura 2.11 Esquema del proceso Osprey de la instalación B. & W. (Collins, 2000)

2.2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN

Una vez los cilindros de laminación son extraídos del molde, deben ser sometidos a un tratamiento térmico para mejorar sus propiedades, previamente a su puesta en servicio.

Se denomina tratamiento térmico a la modificación de la microestructura de una aleación metálica (y a través de ella de sus propiedades) como consecuencia de la realización de calentamientos y



enfriamientos controlados. Constan al menos de tres etapas: calentamiento, mantenimiento a temperatura constante y enfriamiento.

CALENTAMIENTO

Al calentar una pieza (un cilindro de laminación, por ejemplo) en el interior de un horno, es evidente que no todo el material cambia de temperatura al mismo tiempo, sino que el calor se va transmitiendo en la dirección radial desde el exterior en contacto con la atmósfera del horno, hacia el interior de la pieza, por lo que en un instante cualquiera, se detectaría un gradiente de temperatura en esa dirección radial. Estos gradientes de temperaturas sólo se pueden mitigar cuando se tratan grandes piezas, como es el caso, utilizando velocidades de calentamiento muy lentas.

A consecuencia de la dilatación térmica diferencial introducida, aparecen unas tensiones internas, las cuales se verán incrementadas si el material en el curso del calentamiento sufre cambios estructurales. Como no todo el material alcanza la misma temperatura simultáneamente, puede ocurrir que las zonas de la periferia del material hayan alcanzado la temperatura que le ocasiona un cambio estructural que conlleve una disminución de volumen (austenización), mientras que en la zona del núcleo no se produce todavía tal transformación y el material se está expandiendo en virtud del calentamiento. Más adelante, cuando se alcance una temperatura para la cual tenga lugar la transformación estructural del núcleo, y éste se contraiga, la periferia de la pieza se seguirá calentando, y en consecuencia, se estará expandiendo. Todo esto hace que se generen tensiones internas.

Con el fin de reducir estas tensiones internas durante el calentamiento, en la práctica industrial deben utilizarse velocidades de calentamiento lentas y realizarse precalentamientos intermedios en los que se mantiene constante la temperatura durante un cierto tiempo en un valor intermedio.

MANTENIMIENTO A TEMPERATURA CONSTANTE

El tiempo de permanencia a alta temperatura, debe ser el suficiente para igualar la temperatura en toda la pieza y lograr la máxima uniformidad estructural posible, sin que tenga lugar el crecimiento del grano austenítico. El tiempo de permanencia a esta temperatura, así como el valor de la misma dependerá de cada material.

ENFRIAMIENTO

La etapa de enfriamiento es crucial, siendo la que diferencia los tratamientos térmicos más habituales y debe ser la precisa para conseguir las microestructuras finales, objetivo de cada



tratamiento térmico. También suele ser en esta etapa cuando se generan las tensiones residuales más importantes, especialmente en el caso del tratamiento de temple.

Al igual que en la etapa de calentamiento, en ésta el riesgo de generar altas tensiones residuales aumenta al hacerlo el tamaño de la pieza a tratar, ya que en este caso se incrementa la diferencia entre la velocidad de enfriamiento de la periferia y del centro de la pieza.

Existen distintos tipos de tratamiento térmicos, en función de las velocidades de enfriamiento del material. Entre ellos los más importantes son el temple, el revenido, el recocido y el normalizado. En el caso de este proyecto, los cilindros han sido sometidos a un tratamiento de temple, seguido de un posterior revenido, por lo que nos limitaremos a comentar exclusivamente aspectos generales de estos dos tratamientos térmicos.

2.2.3.1 Temple

Es un tratamiento térmico que consiste en calentar una aleación férrea por encima de su temperatura de austenización y luego enfriarla rápidamente, consiguiendo con ello un endurecimiento del material.

La temperatura y el tiempo de austeniación son parámetros muy importantes que deben ser optimizados. Al incrementar ambas variables se favorece la disolución de los carburos, con el consiguiente enriquecimiento en carbono y aleantes de la austenita.

La templabilidad se define como la susceptibilidad de un acero para ser endurecido al aplicarle un enfriamiento rápido, o como la capacidad de un acero para ser transformado en martensita partiendo de una estructura austenítica, bajo unas condiciones determinadas de enfriamiento. Esta aumenta con la temperatura de austenización y el tiempo.

En el caso de los cilindros de laminación, y debido a su tamaño, con objeto de reducir las tensiones de origen térmico que podrían ser causa del agrietamiento del cilindro, es preferible realizar un temple isoterma o temple bainítico con objeto de transformar la austenita en bainita inferior (temperatura de mantenimiento mayor que M_s).

El temple de las aleaciones de hierro no constituye nunca un tratamiento final ya que la microestructura martensítica que origina, si bien es muy dura y resistente, es al mismo tiempo excesivamente frágil, por lo que resulta necesario realizar un tratamiento posterior en el rango de los 150 a 700°C. Este tratamiento se denomina revenido.



2.2.3.2 Revenido

Este tratamiento térmico consiste en elevar la temperatura de los productos templados por etapas, que se solapan entre sí, desde los 150 hasta los 700°C.

Etapa 1 (150-250°C): En el transcurso de esta etapa, la martensita va perdiendo carbono, pero al final de la misma todavía posee una estructura tetragonal con un contenido en carbono en torno al 0,25%.

Etapa 2 (200-300°C): En esta etapa, la austenita retenida que pudiera haber quedado tras el tratamiento de temple, se transforma en ferrita bainítica y cementita. Se trataría de una microestructura parecida a la bainita inferior.

Etapa 3 (250-300°C): Durante la tercera etapa, comienza a formarse cementita. Al mismo tiempo la martensita sigue perdiendo progresivamente su carbono, y al final de esta etapa se ha convertido en ferrita, que todavía mantiene la alta densidad de dislocaciones de la martensita. La cementita puede adoptar inicialmente la forma de agujas y de películas intergranulares muy finas, que pueden afectar adversamente a la tenacidad del acero, y posteriormente, estas formas se esferoidizan dando lugar a partículas de cementita ya bien definidas.

Etapa 4 (300-700°C): A partir de los 300°C el proceso de globulización de las partículas de cementita continúa, asociado a un proceso de crecimiento del tamaño de estas partículas tanto mayor cuanto más alta es la temperatura del tratamiento. Al mismo tiempo, tiene lugar una notable reducción de la densidad de dislocaciones (restauración) en la ferrita.

En los tratamientos de revenido realizados a las temperaturas más altas (600-700°C), los granos alargados de ferrita procedentes de la martensita primitiva, se convierten en granos equiaxiales, en un proceso similar al de la recristalización. La microestructura totalmente revenida consiste en granos de ferrita equiaxiales, con partículas gruesas de cementita uniformemente repartidas.

La presencia de determinados elementos de aleación en la composición química de las aleaciones de hierro influye notablemente en la estabilidad de los diferentes tipos de carburos presentes y también en la cinética de las diversas etapas del revenido. Así en el revenido de los productos aleados con elementos carburígenos del tipo del Cr, Mo, W, Ti, Nb, V, la tetragonalidad de la martensita no desaparece hasta alcanzar temperaturas en torno a los 450°C (en los aceros al carbono desaparecía ya a partir de los 300°C) y también se retrasa la cinética del crecimiento del tamaño de las partículas de cementita y del engrosamiento del grano de ferrita, típicos de la etapa 4 del revenido. La consecuencia de todos estos efectos es el retraso significativo del ablandamiento típico, que tiene lugar en el curso del tratamiento de revenido.

Por otro lado, los elementos citados con anterioridad son capaces de formar carburos termodinámicamente más estables que la cementita, pero estos carburos no aparecen en el revenido



hasta que se alcanzan temperaturas en torno a 500-600°C, ya que a temperaturas inferiores la difusividad (substitucional) de los citados elementos no es suficiente y sólo se puede formar cementita, en virtud de la rápida difusión intersticial del carbono. La precipitación de carburos complejos de cromo, vanadio, wolframio, y molibdeno en la gama de los 500-600°C aparece acompañada de un aumento de la resistencia del producto, conocido como endurecimiento secundario.

El resultado final del tratamiento de temple y revenido, denominado conjuntamente bonificado, es la obtención de una matriz de ferrita con una fina y bien distribuida dispersión de carburos diversos. Al mismo tiempo, este cambio microestructural va unido a un fuerte aumento de la tenacidad del producto a costa de una pérdida de dureza y de resistencia mecánica (*Belzunce, 2.001*).

2.2.4 ALGUNAS PROPIEDADES DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN

A la hora de seleccionar los materiales para la producción de cilindros de laminación es importante tener en cuenta algunas propiedades:

Dureza: esta propiedad se relaciona directamente con la resistencia al desgaste. Está comprobado que cuanto mayor es la dureza, menor va a ser el desgaste de los cilindros, siendo éste una de las principales causas de deterioro e inhabilitación de los mismos (*Blazevic, 2.002*).

Resistencia a compresión: es normalmente directamente proporcional a la dureza en la mayoría de los materiales de base hierro (*Ziadi, 2.004*).

Resistencia a tracción: es importante, no solo en el material de la capa sino también en el material del núcleo y en la intercara de separación con la capa, que los cilindros tengan una alta resistencia a tracción, para evitar fracturas espontáneas producidas por elevados gradientes de temperatura que aparecen durante el proceso de fabricación. La manera más fácil de evitar esto es minimizar estos gradientes, lo cual puede conseguirse utilizando buenas estrategias de fabricación, tratamientos térmicos y correcto manejo de los cilindros. Según K.H. *Schröder* (*Schröder, 2.000*), la nucleación y propagación de grietas producidas por gradientes de temperatura están relacionadas tanto con la resistencia a tracción del material como con las tensiones residuales y la microestructura.

Resistencia a fatiga: sólo la experiencia permite estimar la resistencia a fatiga de los cilindros en las condiciones de trabajo. Los ensayos realizados sobre muestras estándar para conocerla, son prácticamente inútiles por no poder considerar las condiciones reales de cada cilindro en cada momento, como su tamaño, concentradores de tensión, condiciones de servicio, condiciones ambientales...



Módulo de Young: el módulo de Young en cilindros compuestos es una mezcla del módulo de Young del material del núcleo y del material de la tabla. Esta propiedad puede ser medida con precisión, a pesar de que varía durante la vida del cilindro, debido a la variación del espesor de la tabla.

Desgaste: las condiciones de laminación tienen mucho que ver con el desgaste del cilindro. Por ejemplo, los cilindros con alto contenido en cromo se desgastan muy poco en los trenes de laminación en frío (en este caso suelen fallar por desconche), y sin embargo se desgastan mucho más rápidamente en los trenes de laminación en caliente (fatiga térmica). Básicamente, la resistencia al desgaste de un material aumenta con la dureza. Para una misma dureza, la resistencia al desgaste aumenta con el porcentaje de carburos.

Coefficiente de fricción: El coeficiente de fricción está más influenciado por las condiciones de la laminación que por las propiedades del material del cilindro. En aquellos casos en los que las condiciones de refrigeración de los cilindros durante el servicio son eficientes, la diferencia entre los coeficientes de fricción de distintos materiales no son apreciables (*Schröder, 2.000*), a menos que exista grafito libre en la microestructura del cilindro, que debido a su efecto lubricante, disminuye significativamente el coeficiente de fricción.

2.2.5 CONDICIONES DE TRABAJO DE LOS CILINDROS DE LAMINACIÓN EN CALIENTE

Los cilindros de laminación en caliente se fabrican con materiales de distinta composición química, microestructura, tratamientos térmicos, durezas... Todo esto es controlado por los especialistas pretendiendo conseguir un producto con gran resistencia al desgaste, resistencia a la formación de fisuras y desconches... en definitiva, un buen comportamiento de los cilindros en servicio.

Aunque se están empezando a utilizar cilindros de acero rápido y aleaciones especiales, la mayoría de los cilindros modernos de los trenes de laminación en caliente se fabrican con aleaciones de cromo y hierro, con unas durezas aproximadas como las que se exponen en la tabla 2.1. Estas medidas fueron tomadas en un moderno tren de laminación en caliente de Estados Unidos (*Blazevic, 2.002*).



Cilindros desbastadores	
Fundición nodular acicular:R1	363HV
Fundición Cromo: R1	590HV
Fundición Cromo: R2-R5	613HV
Cilindros acabadores	
Fundición Cromo: F1-F3	635HV
Fundición temple indefinido: F4-F7	674HV

Tabla 2.1 Durezas de los cilindros de laminación de un tren de bandas en caliente

En general, se considera que la dureza de los cilindros es una medida de la resistencia al desgaste de los mismos, aunque evidentemente hay otros factores que también influyen en el desgaste a lo largo de su vida. Existen distintos fenómenos de deterioro de los cilindros que contribuyen a una disminución de su duración en servicio, pero son la fricción y la abrasión características de la capa de óxido de la superficie del material a laminar las causantes del mayor desgaste de los cilindros (Blazevic, 2.002).

La superficie de la banda a laminar está recubierta por una capa de óxidos debido al calentamiento al que se somete dicha banda antes de iniciar la laminación ($T \approx 1.200^{\circ}\text{C}$). Esta capa de óxidos va cambiando de espesor y composición a medida que la banda se va enfriando conforme va pasando por las distintas cajas del tren de laminación.

Las capas de óxido de la banda que menores temperaturas alcanzan son las más duras y por tanto las que más desgaste producen. Por tanto, si se considera la temperatura media de la capa de óxido mientras está en contacto con el cilindro, las capas más frías se dan en F1 F2 y F3 debido a los mayores tiempos de contacto (la capa de óxido se enfría en contacto con la superficie del cilindro), aunque, el desgaste dependerá también de la presión ejercida por los cilindros, que aumenta progresivamente desde F1 hasta F7. En la figura 2.12 se puede observar la evolución del desgaste en las distintas cajas acabadoras de un tren de laminación.

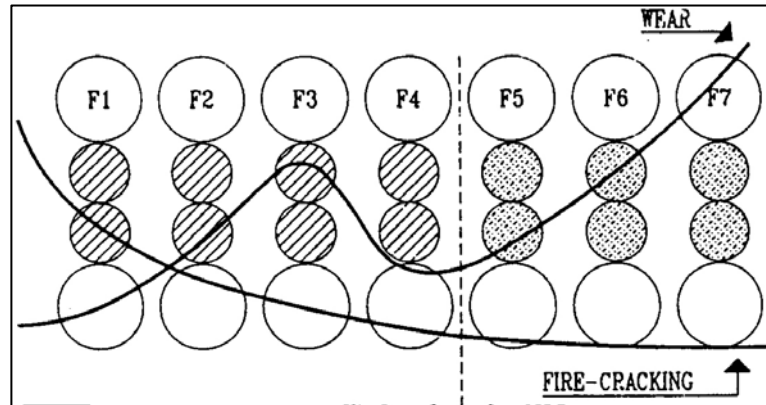


Figura 2.12 Evolución del desgaste y de la fisuración térmica en las distintas cajas de un tren de laminación (Lecomte, 1.992)

Existen tres tipos generales de capas de óxido formadas en la superficie de un material laminado en caliente (Luyckx, 1.965; Blazevic, 1.985; Blazevic, 1.997): capa de óxido primaria, capa de óxido secundaria y capa de óxido terciaria.

La capa de óxido primaria se forma en el horno de calentamiento. El espesor de esta capa está comprendido normalmente entre 1 y 7mm, dependiendo del tiempo de calentamiento y del de estancia en el horno. En la mayoría de los trenes de laminación en caliente, esta capa primaria se elimina en las dos primeras cajas de laminación.

La capa de óxido secundaria se forma en las cajas desbastadoras después de que la capa primaria haya sido eliminada debido al descascarillado. El espesor de esta capa está comprendido normalmente entre 0,1 y 0,5mm.

La capa de óxido terciaria se forma en las cajas acabadoras, tras haber sido eliminada la capa secundaria. La velocidad de la banda a estas alturas del tren es bastante elevada, por lo que el tiempo entre cajas es menor, dando menos tiempo para que crezca la capa. El mayor espesor de esta capa terciaria se produce entre las cajas F1 y F2 (Blazevic, 2.002).

Estas capas de óxidos están formadas a su vez por tres estructuras distintas de óxidos de hierro, siendo la exterior Fe_2O_3 , la del medio Fe_3O_4 , y la interior FeO (Sheppard, 1.997). El espesor de estas tres capas de óxido varía en función de la temperatura del material que se está laminando y los valores aproximados de las durezas de estas capas se muestran en la tabla 2.2 (Garber, 1.961). La variación del porcentaje de estos óxidos con la temperatura se muestra en la figura 2.13.

TIPO DE ÓXIDO	DUREZA VICKERS
Exterior Fe_2O_3	1030
Media Fe_3O_4	420-445
Interior FeO	270-350

Tabla 2.2 Durezas de las capas de óxido del material a laminar
(Blazevic, 2.002; Caithness, 1.999)

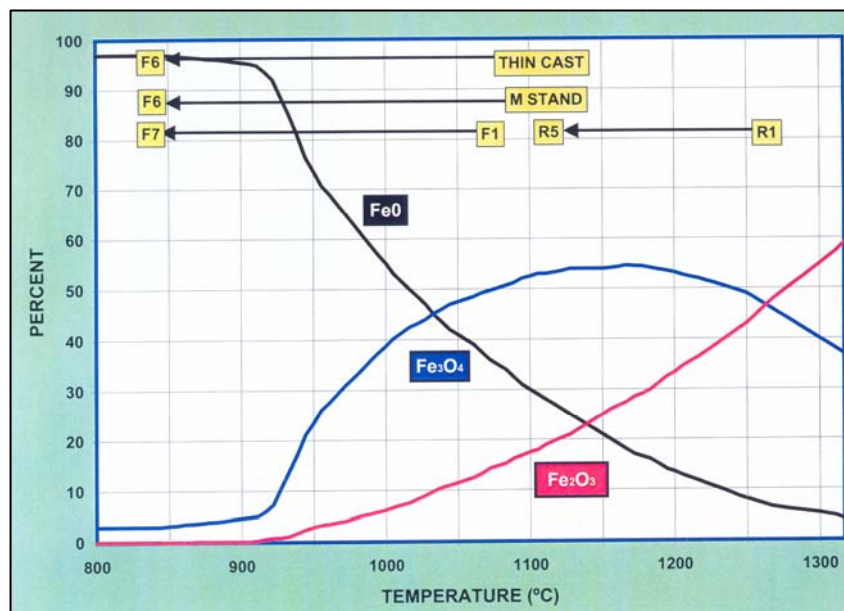


Figura 2.13 Variación del porcentaje de cada tipo de óxido con la temperatura
(Blazevic, 2.002; Walmaq, 2.001; Beverly, 1.999)

Comparando las durezas de los cilindros de laminación con las de las capas de óxido (tablas 2.1 y 2.2), se comprueba que la capa de óxido exterior (Fe_2O_3) es mucho más dura que cualquiera de los cilindros, la del medio es mayor en algún caso pero menor en general, y la interior es más blanda en cualquier caso (hay que tener en cuenta que estos datos están tomados a temperatura ambiente, una vez que las capas de óxido se han enfriado y no cuando están calientes).

En los cilindros de las cajas desbastadoras y en las dos primeras acabadoras, la capa exterior de óxido es Fe_2O_3 , situada encima de una capa de Fe_3O_4 . En cambio, la capa de óxido exterior en los cilindros de las cajas F4 en adelante es Fe_3O_4 recubriendo a otra capa de FeO . Es precisamente esta

variedad en las capas externas de óxido lo que hace tan diferente el desgaste en los cilindros de las distintas cajas del tren de laminación.

En cualquier caso, la presencia de estas capas de óxidos son la mayor causa de desgaste durante el servicio de los cilindros de laminación. Otros factores que influyen en el desgaste son la rugosidad o la forma que presentan las superficies en contacto, la fuerza ejercida por los cilindros, la geometría de las partículas de óxido desprendidas y el deslizamiento entre la superficie del cilindro y la superficie de la banda (*Blazevic, 2.002*).

En la figura 2.14 se muestra un esquema de la zona de contacto entre un cilindro de laminación y la banda que está laminando. El contacto entre ambos comienza cuando la banda se encuentra con el cilindro (punto I) y termina cuando se produce la separación de los mismos (punto O). Entre estos dos puntos, se encuentra el punto N, denominado punto neutro, que es el único punto de la superficie de contacto en el que el cilindro y la banda tienen la misma velocidad. Hasta que se alcanza el punto N, (tramo I-N) la velocidad del cilindro es superior a la de la banda, mientras que a partir de ahí (tramo N-O) la velocidad de la banda es superior a la del cilindro.

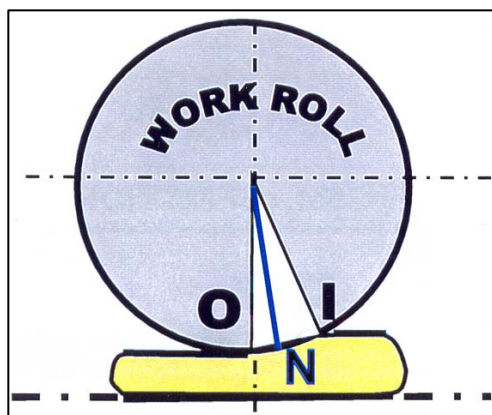


Figura 2.14 Esquema de la zona de contacto entre el cilindro y el material a laminar

El coeficiente de rozamiento es diferente a lo largo del área de contacto. Va aumentando hasta que la banda alcanza el punto N, y a partir de ahí comienza a disminuir hasta alcanzar el punto O y salir del cilindro.

La fuerza de rozamiento es una combinación del coeficiente de rozamiento y de la fuerza ejercida por el cilindro y tiene mucho que ver con el desgaste de los cilindros porque la fuerza que ejercen éstos multiplicada por el coeficiente de fricción determina la severidad de desgaste del cilindro.

Por otro lado, los cilindros de trabajo de los trenes de laminación en caliente soportan severas cargas térmicas y mecánicas durante su servicio, ya que sus superficies se ponen repetidamente en

contacto con la banda caliente (hasta 1.200°C) y se enfrían cíclicamente con agua de refrigeración (aproximadamente a 25°C), a la vez que sufren el fuerte rozamiento causado por el deslizamiento entre su superficie y la de la banda que está laminando.

Al entrar ambos materiales en contacto, la temperatura de la capa superficial del cilindro aumenta y se mantiene más tiempo a alta temperatura cuanto mayor es el tiempo de contacto entre ambos (es decir, mayor en la primera caja del tren, disminuyendo progresivamente hasta la última). Las temperaturas de la superficie del cilindro y de la banda dependen de la temperatura de ésta a la entrada del cilindro, de la temperatura del cilindro y del tiempo de contacto entre ambos. El valor medio de la temperatura de trabajo de los cilindros suele variar entre los 45 y los 80°C mientras que la media de la temperatura de la banda se sitúa entre los 800°C y los 1.200°C, a lo largo de las distintas cajas del tren.

Como consecuencia de estos cambios de temperatura se produce el fenómeno de fatiga térmica por acumulación de deformación plástica. Debido al aumento de temperatura de la superficie del cilindro de laminación en contacto con la banda, esta región del material del cilindro aumentaría de volumen, siendo esta expansión impedida por el cuerpo principal del cilindro, que está relativamente frío, lo que induce tensiones de compresión en la dirección circunferencial y radial del cilindro. Las tensiones de compresión aumentan con el incremento de la temperatura de la banda y del tiempo de contacto entre cilindro y banda (grado de reducción y velocidad de la banda, véase la figura 2.15).

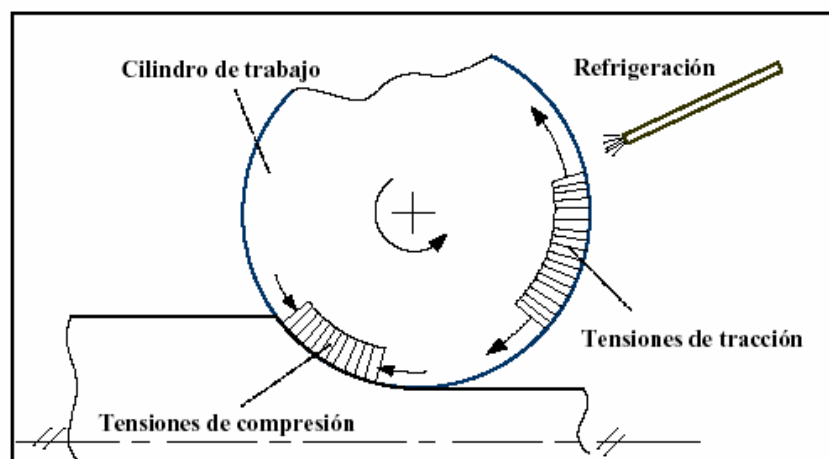


Figura 2.15 Tensiones térmicas sobre la superficie del cilindro de trabajo en el curso de la laminación de una banda de acero

Durante el enfriamiento (refrigeración del cilindro con abundante agua), las tensiones de compresión se convierten en tensiones de tracción, debido a la disminución de volumen que tiene

lugar en esas mismas zonas (Lee, 1.997). La tensión térmica generada en el cilindro puede expresarse como:

$$\frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{1 - \nu}$$

donde: E, α , y ν son el módulo elástico, el coeficiente de expansión lineal y coeficiente de Poisson respectivamente (Dieter, 1.986).

La existencia de estas tensiones provoca la aparición de grietas superficiales, que podrán crecer hacia el interior en virtud de mecanismos de fatiga promovidos por la existencia de tensiones mecánicas, al mismo tiempo que inducen el desconche y el desgaste acelerado de la superficie de los cilindros. Por tanto, es importante que las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las distintas clases de cilindros se adecuen siempre a las exigencias de cada caja del tren de laminación. La figura 2.16a y 2.16b da cuenta de los ciclos térmicos que sufre la superficie de los cilindros de las distintas cajas de un tren típico de bandas en caliente.

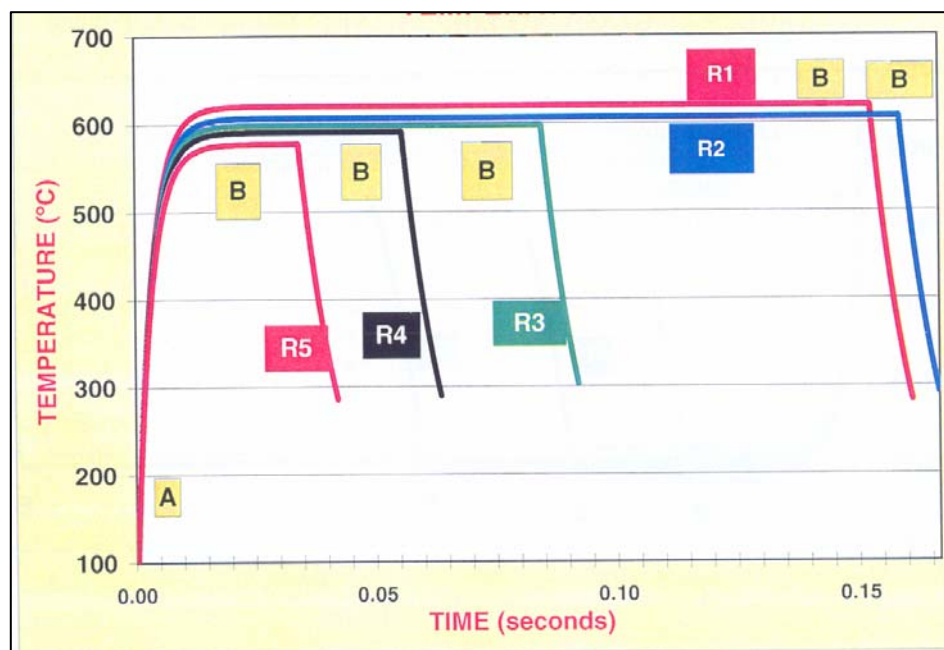


Figura 2.16a Temperatura de la superficie de los cilindros de las cajas desbastadoras de un tren de bandas en caliente

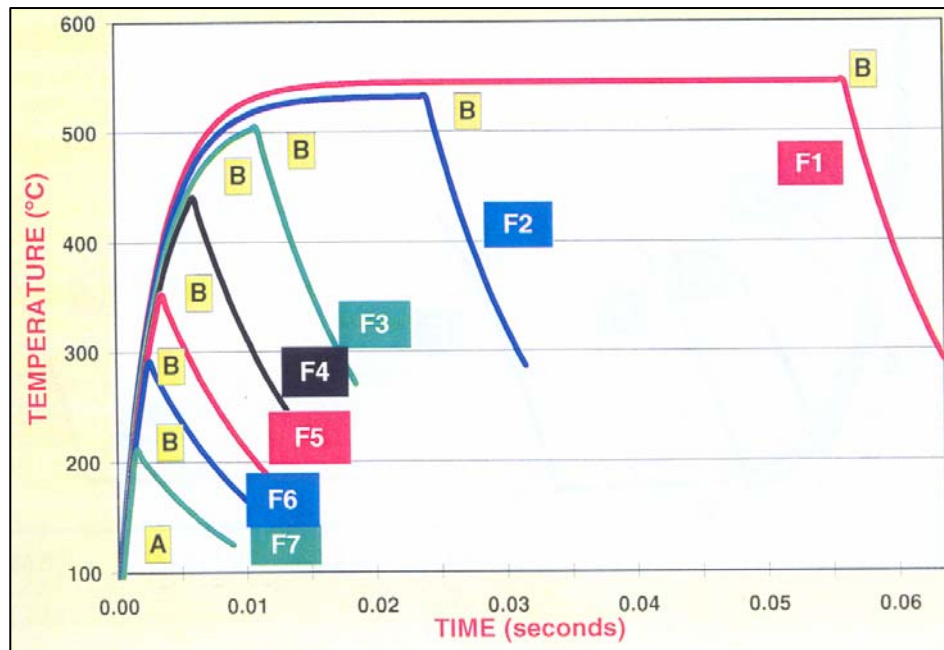


Figura 2.16b Temperatura de la superficie de los cilindros de las cajas acabadoras de un tren de bandas en caliente

En la figura 2.12 se mostraba, junto con el desgaste, la evolución de la fisuración de origen térmico (fatiga térmica) de las distintas cajas de un tren acabador. Las solicitaciones térmicas disminuyen desde la caja F1 hasta la caja F7.

Materiales

3. MATERIALES

En este trabajo se han estudiado dos calidades diferentes de cilindros de laminación, fabricados por la empresa asturiana Fundición Nodular S.A. Todos ellos constan de una fundición nodular en la zona del núcleo y cuellos, mientras que el material de la capa del cilindro es distinto en cada uno de ellos, siendo en cada caso un acero alto en cromo y una fundición blanca con alto contenido en cromo.

3.1 COMPOSICIONES QUÍMICAS DE LOS MATERIALES DE LOS CILINDROS

3.1.1 CILINDRO DE ACERO ALTO EN CROMO-FUNDICIÓN NODULAR

Los cilindros de laminación de acero con alto contenido en cromo se llevan utilizando desde hace años. Han aportado una gran mejora tanto a la vida útil de los cilindros como a la calidad de los productos laminados. El número de fallos en servicio al empezar a utilizar este tipo de aleación disminuyó considerablemente (*Schröder, 1986*).

Los aceros de alto contenido en carbono y en cromo, son designados según el sistema de clasificación de AISI como aceros de herramienta del grupo 'D'. El cromo es el elemento de aleación que aparece en mayor cantidad (~12%), pero el molibdeno, vanadio, níquel, manganeso, wolframio y cobalto pueden ser añadidos en cantidades importantes, dando lugar a diversas calidades de aceros D. La tabla 3.1 muestra la clasificación de los aceros D según AISI en función de su composición.

AISI Type	UNS No.	Composition(a), %								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
D2	T30402	1.40–1.60	0.60 max	0.60 max	11.00–13.00	0.30 max	0.70–1.20	...	1.10 max	...
D3	T30403	2.00–2.35	0.60 max	0.60 max	11.00–13.50	0.30 max	...	1.00 max	1.00 max	...
D4	T30404	2.05–2.40	0.60 max	0.60 max	11.00–13.00	0.30 max	0.70–1.20	...	1.00 max	...
D5	T30405	1.40–1.60	0.60 max	0.60 max	11.00–13.00	0.30 max	0.70–1.20	...	1.00 max	2.50–3.50
D7	T30407	2.15–2.50	0.60 max	0.60 max	11.50–13.50	0.30 max	0.70–1.20	...	3.80–4.40	...

(a) 0.25% max Cu, 0.03% max P, 0.03% max S. Where specified, sulfur may be increased to 0.06 to 0.15% to improve machinability

Tabla 3.1 Clasificación de los aceros de alto contenido en cromo según AISI en función su composición (*Roberts, 1.998*)

La composición química de los cilindros de acero de alto cromo de la empresa Fundición Nodular utilizado en este trabajo, queda recogida en la tabla 3.2:



	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%P	%S	%Mg
Capa	0.8-2	0.3-1	0.5-2	10-14	1-2	3-5.5	0.1-0.3	<0.04	<0.02	-
Núcleo	2-3	1máx.	2-4	-	-	-	-	0.05max	<0.02	0.04

Tabla 3.2 Composición química de los cilindros de acero alto en cromo-fundición nodular*

*La empresa colaboradora, Fundición Nodular S.A., no nos permite revelar la composición exacta del cilindro utilizado en este trabajo.

La composición de este material no coincide exactamente con ninguna de las composiciones recogidas por la clasificación de AISI, siendo la que más se aproxima la del acero D2, según puede apreciarse en la tabla 3.1.

En vista de su alto contenido en carbono, cromo y elementos de aleación, los aceros D, son muy fácilmente templables. El alto contenido en cromo no es suficiente para proporcionar un nivel de resistencia a la corrosión similar al de los aceros inoxidable, ya que parte del cromo se emplea en la formación de carburos. Sin embargo, los aceros D tienen una excelente resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas. Los aceros D3, D4 y D7 (mayor contenido en carbono) son los que tienen mayor resistencia al desgaste pero a costa de una menor tenacidad. El D2 y D5 tienen una resistencia al desgaste razonable, y son ligeramente más tenaces que los otros en virtud de su menor contenido de carbono (Robert., 1.998).

3.1.2 CILINDRO DE FUNDICIÓN BLANCA DE ALTO CONTENIDO EN CROMO-FUNDICIÓN NODULAR

Las fundiciones blancas de alto contenido en cromo tienen una excelente resistencia a la abrasión, por ellos son utilizadas, entre otras aplicaciones, en las capas de los cilindros de laminación bimetalicos. El contenido en carbono de estas fundiciones está comprendido entre un 2 y un 3% y el de cromo entre un 13 y un 18% en peso. Su microestructura está formada por carburos eutécticos M_7C_3 que se forman de manera discontinua en la matriz, junto a carburos M_3C con menores cantidades de cromo que aparecen más dispersos en las fundiciones aleadas (Tabrett, 1.996.), y por una matriz que puede ser martensita en los cilindros más duros, o perlita en cilindros más blandos (dependiendo de las velocidades de enfriamiento y de los tratamientos térmicos recibidos por el cilindro).



Estas fundiciones se caracterizan por la alta dureza de los carburos de cromo (mayor de 1.000HV), cuyo contenido ronda el 30% en peso. El cromo previene la formación de grafito y asegura la estabilidad de dichos carburos (*Davis, 1.996; Lecomte, 1.993*).

La composición química de los cilindros de fundición blanca con alto contenido en cromo de la empresa Fundición Nodular utilizados en este trabajo, queda recogida en la tabla 3.3:

	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%P	%S	%Mg
Capa	2,3-3	0,4-1,2	0,3-1,5	13-18	0.4-1,2	1-3	0-0,3	<0,04	<0,02	-
Núcleo	2-3	<1	2-4	-	-	-	-	<0,05	<0,02	0.04

*Tabla 3.3 Composición química de los cilindros de fundición blanca alta en cromo-fundición nodular**
 *La empresa colaboradora, Fundición Nodular S.A., no nos permite revelar la composición exacta del cilindro utilizado en este trabajo

Por otro lado, la norma ASTM, en la especificación A 532, recoge la composición de las fundiciones blancas utilizadas en aplicaciones de resistencia a la abrasión (tabla 3.4).

Class	Type	Designation	Composition, wt %								
			C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
I	A	Ni-Cr-HfC	2.8-3.6	2.0 max	0.8 max	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0 max	...	0.3 max	0.15 max
I	B	Ni-Cr-LoC	2.4-3.0	2.0 max	0.8 max	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0 max	...	0.3 max	0.15 max
I	C	Ni-Cr-GB	2.5-3.7	2.0 max	0.8 max	4.0 max	1.0-2.5	1.0 max	...	0.3 max	0.15 max
I	D	Ni-HfCr	2.5-3.6	2.0 max	2.0 max	4.5-7.0	7.0-11.0	1.5 max	...	0.10 max	0.15 max
II	A	12% Cr	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	11.0-14.0	3.0 max	1.2 max	0.10 max	0.06 max
II	B	15% Cr-Mo	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	14.0-18.0	3.0 max	1.2 max	0.10 max	0.06 max
II	D	20% Cr-Mo	2.0-3.3	2.0 max	1.0-2.2	2.5 max	18.0-23.0	3.0 max	1.2 max	0.10 max	0.06 max
III	A	25% Cr	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	23.0-30.0	3.0 max	1.2 max	0.10 max	0.06 max

Tabla 3.4 Composición de las fundiciones blancas según ASTM A 532

Las fundiciones cromo-molibdeno contienen entre un 11 y un 23% de cromo y no más de un 3% de molibdeno. El constituyente matriz puede ser austenita, austenita y martensita, o puede tratarse térmicamente para obtener una matriz martensítica cuando se necesite la mejor combinación de tenacidad y resistencia a la abrasión (*Davis, 1.996*).

Según esta clasificación, nuestra fundición blanca se puede encajar dentro de la clase II, tipo B, designada como 15% Cr-Mo.



3.1.3 FUNDICIÓN NODULAR

En las fundiciones nodulares de ambos cilindros cabe mencionar el contenido en magnesio, que es el encargado de hacer que el grafito solidifique en forma esferoidal. Basta con cantidades mínimas para que ese efecto tenga lugar. La cantidad concreta depende de la cantidad de azufre inicial y de la velocidad de enfriamiento. Cuanto mayor sea ésta, menor es la cantidad de magnesio necesaria (*Davis, 1.996*).

Este trabajo de investigación se ha efectuado sobre los materiales constitutivos de la tabla de los cilindros, de manera que la fundición nodular de los núcleos no se ha incluido en el estudio.

Técnicas experimentales



4. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

4.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Para conseguir las mejores prestaciones y propiedades mecánicas de los cilindros de laminación fabricados con un acero y una fundición blanca con altos contenidos en cromo, cuyas composiciones han sido expuestas en el apartado anterior, han de estudiarse los tratamientos térmicos a los que estos cilindros se verán sometidos en el curso de su fabricación, puesto que la microestructura y por tanto las propiedades de las tablas del cilindro dependerán directamente de ellos. Se han estudiado los tratamientos para cada una de las calidades por separado.

4.1.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO CON ALTO CONTENIDO EN CROMO

Para llegar a conocer el tratamiento óptimo del acero con alto contenido en cromo, es necesario determinar la temperatura de austenización que genere mejores propiedades mecánicas. La austenización de los aceros al cromo con alto contenido en carbono es crítica para la producción de microestructuras con alta dureza final. Se conoce que este acero tiene un rango óptimo de temperaturas, el cual se desea determinar, para conseguir la máxima dureza. Estas temperaturas son las que ocasionan la óptima disolución de los carburos de aleación en la austenita generada en el tratamiento. En términos generales, para bajas temperaturas de austenización, los carburos son insuficientemente disueltos, y la dureza de la matriz es demasiado baja, ya que se pueden formar microestructuras no martensíticas con baja dureza. Por otro lado, a las altas temperaturas de austenización se disuelven demasiados carburos, el contenido en elementos aleantes de la matriz de austenita es demasiado alto, y una excesiva cantidad de austenita de baja dureza queda retenida en las microestructuras endurecidas.

Para determinar la temperatura de austenización óptima de nuestro acero alto en cromo se han realizado ensayos a cuatro temperaturas distintas, elegidas en base a datos bibliográficos, como es el conocimiento de las temperaturas de austenización de los aceros tipo D según AISI, en concreto del D2, cuya composición es la más parecida a la del acero objeto de estudio. Las temperaturas elegidas fueron $T_{a1}=950^{\circ}\text{C}$, $T_{a2}=1.000^{\circ}\text{C}$, $T_{a3}=1.050^{\circ}\text{C}$ y $T_{a4}=1.100^{\circ}\text{C}$. Cuatro probetas iguales, de dimensiones $3 \times 2 \times 2 \text{cm}^3$, se han sometido una a cada temperatura de austenización durante una hora y a continuación se introdujeron en un segundo horno, en el que se mantuvieron a 400°C durante 6 horas, dejándolas finalmente enfriar al aire (figura 4.1). Este mantenimiento a 400°C debe realizarse

siempre a nivel industrial para uniformizar la temperatura del cilindro antes del temple y evitar su agrietamiento.

Debe tenerse en cuenta que los cilindros de laminación objeto de estudio tienen su núcleo y cuellos constituidos por una fundición nodular, cuya temperatura de fusión se sitúa en torno a los 1.150°C. Por esta razón se ha limitado la temperatura máxima de los tratamientos de austenización a 1.100°C.

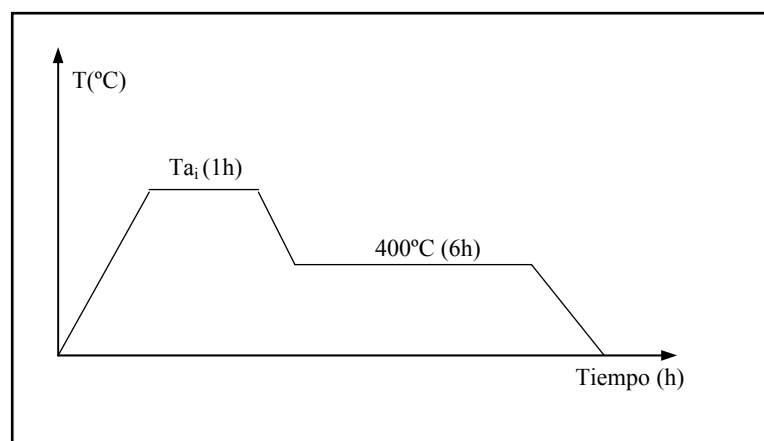


Figura 4.1 Tratamiento de austenización a temperatura T_{a_i} durante 1 hora con posterior enfriamiento industrial

Para la realización de estos tratamientos térmicos se han utilizado hornos marca Carbolite ubicados en el laboratorio del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Oviedo. Ambos hornos son eléctricos y programables, y están dispuestos de forma continua para facilitar el trasvase rápido de la probeta de uno al otro.

Una vez determinada la temperatura idónea de austenización (en nuestro caso 1.000°C), se procedió a hacer un estudio de la influencia del tiempo, realizando tratamientos térmicos de austenización a 1.000°C durante 2 horas, 5 horas y 12 horas (variación del intervalo ' t_i ' en la figura 4.2). El procedimiento para la aplicación de estos nuevos tratamientos térmicos sobre las probetas en estado bruto de moldeo fue similar al explicado anteriormente.

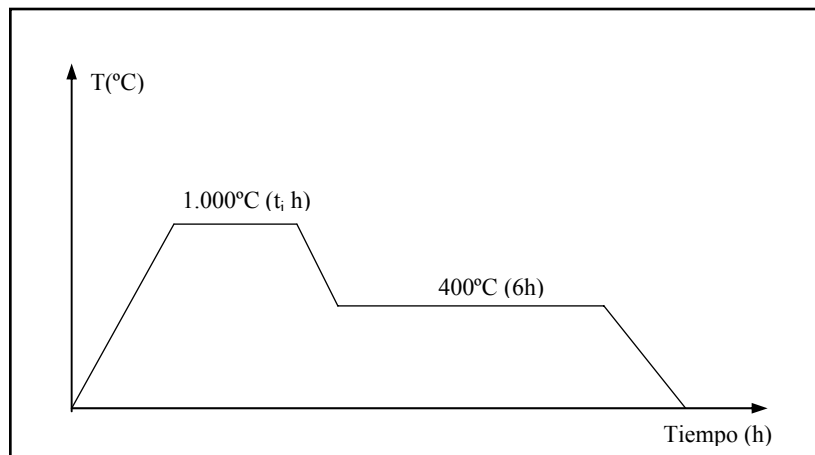


Figura 4.2 Tratamiento de austenización a temperatura 1.000°C durante t_i horas con posterior enfriamiento industrial

Tras determinar la temperatura de austenización y el tiempo de aplicación de la misma (1.000°C y 5 horas), con objeto de maximizar la dureza y minimizar la cantidad de austenita no transformada (analizada mediante difracción de rayos X, apartado 4.4), se procedió a la determinación de la temperatura óptima del tratamiento de revenido de las muestras. Para ello se eligieron cuatro temperaturas diferentes (Tr_i), y se mantuvieron las muestras a esas temperaturas durante 5 horas.

Posteriormente se realizaron revenidos dobles a las temperaturas ya experimentadas con lo que se probaron 8 tratamientos térmicos diferentes sobre los que se evaluó la dureza, microdureza, recuento de la fracción volumétrica de carburos y ensayos de difracción de rayos X. Las temperaturas elegidas para los tratamientos de revenido simples y dobles durante cinco horas fueron:

- 1) Revenido simple a $Tr_1=500^\circ\text{C}$ durante 5 horas.
- 2) Revenido simple a $Tr_2=525^\circ\text{C}$ durante 5 horas.
- 3) Revenido simple a $Tr_3=550^\circ\text{C}$ durante 5 horas.
- 4) Revenido simple a $Tr_4=575^\circ\text{C}$ durante 5 horas.
- 5) Revenido doble a $Tr_1=500^\circ\text{C}$ durante 5+5 horas.
- 6) Revenido doble a $Tr_2=525^\circ\text{C}$ durante 5+5 horas.
- 7) Revenido doble a $Tr_3=550^\circ\text{C}$ durante 5+5 horas.
- 8) Revenido doble a $Tr_4=575^\circ\text{C}$ durante 5+5 horas.

Los esquemas de estos tratamientos se pueden ver en las figuras 4.3 y 4.4.

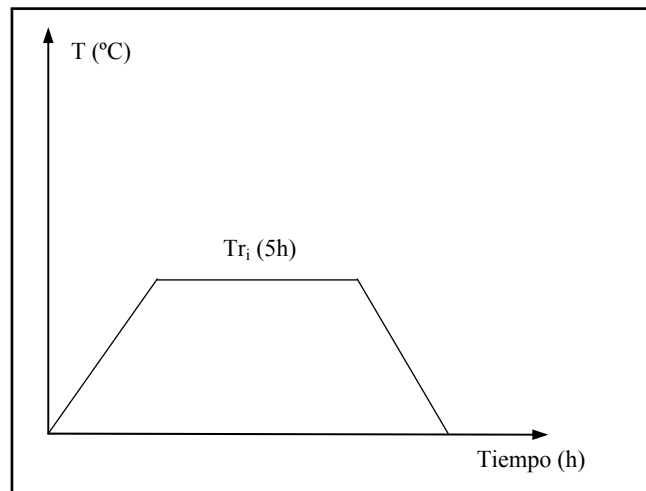


Figura 4.3 Tratamiento de revenido simple a temperatura Tr_i durante 5 horas

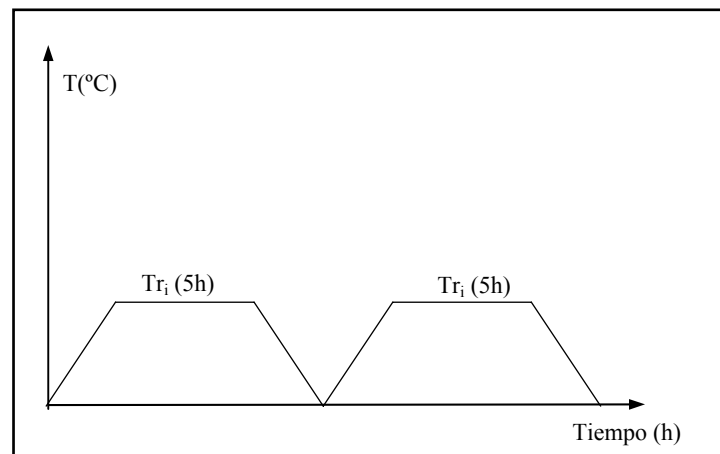


Figura 4.4 Tratamiento de revenido doble a temperatura Tr_i durante 5+5 horas

Tras analizar todos estos datos, se decidió realizar una nueva tanda de tratamientos de austenización de nuevo a las temperaturas de $T_{a1}=950^{\circ}\text{C}$, $T_{a2}=1.000^{\circ}\text{C}$, $T_{a3}=1.050^{\circ}\text{C}$ y $T_{a4}=1.100^{\circ}\text{C}$ durante 12 horas, seguidos del enfriamiento industrial a 400°C durante 6 horas (figura 4.5). Sobre estas probetas se han realizado ensayos de dureza, microdureza y difracción de rayos X.

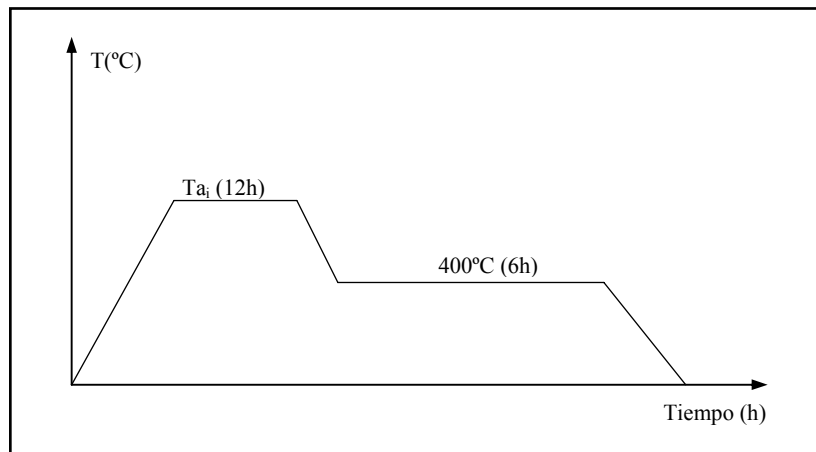


Figura 4.5 Tratamiento de austenización a temperatura T_{a_i} durante 12 horas con posterior enfriamiento industrial

Tras realizar los ensayos de dureza y microdureza de estas probetas se comprobó que los mayores valores correspondían a las probetas austenizadas a 1.000°C . A éstas, se les aplicó posteriormente tratamientos térmicos de revenido simples y dobles, bajo las mismas condiciones que los realizados en el caso de las probetas austenizadas a 1.000°C durante 5 horas, con el fin de poder establecer comparaciones posteriores.

En todos los casos, el tiempo mínimo de mantenimiento en los tratamientos térmicos realizados ha sido de 5 horas ya que debe tenerse en cuenta que en el tratamiento de un cilindro real, en virtud de su gran tamaño, puede haber un desfase de 2-3 horas entre la superficie externa e interna de la capa para espesores de capa entre 50 y 80mm (Abdel, 2.004).

4.1.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS PARA LA FUNDICIÓN BLANCA CON ALTO CONTENIDO EN CROMO

Al igual que en el caso del acero, el objetivo que se persigue en la fundición blanca con alto contenido en cromo es conseguir las mejores propiedades mecánicas y optimizar las prestaciones de los cilindros de laminación fabricados a partir de dicho material. Este hecho conduce a actuar sobre la microestructura de la fundición, lo que implica la necesidad de encontrar el tratamiento térmico apropiado que permita alcanzar este fin.

Para el caso de la fundición blanca con alto contenido en cromo, se realizaron, en primer lugar, tratamientos térmicos de revenido, simples y dobles, a distintas temperaturas en estado de suministro (estado bruto de moldeo), y posteriormente, tratamientos térmicos de austenización, con sus correspondientes tratamientos de revenido.



Revenido

Este tratamiento consistió en un calentamiento de la probeta hasta Tr_i , y permanencia a esa temperatura durante un tiempo de 5 horas. Posteriormente, la probeta se retiró del horno y se dejó enfriar al aire hasta la temperatura ambiente. En principio se estudiaron seis temperaturas de revenido diferentes: $Tr_1=450^\circ\text{C}$, $Tr_2=475^\circ\text{C}$, $Tr_3=500^\circ\text{C}$, $Tr_4=525^\circ\text{C}$, $Tr_5=550^\circ\text{C}$ y $Tr_6=575^\circ\text{C}$. La figura 4.6 muestra un esquema de estos tratamientos.

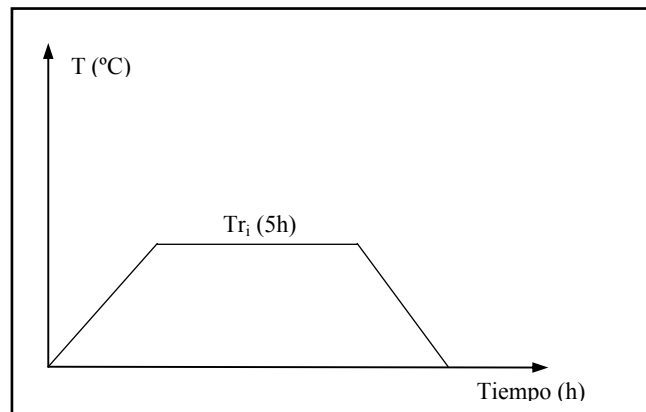


Figura 4.6 Tratamiento de revenido simple a temperatura Tr_i durante 5 horas

A continuación, se procedió al estudio del tratamiento térmico de doble revenido, a las mismas temperaturas que en el caso del revenido simple, Tr_i . Se utilizaron 5 horas como tiempo de permanencia a la temperatura Tr_i , para cada uno de los revenidos simples que componen el doble revenido. En la figura 4.7 puede verse el esquema de este tipo de tratamientos.

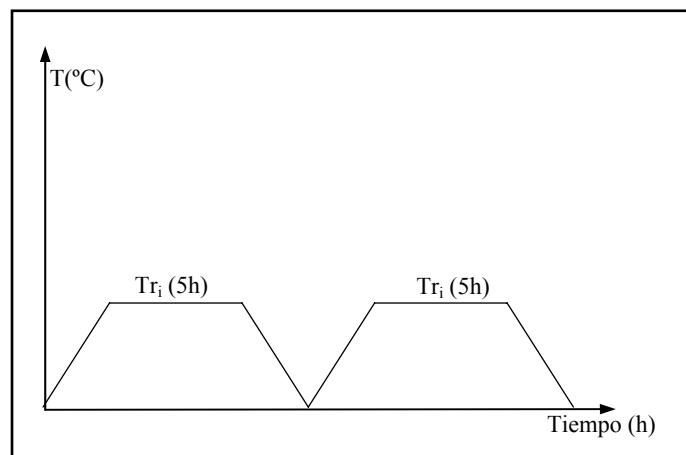


Figura 4.7 Tratamiento de revenido doble a temperatura Tr_i durante 5+5 horas



Temple y revenido

Al igual que pasaba en los aceros altos en cromo, una etapa importante en la búsqueda del tratamiento óptimo para las fundiciones blancas con alto contenido en cromo, fue el intento de determinar la temperatura de austenización que proporcionase las mejores propiedades mecánicas. Se trata de encontrar aquella temperatura que optimice la disolución de carburos de aleación formados durante el enfriamiento posterior al moldeo del cilindro, lo que genera microestructuras endurecidas que confieren dureza al material.

La austenización de las fundiciones al cromo es crítica para la obtención de microestructuras endurecidas con alta dureza final, pero se sabe que existe un rango de temperaturas para el cual estas fundiciones alcanzan la máxima dureza, y éste es el que se pretendía determinar. Dicha temperatura es la que ocasiona la óptima disolución de los carburos de aleación en la austenita sin que se genere una fracción excesiva de austenita retenida. Suele rondar los 1.025°C, dependiendo del contenido en cromo de la fundición, figura 4.8 (Tabrett, 1.996).

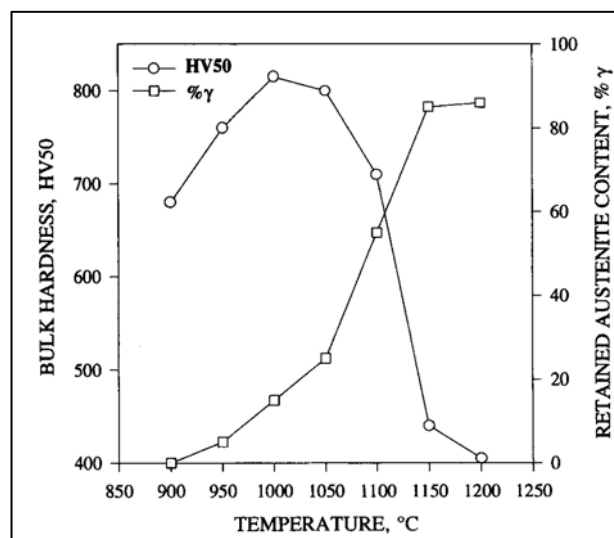


Figura 4.8 Relación de la temperatura de austenización con la dureza y el porcentaje de austenita retenida en las fundiciones blancas altas en cromo

En este caso, se estudiaron cinco posibles temperaturas de austenización: $T_{a1}=900$ °C, $T_{a2}=950$ °C, $T_{a3}=1.000$ °C, $T_{a4}=1.050$ °C y $T_{a5}=1.100$ °C. Las probetas se introdujeron en un horno a la temperatura T_{a_i} correspondiente durante 5 horas. Seguidamente, se introdujeron las probetas en el segundo horno, a 450 °C durante 6 horas. Finalmente se sacó la probeta de este segundo horno para dejarla enfriar al aire hasta temperatura ambiente. En la figura 4.9 se puede ver un esquema de este tratamiento.

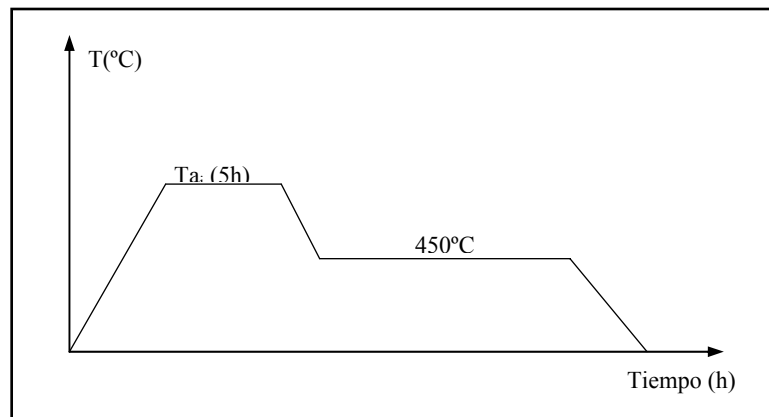


Figura 4.9 Tratamiento de austenización a temperatura T_a , durante 5 horas con posterior enfriamiento industrial

Tras estudiar la macrodureza y microdureza Vickers obtenida en cada tratamiento de austenización, complementado con los datos obtenidos en los ensayos de difracción de rayos X, se seleccionaron como tratamientos óptimos de temple los correspondientes a las temperaturas de austenización: $T_{a3} = 1.000\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $T_{a4} = 1.050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Sobre probetas austenizadas a estas temperaturas, según el esquema de la figura 4.9, se realizaron tratamientos de revenido de cinco horas, simples y dobles a las temperaturas $Tr_1=450^{\circ}\text{C}$, $Tr_2=475^{\circ}\text{C}$, $Tr_3=500^{\circ}\text{C}$, $Tr_4=525^{\circ}\text{C}$, $Tr_5=550^{\circ}\text{C}$ y $Tr_6=575^{\circ}\text{C}$, ya que es entre 400 y 550°C cuando la precipitación de carburos tiene lugar, reduciendo la cantidad de austenita retenida y favoreciendo el fenómeno de la dureza secundaria (figura 4.10). Temperaturas mayores de 600°C favorecen ya el engrosamiento de la estructura y aunque aseguran la eliminación completa de toda la austenita retenida, la dureza y la resistencia a la abrasión disminuyen (Tabrett, 1.996).

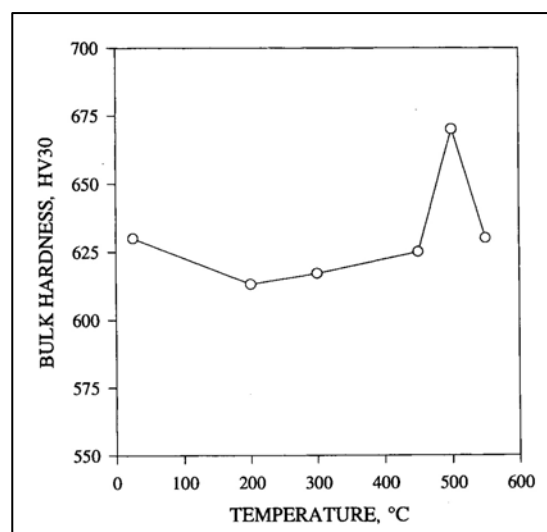


Figura 4.10 Evolución de la dureza con la temperatura de revenido en una fundición blanca alta en cromo

Los esquemas de los tratamientos realizados se muestran en las figuras 4.11, 4.12, 4.13 y 4.14.

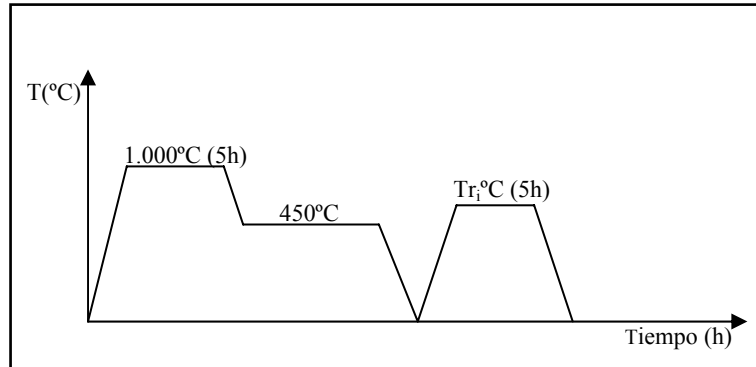


Figura 4.11 Tratamiento de austenización a 1.000°C durante 5 horas con posterior enfriamiento industrial y tratamiento de revenido a Tr_i durante 5 horas

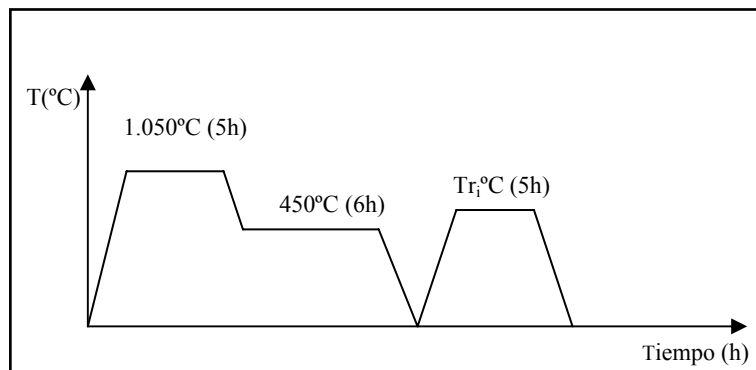


Figura 4.12 Tratamiento de austenización a 1.050°C durante 5 horas con posterior enfriamiento industrial y tratamiento de revenido a Tr_i durante 5 horas

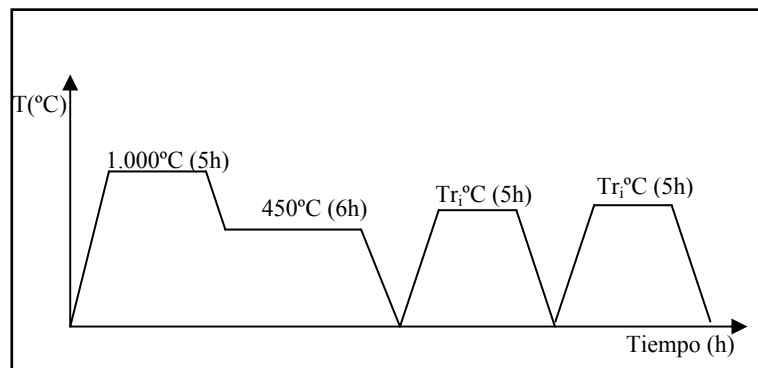


Figura 4.13 Tratamiento de austenización a 1.000°C durante 5 horas con posterior enfriamiento industrial y tratamiento de doble revenido a Tr_i durante 5+5 horas

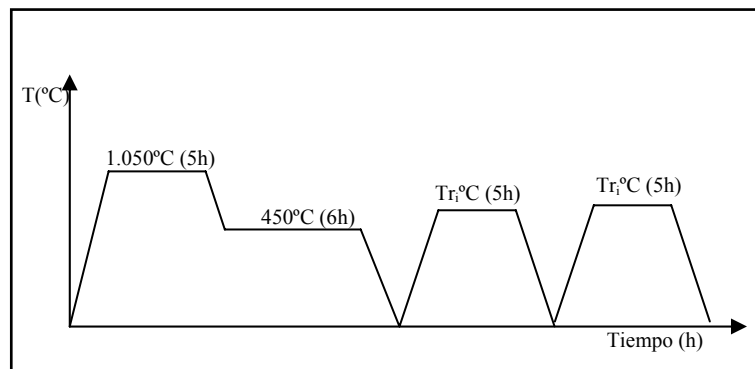


Figura 4.14 Tratamiento de austenización a 1.050°C durante 5 horas con posterior enfriamiento industrial y tratamiento de doble revenido a Tr_i durante 5+5 horas

Para realizar todos estos tratamientos térmicos se han utilizado los mismos hornos que en el caso de los aceros altos en cromo.

4.2 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS

Se han utilizado técnicas metalográficas para identificar las fases presentes en las microestructuras de los materiales. Estas fases que constituyen el agregado metálico son, generalmente, de tamaño microscópico y para su observación y estudio, es preciso preparar debidamente la probeta.

Una superficie metálica en la que se van a observar unas fases microscópicas ha de ser plana y estar pulida. Plana porque la pequeña profundidad de foco de los sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles; y estar debidamente pulida para que sólo puedan aparecer en ella detalles propios de su estructura, y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla. Para conseguir ambas cosas, se realizan una serie de pasos consecutivos: corte, desbaste, pulido y ataque que se describen a continuación:

CORTE

Como las muestras utilizadas eran excesivamente grandes fue necesario reducirlas a un tamaño adecuado. Para ello se utilizó una máquina tronzadora, en la que tras sujetar la muestra con las mordazas de la máquina, se le acerca un disco que al girar va produciendo el corte de la pieza, al mismo tiempo que se vierte un líquido refrigerante sobre el disco y la muestra, evitando el calentamiento excesivo de esta última.



La cortadora que se ha utilizado para cortar las muestras es de la marca Buelher, modelo Abrasimet 2 y los discos utilizados son discos abrasivos de carburo de silicio.

DESBASTE

La superficie a pulir, primero ha de ser desbasta pasándola sucesivamente por papeles con abrasivos de grano cada vez más fino. En este trabajo se empezó con lijas de grano 60, pasando sucesivamente por las de 120, 180, 240, 320, 400 y 600. Los papeles de lija se apoyan sobre una superficie plana (en este caso se ha utilizado una desbastadora de bandas) y la probeta se apoya sobre ellos por la cara a desbastar, frotándola en una dirección hasta que se observa en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se está utilizando. La dirección de desbaste se gira 90° al pasar de un papel al siguiente, habiendo previamente aclarado la probeta con un chorro de agua con el fin de eliminar las posibles virutas y restos de granos de la última lija utilizada.

Después de haber pasado por todas las lijas, y aclarado perfectamente la probeta, se está en condiciones de pasar a la etapa de pulido.

PULIDO

La superficie de la probeta, desbastada hasta el grano más fino, y limpia, se pasa por unos paños impregnados en algún abrasivo. El tipo de abrasivo y de paño dependen del material de la probeta. El utilizado en este caso fue pasta de diamante de 6 μ m en el pulido grueso y de 1 μ m en el caso del segundo pulido, y como paños se han utilizado materiales sintéticos (tctxmet 1000 y mastertex respectivamente). Para ayudar al pulido se ha utilizado aceite como lubricante.

Los paños, siempre húmedos y con suficiente abrasivo, van sujetos a unos discos giratorios, aunque también pueden ir apoyados sobre una superficie plana y limpia. En nuestro caso para realizar el pulido nos hemos ayudado de unas pulidoras manuales, marca Metaserv. El disco gira, y la probeta, apoyada suavemente sobre él, se hizo girar describiendo círculos en sentido contrario al del disco.

Se han realizado dos etapas de pulido con el fin de obtener una superficie especular, susceptible de ser atacada y examinada al microscopio. Para pasar de una etapa de pulido a la siguiente, la probeta se ha aclarado con heptano, arrastrando con él restos del primer pulido, y evitando así la contaminación del siguiente paño.

Una vez terminadas las dos etapas del pulido, se procedió a la limpieza de la probeta, antes de proceder al ataque.



ATAQUE

Una superficie pulida revela ya una serie de hechos interesantes, como pueden ser grietas, inclusiones, fases (si su forma y color las hacen diferenciables), poros, etc. Pero, normalmente, la probeta hay que atacarla con un reactivo químico que actúa de forma selectiva sobre los diversos constituyentes estructurales (fases, límites de grano, impurezas, zonas deformadas...).

Antes de atacar, la probeta ha de estar desengrasada y limpia. Luego, es importante elegir un buen reactivo que ataque al material en cuestión. En este caso, para atacar ambos materiales con alto contenido en cromo se ha elegido el reactivo 'Vilella', cuya composición es 5cm³ de ácido clorhídrico, 1g de ácido pírico y 100cm³ de alcohol metílico.

Preparado el reactivo, se vierte un poco en una cápsula en la que se introduce la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detiene el ataque con agua y se observa la superficie. Esta operación se repite hasta que la superficie a examinar esté bien atacada. El tiempo de ataque es muy variable, y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuando debe darse por terminado.

Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente, y se secó con alcohol (si es absoluto mejor) y un secador de aire.

Además de las probetas que van a ser estudiadas metalográficamente, las de los ensayos de oxidación, desgaste y fractura también requieren cierta preparación previa.

Las probetas utilizadas en los ensayos de oxidación, son bloques de dimensiones 16x11x12mm³. Éstas se desbastaron por todas sus caras hasta la última lija, es decir hasta el papel de 600.

Las probetas utilizadas en los ensayos de desgaste, también son bloques de caras paralelas pero de dimensiones 6x16x10mm³, y se desbastaron y pulieron por la cara que va a sufrir el desgaste (una de las superficies de 6x16mm²).

Las probetas utilizadas en la determinación de la tenacidad a fractura, tienen la forma exigida por la norma ASTM E399, de dimensiones 60x15x15mm³, con una entalla en forma de V de 5mm de profundidad. Estas probetas se desbastaron y pulieron por las caras de superficie 65x15mm² con el fin de poder ver el crecimiento de la grieta durante el ensayo.

4.3 ANÁLISIS METALGRÁFICO

Una vez las muestras se prepararon metalográficamente, ya se puede proceder a su análisis. Para ello se utilizaron diferentes técnicas e instrumentos que se describen a continuación.



4.3.1 MICROSCOPIA

Todas las operaciones descritas en el apartado anterior, tienen por objeto revelar en una superficie metálica plana sus constituyentes estructurales al ser observados en el microscopio. El microscopio es un instrumento fundamental del metalurgista, por lo que es importante saber sacar un rendimiento óptimo de sus grandes posibilidades (*Calvo, 1.971*).

4.3.1.1 Microscopía óptica

Con la ayuda del microscopio óptico se pueden estudiar los microconstituyentes de los metales y aleaciones y en muchos casos es posible reconstruir la historia de los procesos de fabricación, el efecto de los tratamientos térmicos y en ocasiones determinar también las causas que han producido la rotura de piezas o herramientas.

Dentro de los microscopios ópticos, están los que se denominan ‘microscopios metalúrgicos’. Se diferencian del resto en el método de iluminación. En medicina, farmacia, biología, etc., se suelen observar muestras transparentes, mientras que en metalografía las probetas que se examinan son opacas, por lo que es necesario emplear sistemas de iluminación especiales diferentes de los que se emplean en la mayoría de los microscopios ordinarios. La iluminación que se emplea en los microscopios metalográficos se suele denominar ‘iluminación vertical’ y se realiza por reflexión de la luz, producida por una bombilla o un arco, en un cristal plano o en un pequeño prisma. Esos elementos reflectores van colocados en el tubo central del microscopio. El objetivo se suele encontrar en la parte inferior y el ocular en la parte superior o frontal del aparato.

En los microscopios de iluminación vertical que emplean para la reflexión un vidrio plano, los rayos de luz, generalmente horizontales, que provienen del foco luminoso, llegan al cuerpo del tubo del microscopio y sufren una reflexión de 90° al incidir sobre el cristal plano, que forma un ángulo de 45° con el rayo incidente. La luz reflejada pasa luego a través del objetivo e ilumina la muestra que se está observando. Los rayos que iluminan la muestra son reflejados por ella misma y pasan a través del objetivo y atraviesan el vidrio plano, continuando luego hacia el ocular, donde el ojo del observador puede apreciar perfectamente los detalles de la muestra. Una pequeña parte de esta luz, que retrocede en lugar de atravesar el vidrio, es reflejada por el mismo vidrio plano y se pierde.

Los elementos ópticos más importantes de los microscopios son el objetivo y el ocular. El objetivo es un conjunto óptico que da una imagen real invertida y ampliada de los objetos que se examinan. Lo mismo ocurre con el ocular que da también una imagen ampliada pero virtual de la imagen que proporciona el objetivo. En los microscopios, al estar colocados el objetivo y el ocular uno a continuación del otro, se produce una doble ampliación de la imagen.



En las observaciones microscópicas conviene considerar la importancia de la luminosidad de los objetivos y su poder de resolución, porque esos dos factores son los que verdaderamente limitan el poder de ampliación de los microscopios. La fórmula que permite determinar el poder de resolución de un microscopio indica que este factor depende de la abertura de la lente y de la longitud de onda de la luz utilizada. Cuanto más corta sea la longitud de onda, mayor será el poder de resolución. En los microscopios ópticos hay pues un gran interés en utilizar una luz cuya longitud de onda sea lo más pequeña posible.

A fin de mejorar el poder de resolución de los microscopios, se puede utilizar la luz ultravioleta. Se puede así obtener un poder de resolución superior al que se consigue con los microscopios que utilizan luz ordinaria, pero sus posibilidades son limitadas y con los microscopios ópticos con observación directa no se puede pasar prácticamente de los 1.500 aumentos. Por todo ello, se han hecho numerosas investigaciones en el campo electrónico para vencer esas dificultades, habiéndose podido comprobar que un haz de electrones puede comportarse en cierta manera igual que un rayo luminoso y puede ser localizado con la ayuda de lentes electrónicas o electromagnéticas. Estos descubrimientos fueron la base de los trabajos que permitieron el desarrollo de los microscopios electrónicos, con los que se consiguen ampliaciones y poderes de resolución muy superiores a los que corresponden a los microscopios ópticos.

El microscopio óptico utilizado para examinar las muestras de este trabajo fue un NIKON, modelo Epiphot 200, con un ocular x10 y objetivos de x5, x10, x20, x50 y x100. A él se ha conectado una cámara marca DONPISHA, modelo XC-003P que a su vez está conectada a un ordenador con el programa OMNIMET-ENTERPRISE (figura 4.15). Este programa permite ver las fotos capturadas por la cámara y tratar las imágenes en el formato digital.

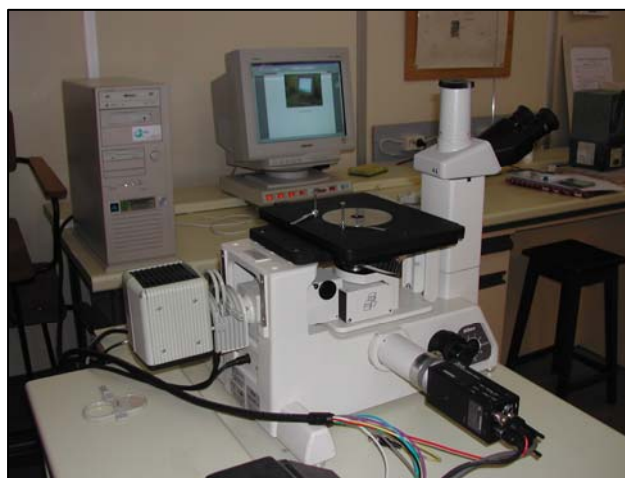


Figura 4.15 Microscopio óptico

4.3.1.1.1 Determinación del porcentaje de carburos eutécticos

El procedimiento para estimar la fracción volumétrica de una fase consiste en el conteo manual de puntos sobre una microestructura siguiendo la norma ASTM E562. Esta norma expone, que cuando se aplica una distribución de puntos dispuestos de forma regular, sobre una sección plana de una probeta metálica, la cantidad de puntos que caen dentro del constituyente metalográfico a cuantificar, proporciona una estimación de la fracción volumétrica del mismo en la muestra. Para realizar el conteo se utilizó una rejilla de 20x20 puntos, instalada en el microscopio óptico. Es importante ser cuidadoso con el espaciado que hay que dejar entre los nudos de la rejilla; debe ser lo suficientemente grande para asegurar que dos de ellos no caigan sobre la misma fase a medir, por lo que es preciso que la distancia entre ellos sea superior al tamaño medio de la fase a evaluar. Habrá que ajustar los aumentos a un nivel adecuado para evitar que dos puntos consecutivos de la retícula caigan sobre la misma porción de fase. Para hacer el recuento de puntos se coloca la retícula en el objetivo del microscopio, y se cuenta el número de nodos o puntos que coinciden con la fase que se está analizando. A modo ilustrativo, se incluye un ejemplo (figura 4.16), donde se estaría realizando un recuento de poros en la superficie visualizada mediante el microscopio.

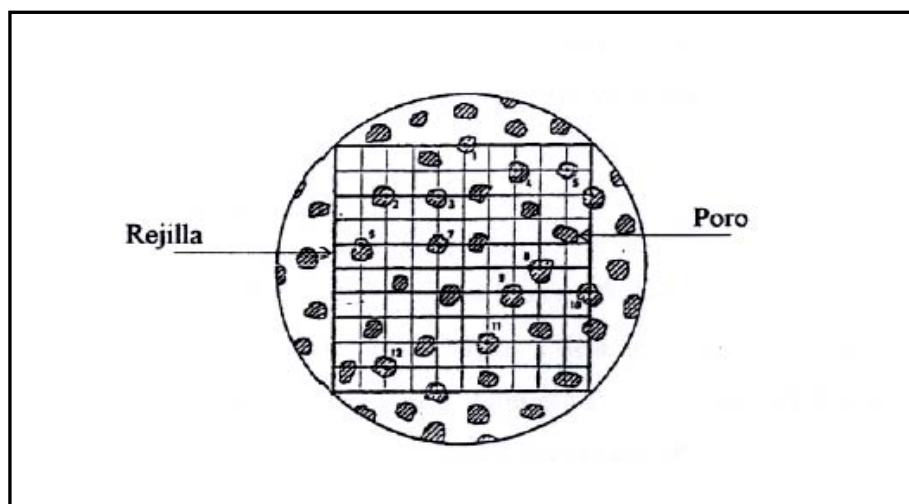


Figura 4.16 Fundamento del recuento de poros

En el estudio objeto de este proyecto, la fase cuyo recuento es de interés, corresponde a los carburos de cromo eutécticos, que se forman durante la solidificación del acero y de la fundición con altos contenidos en cromo.

Para determinar la fracción de carburos, se hicieron varias medidas en diferentes zonas de la muestra, procurando que las áreas contiguas correspondientes a cada medida no tuvieran zonas coincidentes con otras ya estudiadas. Además, se tomaron zonas representativas, es decir,



pertenecientes a la parte central de la probeta, evitando de esta forma resultados erróneos en caso de que exista descarburación superficial.

Cuando al hacer el recuento aparecieron puntos tangentes a la fase que se está midiendo entonces se optó por contarlos con un valor igual a medio punto. De esta manera se pretendió minimizar los posibles errores subjetivos y disminuir su repercusión en el resultado final.

Denominando 'P' al número de puntos coincidentes con la fase constituida por los carburos de cromo, y 'P_T' al número total de puntos de la retícula, que en este caso es 400 (ya que está formada por 20 líneas horizontales y otras 20 verticales), la fracción volumétrica de carburos en la muestra es:

$$V_V = P / P_T$$

Como en este estudio los resultados del recuento se van a expresar en porcentajes, habrá que multiplicar por 100 el cociente anterior:

$$\text{Carburos (\%)} = (P / P_T) \times 100$$

Cada recuento de carburos realizado en el laboratorio se ha desarrollado utilizando cinco zonas representativas de medida (2000 puntos), siguiendo las sugerencias indicadas anteriormente para el conteo de puntos 'P'.

Los posibles errores que se pueden cometer utilizando el método expuesto, son de varios tipos:

- a) De carácter estadístico, ya que dependen del número de observaciones realizadas.
- b) Debidos a posibles deficiencias en las muestras, precisión del equipo empleado y habilidad de la persona que hace el recuento.

4.3.1.2 Microscopía electrónica de barrido

El funcionamiento del microscopio electrónico de barrido se basa en acelerar un haz de electrones a un potencial de hasta 30kV, entre un cátodo y un ánodo hueco convenientemente colimados, y dirigirlo hacia la muestra. De esta manera se producen todos los fenómenos óptico-electrónicos posibles (refracción, difracción, reflexión, retrodispersión, rayos X,...) y mediante electrones secundarios o retrodispersados se obtienen las imágenes de la muestra.

El microscopio electrónico de barrido utilizado en este proyecto fue un JEOL 5600, que pertenece a los servicios Científico Técnicos de la Universidad de Oviedo (figura 4.17).



Figura 4.17 Microscopio electrónico de barrido

Además, este equipo está dotado de un microanalizador por energía dispersiva Oxford Inca Energy 200, que se ha utilizado para determinar la composición química de algunas de las diferentes fases que constituyen las microestructuras de las probetas analizadas. Tras obtener en la pantalla una imagen de la muestra, se selecciona una parte de la misma de la cual se quiere realizar su análisis químico. Utilizando la energía dispersiva de los rayos X, se obtiene información de los elementos químicos y sus proporciones en la zona en cuestión.

Este mismo microscopio en virtud de su gran profundidad de campo se utilizó también para realizar el análisis fractográfico de las probetas después de haber sido empleadas en los diferentes ensayos (tracción, compresión, fractura, oxidación y desgaste).

4.4 ENSAYO DE DIFRACCIÓN POR RAYOS X

El ensayo de difracción de rayos X se utiliza como un método alternativo de análisis de la microestructura, y permite distinguir las fases presentes en un material, algunas de las cuales no pueden diferenciarse mediante la microscopía óptica.

El fundamento teórico de esta técnica se basa en los diferentes ángulos de difracción de rayos X, que presentan las distintas estructuras cristalinas del material, en virtud de sus respectivas distancias interplanares características.



La caracterización por difracción de rayos X se basa en la siguiente expresión:

$$\lambda = 2 \cdot d \cdot \text{sen} \theta$$

en la que:

- λ es la longitud de onda de incidencia utilizada en nuestro ensayo, fijada en este caso en el valor de 1.54 Å (anticátodo de cobre). Fue constante en todo el estudio.

- θ son los ángulos de difracción característicos de cada componente microestructural.

- d es la distancia interplanar de las diferentes familias de planos característicos de cada componente microestructural, que dan lugar al fenómeno de difracción.

El ensayo consiste en hacer incidir los rayos X sobre las probetas y variar continuamente el ángulo de incidencia θ . Como la longitud de onda empleada ya viene fijada por el valor constante mencionado, se obtendrá para cada difracción del ensayo, un valor de la distancia interplanar:

$$d = \frac{\lambda}{2 \cdot \text{sen} \theta}$$

Estudiando el espectro de difracción del ensayo (figura 4.18), es decir los diferentes picos de difracción que se obtienen al variar el ángulo de difracción, y con ayuda de las distancias interplanares propias de difracción características de cada componente microestructural, obtenidas del programa informático del ‘Internacional Centre for Diffraction Data’ de 1996, se pueden deducir los constituyentes presentes en el acero. Si en la lista de picos obtenida en el ensayo (tabla 4.1), se observa que aparecen las principales distancias interplanares (d) propias de algún componente estructural que dan lugar a difracción, se puede deducir su existencia en la microestructura analizada.

Muchas veces puede suceder que un pico de valor considerable perteneciente a un componente concreto se solape con otro más reducido referido a otro constituyente, dificultando la apreciación de este último. Es en este caso cuando se ha de observar si se verifican los demás valores, sobre todo los de mayor intensidad, para estar seguros de que ese componente forma parte de la microestructura objeto de análisis.

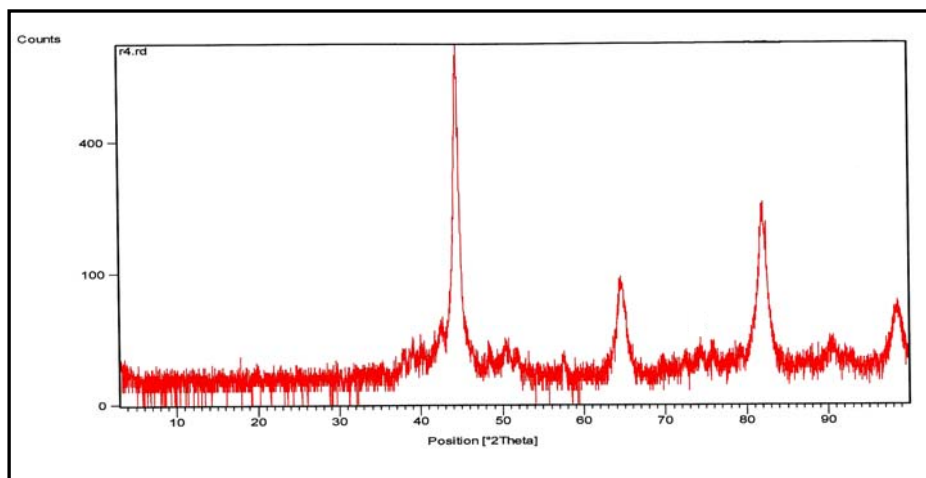


Figura 4.18 Picos de difracción de un ensayo del acero alto en cromo

LISTA DE PICOS

Pos. [°2Th.]	Height [cts]	FWHM [°2Th.]	d-spacing [Å]	Rel. Int. [%]
10.7090	1.51	0.3149	8.26139	0.21
12.5500	2.50	0.1181	7.05334	0.34
15.4373	1.26	0.9446	5.74003	0.17
19.7281	1.55	0.6298	4.50021	0.21
35.1857	2.54	0.4723	2.55065	0.34
37.8242	8.16	0.3936	2.37857	1.11
39.0178	13.51	0.2362	2.30852	1.83
39.9957	8.97	0.2362	2.25430	1.22
42.5346	20.38	0.2755	2.12543	2.76
44.5519	737.36	0.0787	2.03377	100.00
48.4408	6.99	0.4723	1.87920	0.95
50.2780	11.00	0.7872	1.81476	1.49
51.9491	6.43	0.4723	1.76024	0.87
57.5365	7.57	0.3936	1.60189	1.03
64.5653	77.06	0.1968	1.44344	10.45
69.3766	6.44	0.0720	1.35351	0.87
72.4304	4.52	0.4723	1.30486	0.61
74.3764	7.14	0.4723	1.27510	0.97
75.9911	7.06	0.4723	1.25233	0.96
79.2373	6.73	0.4723	1.20898	0.91
82.0004	203.27	0.7085	1.17510	27.57
84.3374	6.10	0.2362	1.14840	0.83
88.7965	5.86	0.1440	1.10099	0.79
89.6358	6.94	0.2755	1.09375	0.94
90.5088	8.85	0.7872	1.08546	1.20
98.0845	38.18	0.1200	1.02000	5.18
98.4685	40.26	0.3840	1.01705	5.46

Tabla 4.1 Listado de picos de difracción e intensidad de los mismos en un ensayo de difracción de rayos X del acero alto en cromo



Otro resultado interesante que se puede extraer del ensayo de difracción de rayos X es la cantidad, en porcentaje relativo, de cada componente. El análisis del espectro de difracción también muestra la altura o intensidad de los picos obtenidos para cada ángulo, que dan una idea de la cantidad relativa de un componente en relación a los demás. El listado de difracción del ensayo (tabla 4.1) también proporciona el valor porcentual relativo de los diferentes picos, tomando como máximo (100%) el mayor pico.

Los análisis de difracción de rayos X llevados a cabo en este trabajo, se realizaron sobre muestras pulidas, de $10 \times 10 \times 5 \text{ mm}^3$, utilizando un difractómetro Phillips PW 1729-1710, con ánodo de cobre ($\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$), en el que se realizó un barrido del ángulo 2θ desde 0 hasta 100° .

Se ha calculado la fracción volumétrica de austenita retenida (V_γ) de acuerdo a la norma ASTM E975, que utiliza el área de los picos difractados por los planos (200) y (221) de la ferrita y los picos correspondientes a los planos (200) y (220) de la austenita. Suponiendo que las fases ferrita y austenita son las únicas fases presentes, la fracción volumétrica de la austenita podría ser estimada a partir de las medidas de las intensidades integradas de las fases de austenita y ferrita.

El cálculo de la fracción volumétrica de austenita se expresa por (Suryanarayana, 1.998; Zhang, 2.000):

$$V_\gamma = \frac{\frac{A_\gamma}{R_\gamma}}{\frac{A_\gamma}{R_\gamma} + \frac{A_\alpha}{R_\alpha}}$$

donde A_{hkl}^α , A_{hkl}^γ son respectivamente las áreas de los picos de difracción de la ferrita y la austenita.

R_{hkl}^α , R_{hkl}^γ son respectivamente las intensidades integradas de difracción de los correspondientes planos de la ferrita y austenita, que se calculan del modo siguiente:

$$R = \frac{1}{V^2} \cdot [F \cdot \rho \cdot LP] e^{-2M}$$

Siendo:

- $V = a^3$ [nm³], volumen de la celda unidad .
- F : factor de estructura, que depende del factor de dispersión atómica, f , y del plano de difracción.
- f : factor de dispersión atómica, que es función del parámetro $\frac{\sin \theta}{\lambda}$.



- ρ : factor multiplicador, dependiente de la familia de planos de difracción .
- $LP = \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta}$, es el factor de polarización de Lorentz.
- $e^{-2M} = e^{\frac{-0.7 \sin^2 \theta}{\lambda}}$, es el factor temperatura.
- 2θ , es el ángulo de difracción.

En este análisis no se ha tenido en cuenta la existencia de otras fases (carburos) de difícil cuantificación, por lo que la fracción volumétrica obtenida corresponde al volumen de austenita en relación al volumen de austenita más ferrita.

4.5 ENSAYOS DE DUREZA Y MICRODUREZA

Una manera de cuantificar la dureza de un material es medir la resistencia que opone la superficie de un material a ser penetrada por un objeto duro. Puede definirse como una medida de la resistencia de un material a la deformación plástica localizada.

Existen distintos métodos para medir la dureza de los materiales, pero de acuerdo con la norma UNE 7-423 y ASTM E92, en este trabajo se ha utilizado el procedimiento de dureza Vickers. El ensayo se basa en forzar un pequeño penetrador en forma de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° entre caras opuestas, sobre la superficie del material a ensayar en condiciones controladas de carga y velocidad de aplicación de la carga. La carga aplicada puede variar entre 1 y 100kg y se aplica durante unos instantes (10-15 segundos). Tras el ensayo, se mide el tamaño de la huella resultante, que se relaciona con un número de dureza; cuanto más blando es el material, mayor y más profunda es la huella, y menor es el número de dureza (*Callister, 2.000; Askerland, 1.998*).

La carga utilizada en este caso fue de 31,25kg y el tiempo empleado fue de 15 segundos. La huella resultante se observó en un proyector de perfiles, marca Nikon, modelo V12, con el que se obtuvieron las medidas de las diagonales de la misma. La media de estas medidas se convirtió en un número de dureza con la ayuda de las correspondientes tablas. Los ensayos de dureza se han realizado con un durómetro marca Hoytom.

Para cada material y tipo de tratamiento térmico, se realizaron unas diez huellas de dureza y se calculó el valor medio de todas las medidas. El resultado representa la dureza correspondiente al material sometido a ese tratamiento térmico concreto.



Los ensayos de microdureza se realizaron con el fin de conocer el valor de la dureza en áreas microscópicas. Los más empleados son los ensayos Vickers y Knoop. Las medidas de microdureza proporcionadas por ambos no son equiparables, pero existen tablas de equivalencia empírica que las relacionan.

En este trabajo se han realizado ensayos de microdureza Vickers en un microdurómetro de la marca Buehler, modelo 1600-6100. Al igual que en el ensayo de macrodureza Vickers, el penetrador es un diamante en forma de pirámide cuadrangular, cuyas caras opuestas forman entre sí 136° . La carga empleada se selecciona con el correspondiente mando del microdurómetro, y su valor se elegirá en función tanto del área de la fase que se está analizando como de los conocimientos previos sobre la dureza previsible de esta misma fase (en el apartado de resultados se indican las cargas empleadas según el tratamiento térmico en cada material). El tiempo de actuación de la carga fue siempre el mismo, contabilizado por el propio aparato y fue igual a 15s.

Para llevar a cabo este ensayo, se requiere que la superficie de la probeta en la que van a realizarse las huellas esté correctamente pulida y atacada químicamente, lo que permite seleccionar el lugar concreto de ejecución de la huella. Además, debe existir una buena tolerancia de planitud entre esta superficie y la de apoyo de la probeta. De este modo se pretende asegurar que la pirámide cuadrangular penetre en el material en dirección perpendicular al mismo, evitando así falsear las medidas de las huellas producidas.

En el caso particular de este proyecto, se ha medido la microdureza correspondiente a las siguientes fases:

- Carburos eutécticos.
- Zonas dendríticas con carburos precipitados, austenita retenida y martensita.
- Martensita revenida.

Para cada fase se realizaron unas diez medidas de microdureza, con las que se calculó su media aritmética. El resultado representa la microdureza correspondiente a esa fase en la microestructura de cada probeta.

4.6 ENSAYOS DE TRACCIÓN

Uno de los ensayos mecánicos más comúnmente realizados para caracterizar mecánicamente un material es el de tracción. Consiste en deformar una probeta hasta la rotura, aplicando una carga de tracción que aumenta gradualmente y que es aplicada uniaxialmente a lo largo del eje de la probeta. Generalmente la sección de la probeta es circular, pero también se utilizan probetas de sección



rectangular. Ésta se sujeta a la máquina mediante unas mordazas, siendo, normalmente, una de ellas fija y la otra móvil, desplazándose a una velocidad constante a la vez que la probeta se va deformando a causa de la aplicación de la carga. Inicialmente esta deformación es uniforme a lo largo de toda la zona central de la probeta, para pasar a concentrarse en un punto de ella a partir del momento en el que la tensión alcanza la carga de rotura del material (σ_R), momento a partir del cual empieza a disminuir la carga hasta que un poco después sobreviene la rotura justamente en ese punto de la probeta.

A lo largo de todo el ensayo, la máquina va midiendo simultáneamente la carga aplicada, mediante una célula de carga, y la deformación producida mediante un extensómetro. Estos datos se registran en una gráfica tensión-deformación.

La tensión nominal se define como:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (\text{MPa})$$

donde F (N) es la carga registrada en cada instante del ensayo y A_0 (mm^2) el área inicial de la zona central de la probeta.

La deformación nominal se expresa:

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$$

donde ' l_0 ' es la longitud original antes de aplicar la carga y ' l ' es la longitud en un determinado instante. La deformación es adimensional y se suele expresar como porcentaje, multiplicando el cociente anterior por 100.

En este proyecto las probetas utilizadas fueron cilíndricas, de 6 mm de diámetro y 50 mm de longitud en su zona calibrada. En la figura 4.19 se muestra un esquema de las probetas utilizadas. Estas probetas se extrajeron siempre en la dirección tangencial de la rodaja del cilindro.

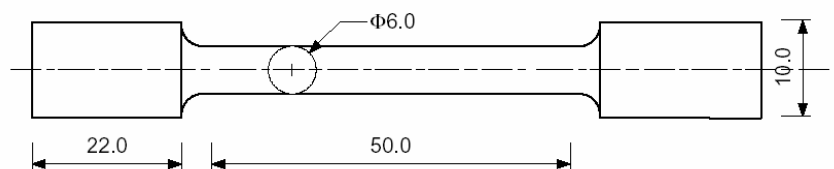


Figura 4.19 Esquema de una probeta de tracción

Los ensayos se realizaron siguiendo las indicaciones de la norma ASTM E8M-92 en una máquina de tracción estática INSTRON (figura 4.20), modelo 5582, de 100 kN de capacidad máxima de carga, a temperatura ambiente y con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 1mm/min.

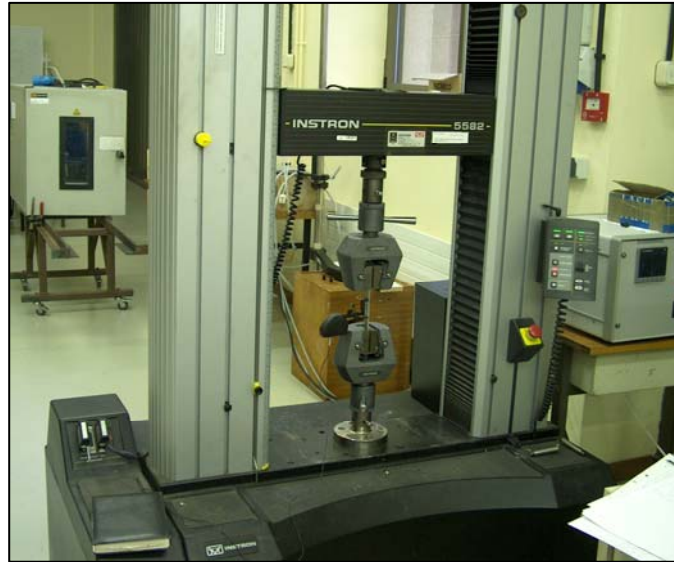


Figura 4.20 Máquina de tracción estática Instron

La resistencia a la tracción se calculó como el cociente entre la carga máxima y la sección inicial de la probeta. Por último, la reducción de área se calculó dividiendo la variación de área en la sección rota entre el área inicial de referencia de la probeta.

Se realizaron dos ensayos para cada condición y se calculó el valor medio de los resultados obtenidos.

Los ensayos de tracción permitieron evaluar las propiedades de los materiales estudiados y obtener así la resistencia mecánica a la tracción, el límite elástico y la reducción de área de los mismos.

4.7 ENSAYOS DE COMPRESIÓN EN CALIENTE

Es conveniente realizar la caracterización a compresión cuando las principales fuerzas que operan en servicio son de este tipo. Un ensayo de compresión se realiza de forma similar a un ensayo de tracción, excepto que la fuerza es compresiva, de modo que la probeta se contrae a lo largo de la dirección de aplicación de la fuerza. Las ecuaciones que se utilizan para calcular el esfuerzo de compresión y la deformación son las mismas que las utilizadas en el ensayo de tracción.

Con objeto de realizar una caracterización mecánica completa de los materiales utilizados en este trabajo, se procedió a la realización de ensayos mecánicos de compresión en caliente, a la temperatura máxima estimada de trabajo de los cilindros de laminación (sobre 500°C).

Los ensayos de compresión en caliente se realizaron sobre probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro y 6mm de longitud. Las dimensiones de las probetas, así como las velocidades de aplicación de la carga y las condiciones generales de ensayo se han seleccionado de acuerdo con las normas ASTM E9 y E209. Se utilizó una velocidad de desplazamiento de 1mm/min, que corresponde a una velocidad de deformación aproximada de $16,6 \times 10^3 \text{s}^{-1}$.

Para la realización de los ensayos se ha utilizado un horno INSTRON (figura 4.21), modelo SF 868E, colocado en la máquina de ensayos mecánicos "INSTRON", modelo 5582, y asociado a un regulador de temperatura, modelo CU 868E. Con el fin de proteger la célula de carga, se utilizó un refrigerador INSTRON, modelo A 1352-1001.



Figura 4.21 Horno Instron en máquina de ensayos mecánicos Instron

El horno está dotado de una serie de elementos que constan de: anillos refrigerantes, anillo calibrador, columnas de compresión y platos de compresión, éstos últimos fabricados a base de nitruro de silicio, que se colocan siguiendo un orden preestablecido.

Las columnas de compresión deben ser alineadas antes de cada montaje para reducir al mínimo la flexión de la probeta.

En primer lugar, se colocó la probeta en el interior del horno antes de empezar el ensayo, y se calentó hasta una temperatura de 500°C, a una velocidad de calefacción de 5°C/min. Una vez alcanzada esta temperatura, se mantuvo durante un tiempo de 30min, con el fin de lograr la estabilización térmica de la probeta. En este momento se realizó el ensayo para evitar el



sobrerrevenido de la probeta. Para evitar la posible fluencia de la probeta, se utilizó un juego de 2-4mm entre la probeta y los platos de compresión.

Una vez finalizados estos ensayos de compresión, se ejecutó un ensayo sin probeta en las mismas condiciones, con objeto de determinar la deformación del conjunto de los bloques y barras de aplicación de carga, y, por sustracción, obtener la deformación real experimentada por la probeta en el ensayo.

4.8 DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD A FRACTURA

Existen diferentes técnicas para medir la tenacidad de los materiales, pero las más utilizadas por los investigadores son las que miden la resistencia al fallo del material en presencia de una grieta (Tabrett, 1.996; Diesburg, 1.975).

El parámetro que regula el nivel tensional en el frente de la fisura es el factor de intensidad de tensiones K . Por ello, el avance de ésta y la posterior rotura del material ocurrirá cuando este factor alcanza un valor crítico dependiente del material denominado tenacidad a fractura K_{IC} . Este parámetro es fundamental para definir el comportamiento a fractura de un material agrietado, medido según el modo I, modo de apertura, que es el más frecuente y bajo el cual se propagan la mayoría de las grietas (Belzunce, 1.992) y en condiciones de deformación plana, es decir, cuando el espesor de la probeta cumple la siguiente condición: $B \geq 2.5 (K_{IC}/\sigma_{ys})^2$.

Existen distintas geometrías para realizar estos ensayos, pero la más utilizada con materiales frágiles es la de flexión en tres puntos (Diesburg, 1.974).

Para conocer K_{IC} se han utilizado las fórmulas propuestas en la Norma ESIS P2-92, siguiendo las especificaciones de la Norma ASTM E399-90, que consisten en la rotura por plegado de una probeta que ha sido previamente fisurada por fatiga. Las probetas ensayadas fueron del tipo de flexión en tres puntos con una simple entalla lateral en forma de V (SENB) (figura 4.22), de dimensiones $15 \times 15 \times 65 \text{cm}^3$. La longitud total de la entalla más la grieta por fatiga debe estar comprendida entre el siguiente rango de valores: $0.45W \leq a \leq 0.55W$, siendo W el ancho de la probeta.

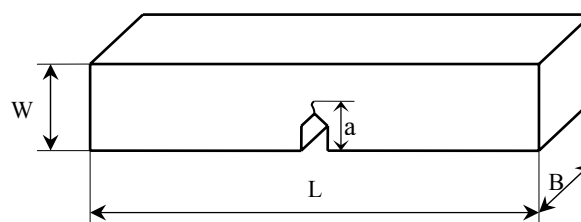


Figura 4.22 Esquema de la probeta de tenacidad a fractura

En el caso de los materiales estudiados en este proyecto (fundición blanca alta en cromo y acero alto en cromo), previo al crecimiento de la grieta por fatiga, se ha realizado en las probetas una grieta de 1,5mm de longitud mediante la técnica de electroerosión por hilo con el fin de orientar y facilitar el crecimiento de la grieta por fatiga. Fue necesario realizar esta pregrieta debido a la elevada dureza y fragilidad de ambos materiales, y también en virtud de las tensiones residuales generadas tras el mecanizado de la entalla, a pesar de realizarse previamente al tratamiento de doble revenido elegido para cada material.

La fisuración tras la electroerosión se realizó en una máquina MTS de ensayos dinámicos de 100kN de carga máxima (figura 4.23), conectada a un programa informático que va modificando (disminuyendo) la carga de actuación en función de la apertura de un extensómetro colocado en la boca de la entalla de la probeta (crecimiento de la grieta). Para ello es necesario colocar la probeta bien centrada, de manera que la distribución de cargas sea simétrica en relación con el plano de la entalla. Una vez la fisura alcanzó el valor indicado ($0.45W \leq a \leq 0.55W$) se paró el ensayo dinámico y se sometió a la probeta a una carga creciente hasta la rotura de la misma, registrando en un gráfico la carga aplicada frente a la apertura del extensómetro. La figura 4.24 muestra los posibles tipos de gráfica que se obtienen.



Figura 4.23 Máquina MTS de ensayos dinámicos

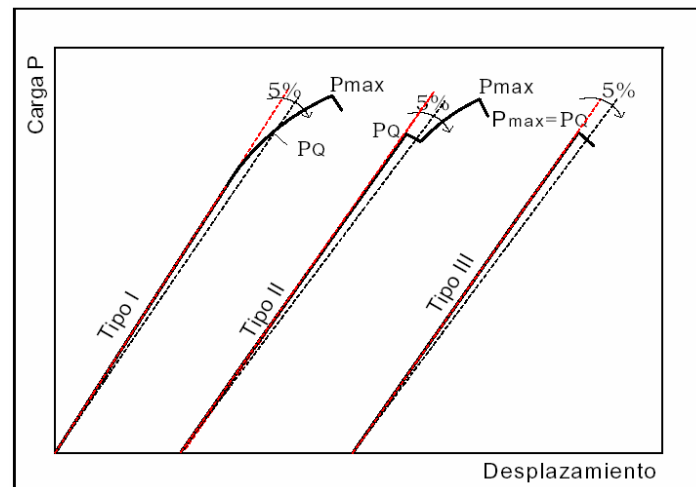


Figura 4.24 Carga-apertura extensómetro en el ensayo de flexión en 3 puntos de una probeta preagrietada

Del gráfico obtenido se obtiene un valor P_Q necesario para calcular el valor de K_C según las fórmulas indicadas por la norma E399:

$$K_Q = \frac{P_Q \cdot S}{B \cdot \sqrt{W^3}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)$$

donde

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right) \right)}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)\right) \left(1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right)^{\frac{3}{2}}}$$

Una vez obtenida P_Q , se ha de comprobar que el comportamiento del material puede considerarse como elástico lineal hasta el final del ensayo, y para ello deberá cumplirse que la relación $\frac{P_{\max}}{P_Q} \leq 1.10$. En caso contrario, el valor calculado a partir de P_Q no podrá ser considerado como K_{IC} , debido a la existencia de una plastificación excesiva en el ensayo y el ensayo no sería válido. Debe igualmente comprobarse que el ensayo ha sido realizado en condiciones de deformación plana ($B \geq 2.5 (K_{IC}/\sigma_{ys})^2$).

Una vez fracturada la probeta, con la ayuda del proyector de perfiles se obtiene el valor de 'a' realizando nueve medidas del tamaño de la grieta igualmente espaciadas a lo largo del espesor tal y como describe la norma ASTM E813. La media de las 2 medidas de los extremos, sumada a las siete medidas del centro y dividiendo el resultado entre 8, da el valor de 'a'.

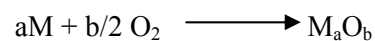


La mayoría de los estudios que consideran el efecto de la microestructura en la tenacidad a fractura han dado gran importancia al papel de la estructura de la matriz y a la fracción volumétrica de carburos. Diferentes investigadores afirman que las aleaciones con matriz austenítica poseen mayor tenacidad a fractura que las de matriz martensítica (*Radulovic, 1.994; Zum Gahr, 1.980; Kootsookos, 1.995*), y además, cuanto mayor es la cantidad de austenita en la matriz, mayor es la tenacidad a fractura (*Sare, 1.995; Yan, 1.987*). La rotura normalmente transcurre a través de los carburos eutécticos que rompen bruscamente. (*Durman, 1.970*). Tanto en aleaciones con matriz austenítica como martensítica, la fractura progresa también alrededor de los carburos secundarios presentes en la estructura de ambas matrices por lo que estos carburos secundarios son perjudiciales para la tenacidad de los materiales (*Pearce, 1.984; Biner, 1.985*).

En este trabajo, se ensayaron dos probetas de cada material y se calculó su valor medio.

4.9 ENSAYOS DE OXIDACIÓN

En general, cuando los metales y las aleaciones están en contacto con el aire a elevadas temperaturas, reaccionan con el oxígeno formando óxidos estables. La reacción de oxidación comienza por la interacción del oxígeno con la superficie del metal. Esta reactividad de un metal M con el O₂ atmosférico, conocida como oxidación del metal se puede expresar como:



En algunos casos, la capa de óxido formada actúa protegiendo al metal frente a la progresión del ataque, mientras que en otros casos, la aparición de la capa de óxido representa una limitación importante en la utilización de la pieza metálica.

Desde el punto de vista de la ingeniería, interesa conocer no sólo la tendencia de un material a oxidarse, sino también la velocidad a la que transcurre el proceso. Ello es importante, por ejemplo, para poder determinar la vida útil de una pieza. Dicha velocidad de oxidación se puede expresar mediante la ganancia de peso que experimenta una pieza metálica por unidad de área y de tiempo, pues normalmente el óxido producido se adhiere a la superficie del metal. (*Casanovas, 2.002*)

El proceso de oxidación en los metales se ve modificado si a su composición se les añaden elementos de aleación. Éstos mejoran el comportamiento de los materiales en algunas aplicaciones en caliente, siendo el níquel, el cromo y el aluminio los mejores aleantes desde el punto de vista de la resistencia a la oxidación. Concretamente, los materiales estudiados en este trabajo tienen elevados porcentajes de cromo.

En el caso del hierro puro y de los aceros, el cromo reduce la oxidación según puede verse en la figura 4.25. En ella se refleja el efecto del cromo como elemento de aleación en la velocidad de oxidación de un acero a 1.000°C. A medida que aumenta el contenido en cromo, se va reduciendo la velocidad de oxidación, llegando a disminuir de manera exponencial a partir del 12-13% Cr. Aceros con contenidos superiores a éstos, resisten la oxidación incluso a temperaturas tan elevadas como 1.000°C.

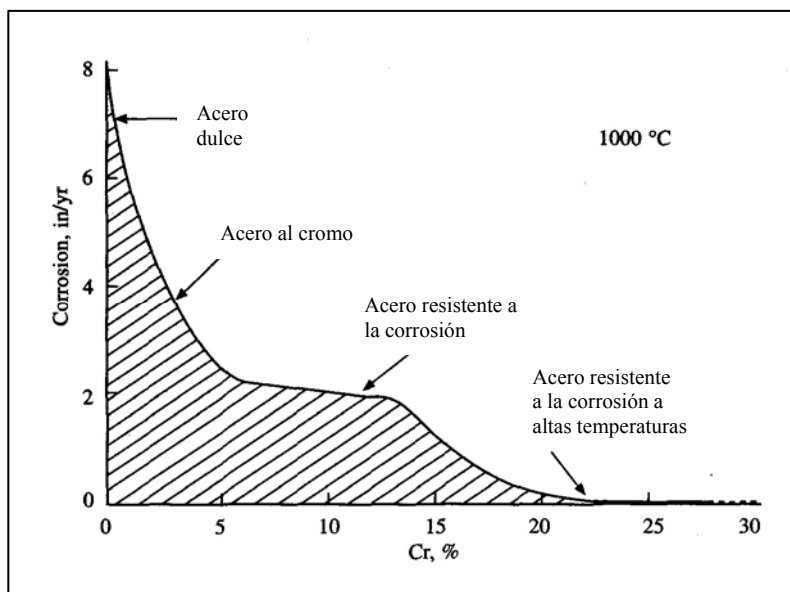


Figura 4.25 Efecto del cromo en la velocidad de oxidación del acero

Los datos más importantes que se obtienen de los ensayos de oxidación son los relativos a la cinética o velocidad de formación de la capa en el proceso de oxidación. Existen distintos métodos para determinar esta cinética. El más importante de ellos (método gravimétrico) consiste en estudiar la variación en peso de una muestra (aumento de peso debido a la incorporación de oxígeno), en función del tiempo.

Una manera sencilla de realizar esto, es introduciendo una muestra en un horno e ir midiendo su peso en una balanza de precisión cada ciertos intervalos de tiempo definidos. Para ello, la muestra debe estar totalmente limpia, es decir, exenta de cualquier capa de óxido inicial. En condiciones normales de presión y temperatura, la mayoría de los metales tienen sobre la superficie una fina capa de óxido que debe ser eliminada antes de iniciar los estudios de oxidación (Khanna, 2.002).

La relación entre la ganancia de peso por oxidación por unidad de superficie, la temperatura y el tiempo, se expresa mediante expresiones parabólicas que siguen la ecuación de Arrhenius:



$$\left(\frac{\Delta m}{\Sigma s}\right)^2 = k_0 \cdot t \cdot e^{(-Q/R \cdot T)}$$

donde 'Q' es la energía de activación de la oxidación, 'T' la temperatura, 't' el tiempo y 'R' la constante de los gases.

En este trabajo, se han ensayado muestras de tamaño 16x11x12 mm³ aproximadamente, en dos calidades diferentes, acero alto en cromo y fundición alta en cromo. Dichas muestras, tras ser sometidas a tratamiento térmico, fueron preparadas metalográficamente en todas sus caras para asegurar la eliminación de cualquier presencia de óxidos en la superficie. Comenzando el desbaste en una lija de 60, y siguiendo el proceso adecuadamente, se ha acabado en una de 600, quedando así la superficie de las probetas en perfectas condiciones para ser introducidas en el horno.

Se ha estimado oportuno realizar estos ensayos de oxidación a dos temperaturas diferentes, 500 y 600°C, para lo cual se han utilizado dos hornos verticales, marca Carbolite, modelos VCF 12/23 y VCF 12/5, siendo los intervalos de tiempo de permanencia en el horno entre pesadas de 1h, 2h, 4h, 8h, 16h, 40h y 80h.

4.10 ENSAYOS DE DESGASTE A TEMPERATURA AMBIENTE

La resistencia al desgaste, es la característica fundamental que determina la vida útil de un cilindro de laminación. Se conoce como desgaste el gradual deterioro que se origina en la superficie de los materiales cuando dos o más cuerpos están en contacto bajo una carga normal y existe entre ellos un movimiento relativo.

El fenómeno del desgaste se puede clasificar de varias maneras, atendiendo a la presencia o ausencia de lubricantes, al tipo de mecanismo fundamental que esté operando, o también a la naturaleza de los materiales en contacto y a las condiciones del contacto. En función del tipo de daño ocasionado en el proceso de desgaste se establece la siguiente clasificación:

Desgaste adhesivo

Desgaste producido por una adherencia localizada entre superficies sólidas en contacto, con una transferencia de material entre las dos superficies con la consiguiente pérdida de material de una de ellas.

Desgaste abrasivo

Desgaste producido por efecto de partículas duras o protuberancias duras que son forzadas en movimiento contra una superficie sólida. La velocidad a la cual las superficies se desgastan por



abrasión depende de las características físicas de cada superficie (rugosidad, dureza, presencia de aristas...), la presencia de otros elementos abrasivos entre ambas superficies, la fuerza y velocidad de contacto y otros factores ambientales como temperatura, humedad,... (Elliott, 1.998; Zum Gahr, 1.988)

Desgaste erosivo

El desgaste erosivo por partículas se define como la pérdida de material a consecuencia de repetidos impactos de pequeñas partículas, en suspensión en un medio líquido o gaseoso sobre la superficie del metal sometido a desgaste. En este desgaste las partículas golpean y rebotan sobre la superficie, mientras que en el desgaste abrasivo las partículas deslizan sobre la superficie bajo la acción de una fuerza externa.

Desgaste por fatiga

La fatiga mecánica superficial se produce entre dos superficies en movimiento de rodadura pura y deslizamiento combinados, con lubricación y sometidas a una carga que produce esfuerzos hertzianos. En ocasiones se presenta entre superficies en deslizamiento puro con cargas cíclicas importantes, como en el caso de cojinetes y engranajes. Se manifiesta con la aparición de grietas o cavidades sobre la superficie del metal.

Una manera de caracterizar el desgaste en un material es basándose en la relación desarrollada por Holm y Archard, donde el volumen desgastado (V) es directamente proporcional a la distancia deslizada (d) y a la fuerza normal aplicada (F_n) e inversamente proporcional a la dureza de la superficie más blanda (H), de la siguiente manera:

$$V = K \cdot d \cdot F_n / H$$

siendo K el coeficiente adimensional de desgaste.

El valor de esta constante K puede ser determinado mediante ensayos realizados en laboratorio (Chattopadhyay, 2.001; Khanna, 2.001).

Un factor importante en la resistencia al desgaste es la dureza del material, pero ella sola no puede describir el comportamiento a desgaste satisfactoriamente. Deben tenerse en cuenta parámetros microestructurales como la existencia de inclusiones, carburos, porcentaje de austenita retenida, anisotropías y estructura del constituyente matriz (Zum Gahr, 1.980).

La estructura de la matriz de las fundiciones blancas tiene mucho que ver en el desgaste del material, así como la fracción de carburos. Se ha demostrado que la velocidad de desgaste en

materiales con la misma matriz es inferior cuanto mayor es la fracción de carburos. Esta velocidad es aún menor si la matriz es austenítica o martensítica en vez de bainito-perlítica (Dogan, 1.997).

Las estructuras con matrices austeníticas y martensíticas tienen buena y muy similar resistencia al desgaste, siendo un poco superior una respecto a la otra dependiendo del ensayo utilizado. Tampoco parece estar muy claro si son las estructuras austeníticas o martensíticas las que dan lugar a mejores combinaciones de resistencia al desgaste por abrasión y tenacidad a fractura. Ensayos de laboratorio realizados por Sare (Sare, 1.997) se inclinan a favor de las fundiciones blancas con matriz austenítica, mientras que para Diesburg y Borik (Diesburg, 1.975), la matriz de martensita es la microestructura que aporta la mejor combinación de ambas propiedades. Las estructuras de los materiales estudiados en este trabajo fueron siempre martensíticas para evitar posteriores transformaciones de la austenita durante su puesta en servicio. De todos modos, en general, las fundiciones con alto contenido en cromo presentan una buena resistencia al desgaste y relativamente baja tenacidad.

En el caso de este trabajo, se sometieron a ensayos de desgaste tres probetas de cada material (tres de acero alto en cromo y tres de fundición blanca alta en cromo), con unas dimensiones de $16 \times 10 \times 6,5 \text{ mm}^3$, siendo sometida a desgaste una de las caras de superficie $16 \times 6,5 \text{ mm}^2$, previamente pulida. De acuerdo con la norma ASTM G77, se realizó un ensayo bloque frente a anillo, con la ayuda de un tribómetro tipo STAIGER MOHILO, modelo 0411103 IE 100W 10608, cuyo esquema de funcionamiento se refleja en la figura 4.26.

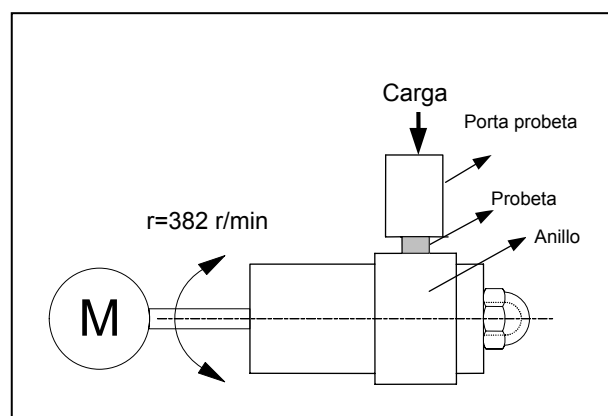


Figura 4.26 Esquema de funcionamiento de un ensayo de desgaste

El anillo utilizado fue de acero AISI 1043 templado y revenido, de 50mm de diámetro, con una dureza de 45-50HRC. Se hizo girar a una velocidad de 382r.p.m. (velocidad lineal de 1m/s), al tiempo que sobre él se colocó la probeta previamente pesada y sujeta por un portaprobetas, con una



carga de 158,27N. El recorrido total de cada ensayo fue de 7.000m (44.450 revoluciones), haciendo paradas cada 1.000m (6.350 revoluciones). En cada parada la probeta se pesó en una balanza de precisión de la casa Mettler, modelo AE200, con el fin de ir anotando la pérdida gradual de peso debida al desgaste del material. Antes de volver a poner el ensayo en marcha, se limpió la probeta en un baño de ultrasonidos. La medida del desgaste se hizo por diferencia entre los pesos final e inicial de la muestra.

Con la realización de este ensayo se pretendió caracterizar el comportamiento al desgaste en condiciones de contacto seco y a temperatura ambiente.

4.11 ENSAYOS DE DESGASTE EN CALIENTE

Uno de los principales problemas de los cilindros de laminación es el desgaste que sufren debido al contacto con el material a laminar. Este material, llega al cilindro muy caliente, lo que hace que se caliente la superficie de éste. Con el fin de simular este comportamiento, se realizaron ensayos de desgaste en caliente, a 500°C, del acero y la fundición con altos porcentajes de cromo.

El ensayo, se realizó en un tribómetro de la marca Microtest, modelo MT/30/SCM/T (figura 4.27) conectado a un ordenador, cuyo esquema de funcionamiento se refleja en la figura 4.28.



Figura 4.27 Tribómetro utilizado en los ensayos de desgaste en caliente

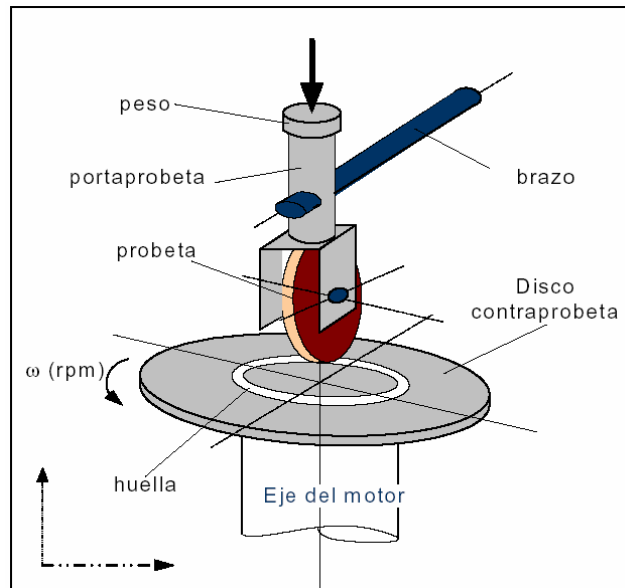


Figura 4.28 Esquema de funcionamiento de un ensayo de desgaste en caliente

El ensayo consiste en poner en contacto la probeta cilíndrica colocada verticalmente con el disco, el cual se hace girar a una determinada velocidad angular. La probeta está colocada a una distancia 'r' del centro del disco mediante un brazo sobre el que se aplica directamente la carga y a su vez está equipado con un sensor de carga, que permite conocer la fuerza de rozamiento en todo momento del ensayo y con ella el coeficiente de fricción. Con el fin de realizar el ensayo en caliente, el conjunto de probeta y disco se coloca dentro de un horno que alcanza una temperatura de hasta 600°C, aunque en este caso la temperatura bajo la cual se realizaron los ensayos fue de 500°C. Una vez alcanzada esta temperatura, se mantuvo media hora con el fin de asegurar esa temperatura en la probeta y el disco antes de iniciar el ensayo.

En este trabajo se han ensayado probetas de cada material, con un diámetro de $D=15\text{mm}$ y un espesor de $t=2\text{mm}$ en todos los casos. El disco está fabricado con un acero de bajo contenido en carbono, y sometido a un tratamiento de recocido, ($\mu\text{HV}=103$; microdureza obtenida bajo una carga de 100g) con objeto de simular la chapa que se lamina. Posee unas dimensiones de 100mm de diámetro y 1mm de espesor y su velocidad de giro fue calculada en función de 'r' para que la velocidad lineal fuese de 1m/s. Las distancias recorridas fueron de 1.000, 3.000 y 6.000m para analizar la evolución en la pérdida de volumen, ya que la pérdida de peso no puede utilizarse para analizar la evolución del desgaste en este caso, al tener lugar simultáneamente una ganancia de peso motivada por la oxidación del material. La pérdida de volumen se calcula a partir de la huella producida, mediante la fórmula:

$$V_{\text{huella}} = \frac{D^2 \cdot t}{8} (\theta - \text{sen}\theta) \quad \text{donde } D=2r \text{ y } \theta = 2 \arcsen(b/D)$$

Como el reparto de la fuerza no es uniforme en toda la superficie de la huella, la proyección de la huella no es rectangular por lo que para determinar el volumen de la misma se procede a descomponer el espesor 't' de la probeta en 'n' partes, calcular el volumen correspondiente a cada una de ellas, para finalmente realizar el sumatorio de todos ellos, esto es:

$$V_{\text{huella}} = \sum_i V_i = \frac{D^2}{8} \sum_i \Delta t_i (\theta_i - \text{sen}\theta_i) \quad \text{donde } D=2r \text{ y } \theta_i = 2 \arcsen(b_i/D)$$

En las figuras 4.29 y 4.30 se puede observar respectivamente la geometría de la huella con sus dimensiones y la manera de proceder para calcular Δt_i , b_i y con ellos V_i .

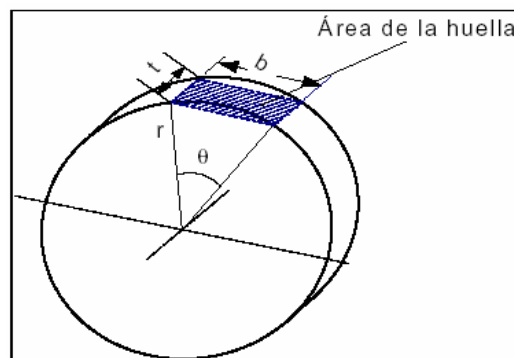


Figura 4.29 Geometría de la huella producida en el ensayo de desgaste

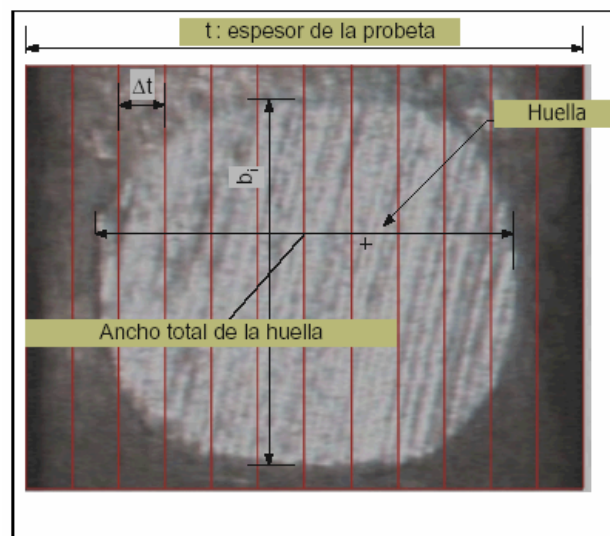


Figura 4.30 Método para medir Δt_i , b_i y calcular el volumen perdido



Una vez calculadas las pérdidas de volumen totales a partir de las parciales, se ha representado en un gráfico el volumen perdido frente a distancia recorrida, con objeto de calcular la constante K descriptiva del proceso de desgaste.

Tratamiento térmico del acero con alto contenido en cromo



5. TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO CON ALTO CONTENIDO EN CROMO

El acero de alto contenido en cromo que constituye la capa de trabajo de estos cilindros, se sometió a distintos tratamientos térmicos con el fin de elegir el que mejores propiedades finales confiriese al material, teniendo en cuenta que la dureza del cuerpo de los cilindros se utiliza en la industria como indicador de la resistencia relativa al desgaste de los mismos (*Ott, 1.996*) y que el desgaste es una de las principales acciones que deben soportar los cilindros de laminación.

Los tratamientos aplicados, con su correspondiente estudio (recuento de carburos eutécticos, difracción de rayos X, análisis de la microestructura, ensayos de dureza y ensayos de microdureza) son expuestos a continuación. Previamente a estos tratamientos se ha estudiado el material en estado bruto de moldeo.

5.1 ESTADO BRUTO DE MOLDEO

5.1.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS

Para realizar el recuento del porcentaje de carburos eutécticos se han seleccionado cinco zonas pertenecientes a una parte representativa de la capa del cilindro. Por tanto, según el método explicado en el capítulo anterior, se han evaluado un total de 2.000 puntos por muestra. El porcentaje total de carburos es la media muestral de las cinco medidas, resultando un valor de un 14% con una desviación típica del 2%.

5.1.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Con la ayuda del difractómetro de rayos X, se calculó la fracción de austenita retenida siguiendo el método indicado en el capítulo de técnicas experimentales. Es importante destacar que este porcentaje se obtuvo únicamente en relación a la cantidad total de austenita y martensita presentes en la muestra, sin tener en cuenta la presencia de carburos eutécticos y pequeños carburos precipitados en las zonas dendríticas, ya que la proporción de estos últimos resulta de muy difícil valoración y difiere significativamente de unas probetas a otras. En el resto de la memoria se seguirá este mismo criterio, de manera que los porcentajes de austenita retenida se referirán siempre a la mezcla de austenita más martensita ($\frac{\gamma}{\gamma + \text{martensita}}$).



Bajo estas consideraciones, para el acero con alto contenido en cromo en estado bruto de moldeo, la proporción de austenita retenida obtenida respecto de la martensita, fue del 43 %.

5.1.3 MICROESTRUCTURA

El acero al cromo en estado bruto de moldeo posee una estructura dendrítica, como puede verse con ayuda de la microscopía óptica en la figuras 5.1 y 5.2. En ellas se observa una red de carburos eutécticos de gran tamaño bordeando los dendritos compuestos por martensita y austenita retenida, donde también se aprecian pequeños carburos que han precipitado en el curso del enfriamiento.

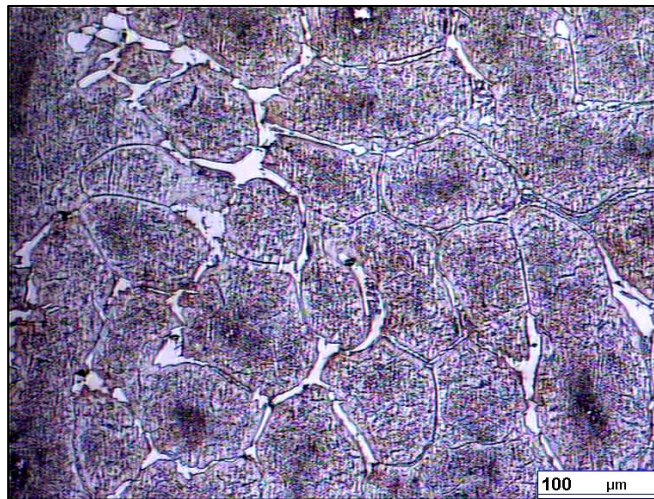


Figura 5.1 Acero con alto contenido en cromo en estado bruto de moldeo (200x)

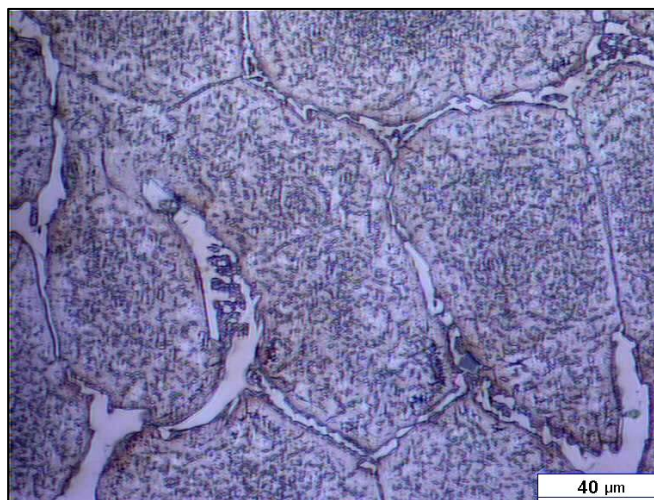


Figura 5.2 Acero con alto contenido en cromo en estado bruto de moldeo (500x)



La existencia de una red bastante continua de carburos en el acero de alto contenido en cromo no debe extrañarnos ya que de acuerdo con el diagrama de equilibrio Fe-C modificado para un 12%Cr, mostrado en la figura 5.3, las composiciones químicas con más de un 1% de carbono terminan su solidificación con una reacción eutéctica que origina austenita y carburos M_7C_3 (Fukaura, 2.004).

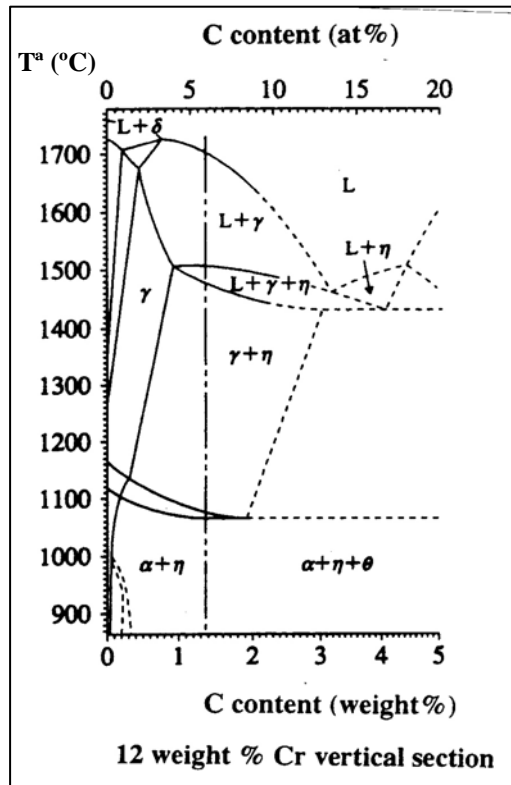


Figura 5.3 Diagrama de equilibrio Fe-C modificado con un 12% de cromo

Con la ayuda de la microsonda electrónica, se han analizado los carburos que bordean los granos resultando ser carburos de hierro y cromo con algo de molibdeno. La tabla 5.1 muestra la composición media de estos carburos.

	%C	%V	%Cr	%Fe	%Mo
Carburos intergranulares	11,86	1,5	42,61	36,56	7,48

Tabla 5.1 Composición de los carburos intergranulares del acero alto en cromo en estado bruto de moldeo (% en peso)



Mediante el análisis de difracción por rayos X se ha puesto de manifiesto que estos carburos ricos en cromo se corresponden con la fórmula M_7C_3 .

5.1.4 DUREZA Y MICRODUREZA

Se ha obtenido una macrodureza media en la capa del cilindro en estado bruto de moldeo de 726 HV, con una desviación típica de 12 unidades.

La microdureza Vickers medida según el método explicado en el apartado de técnicas experimentales en las zonas dendríticas de la capa del cilindro de acero con alto contenido en cromo dio como resultado un valor medio de 753 μ HV, con una desviación típica de 11 unidades. Téngase en cuenta que variaciones de la diagonal de la microhuella de 1 μ m, suponen una variación de 33 μ HV en la microdureza, por lo que se puede decir que la dispersión obtenida ha sido pequeña.

5.1.5 CUADRO DE RESULTADOS

La tabla 5.2 resume los resultados obtenidos del estudio de la zona de la capa del cilindro de acero con alto contenido en cromo en estado bruto de moldeo.

TRATAMIENTO TÉRMICO	CARBUROS EUTÉCTICOS %	AUSTENITA RETENIDA %	DUREZA (HV)	MICRODUREZA (μ HV)
ESTADO BRUTO DE MOLDEO	14 \pm 2	43	726 \pm 12	753 \pm 11

Tabla 5.2 Resumen de resultados para el acero con alto contenido en cromo en estado bruto de moldeo

5.2 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON UN TIEMPO DE AUSTENIZACIÓN DE 1 HORA

Diferentes probetas mecanizadas de las capas de los cilindros de laminación de acero alto en cromo, fueron sometidas a tratamientos de temple a 950°C, 1.000°C, 1.050°C y 1.100°C, durante una hora, seguido de un enfriamiento rápido hasta los 400°C, mantenimiento de esta temperatura durante 6 horas y enfriamiento final al aire (enfriamiento industrial).



5.2.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS

Se ha procedido al recuento del porcentaje de carburos eutécticos según el procedimiento comentado en el apartado de técnicas experimentales. Los valores obtenidos en cada caso se muestran en la tabla 5.3 con sus respectivas desviaciones típicas.

TRATAMIENTO TÉRMICO	PORCENSAJE DE CARBUROS EUTECTICOS
Bruto de moldeo	14 ± 2%
Austenización a 950°C-1h.	13 ± 2%
Austenización a 1000°C-1h	16 ± 5%
Austenización a 1050°C-1h	12 ± 1%
Austenización a 1100°C-1h	12 ± 3%

Tabla 5.3 Porcentaje de carburos eutécticos en muestras austenizadas 1h a diferentes temperaturas (valor medio ± desviación típica)

Se observa que no existe una variación significativa de la media de los porcentajes de carburos evaluados en función de la temperatura de austenización, sino que su valor medio se mantiene ligeramente por encima del 13%, que apenas difiere del porcentaje de la muestra evaluada en estado bruto de moldeo (14%). Como cabía esperar, la fracción de carburos eutécticos presente en este acero no se altera con el tratamiento de temple, ya que las temperaturas y tiempos utilizados son insuficientes para disolver estos carburos.

5.2.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Con la ayuda del difractómetro de rayos X, se calculó la fracción de austenita retenida y también la evolución de la señal correspondiente a los carburos de cromo siguiendo el método indicado en el capítulo de técnicas experimentales.

En la figura 5.4 se presenta a modo de ejemplo uno de estos difractogramas, sobre el que se indican los picos utilizados en la evaluación de la fracción de austenita retenida.

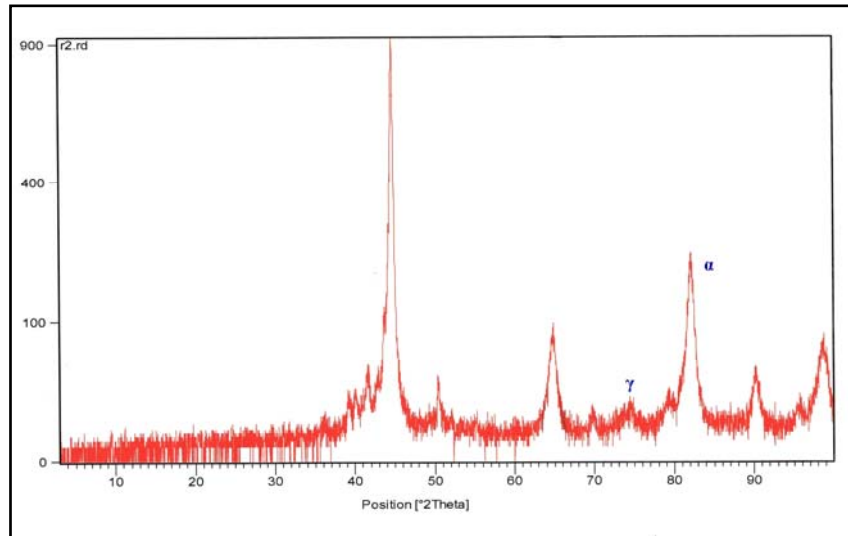


Figura 5.4 Difractograma de la probeta en estado bruto de moldeo

A la vista de los resultados obtenidos, se aprecia un aumento continuo del porcentaje de austenita retenida desde un 38% a 950°C hasta valores del 86% a 1.100°C, lo que se representa gráficamente en la figura 5.5.

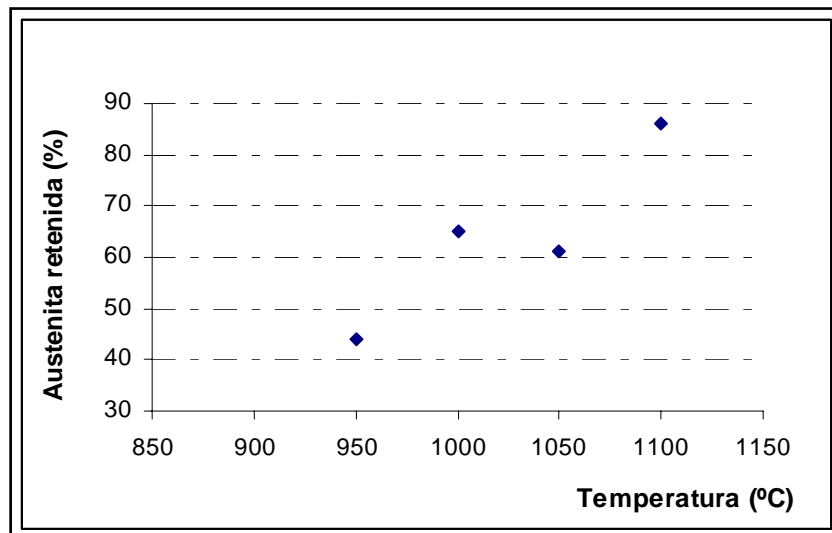


Figura 5.5 Porcentaje de austenita retenida en función de la temperatura de austenización

Para analizar la evolución de los carburos de cromo, se ha tomado la intensidad del pico correspondiente a los planos de distancia interplanar $d=2.3\text{Å}$, resultando los valores recogidos en la tabla 5.4.



TRATAMIENTO TÉRMICO	INTENSIDAD RELATIVA DEL CARBURO DE CROMO (%M ₇ C ₃)
Bruto de moldeo	1.3%
Austenización a 950°C-1h.	1.8%
Austenización a 1000°C-1h	2.0%
Austenización a 1050°C-1h	1.8%
Austenización a 1100°C-1h	2.8%

Tabla 5.4 Porcentajes relativos de M_7C_3 en probetas austenizadas durante 1 hora

Los resultados revelan poca variación en el porcentaje de carburos, conclusión que por otro lado se había puesto de manifiesto en el recuento de su fracción volumétrica.

5.2.3 MICROESTRUCTURA

Con ayuda del microscopio óptico, se ha analizado la evolución microestructural del acero con alto contenido en cromo, tras los tratamientos de temple efectuados a distintas temperaturas durante una hora.

Tras las austenizaciones realizadas a 950 y 1.000°C se observan de nuevo estructuras bastante similares a la observada en el caso de la muestra en estado bruto de moldeo (figuras 5.6 y 5.7).

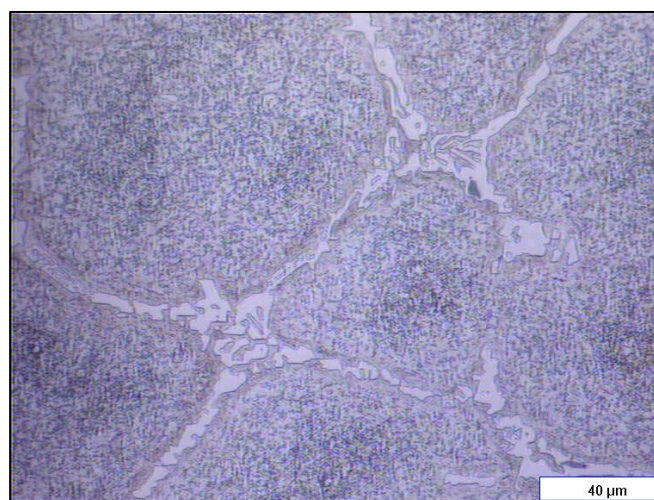


Figura 5.6 Acero alto en cromo austenizado a 950°C 1 hora (500x)

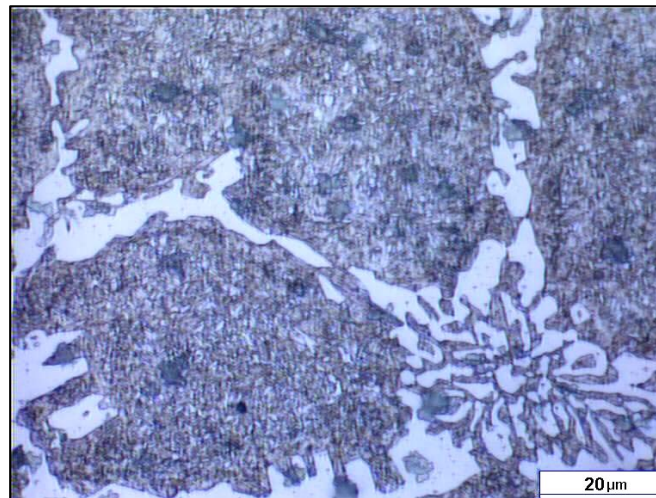


Figura 5.7 Acero alto en cromo austenizado a 1.000°C 1hora (1.000x)

Tras estos tratamientos se aprecia una considerable precipitación de carburos de pequeñas dimensiones en la zona central de los dendritos de martensita. Su distribución es regular y sus dimensiones son menores que en el caso del material en estado bruto de moldeo, lo que debe atribuirse a que a las citadas temperaturas de austenización se ha iniciado el proceso de puesta en solución de estos carburos. De acuerdo con la bibliografía (Chabour, 1.998; Lanteri., 1.998) su composición se correspondería con la fórmula estequiométrica $Cr_{23}C_6$.

Tras el tratamiento térmico de austenización a 1.050°C se producen ya cambios significativos en la estructura del acero. En las regiones dendríticas se observa nítidamente la formación de agujas de martensita que resaltan en un fondo de austenita retenida. Siguen apareciendo carburos con una disposición más o menos continua alrededor de los granos, pero en el interior de éstos no se observa ya la precipitación de pequeños carburos (figura 5.8). A esta temperatura muchos de los pequeños carburos han entrado en solución en la austenita y en el enfriamiento rápido subsiguiente hasta 400°C no ha dado tiempo suficiente para que volvieran a precipitar.

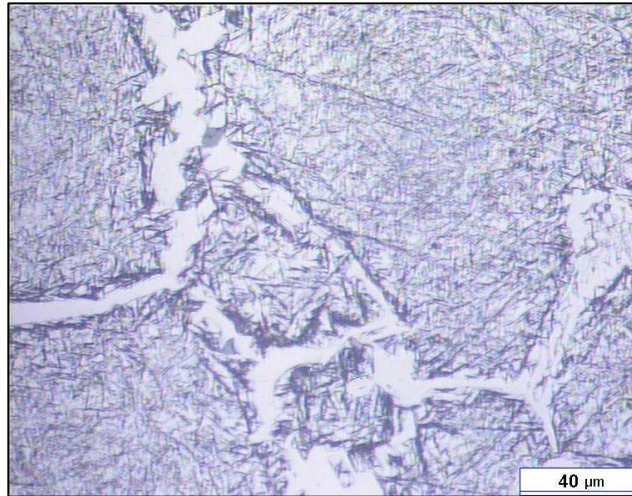


Figura 5.8 Agujas de martensita tras austenización a 1.050°C-1h (500x)

La presencia de austenita de acuerdo con el ensayo de difracción por rayos X corresponde a un 61%. Se puede deducir, que la austenización a alta temperatura ha logrado disolver los pequeños carburos existentes en las regiones dendríticas enriqueciendo en carbono y otros elementos aleantes a la austenita. Por esta razón no se produce un aumento de dureza respecto a las probetas anteriores, (ver resultados de microdureza y dureza) ya que el contenido en elementos aleantes de la matriz de austenita es demasiado alto y una excesiva cantidad de austenita de baja dureza queda retenida en las microestructuras endurecidas.

Finalmente, tras el tratamiento a 1.100°C se aprecian ya muy pocas agujas de martensita sobre un fondo que corresponde a la austenita no transformada de la fase matriz (figura 5.9). La presencia de austenita es en este caso muy elevada, como lo muestra el ensayo de difracción, en el que se midió un porcentaje del 86%.

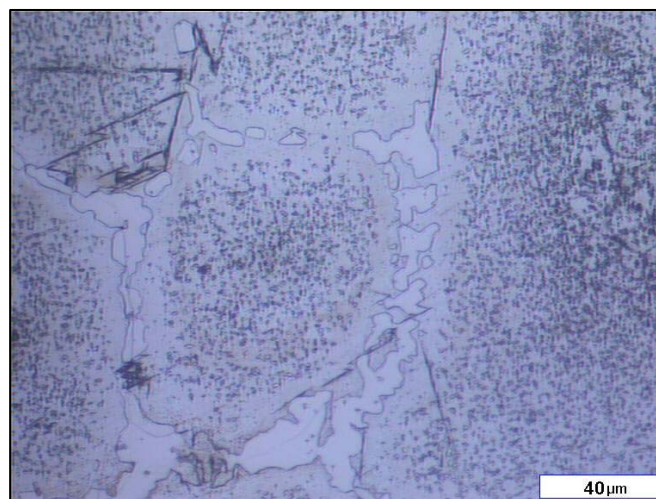


Figura 5.9 Acero alto en cromo austenizado a 1.100°C-1h (500x)



Por otro lado, también se observa la precipitación de pequeños carburos en las zonas centrales de los granos, desapareciendo en las cercanías de los carburos de gran tamaño (figura 5.9). La ausencia de precipitación en esta zona se justifica en virtud de que las zonas próximas a los carburos eutécticos, han quedado sin duda empobrecidas en carbono y en elementos de aleación.

5.2.4 DUREZA

Los resultados obtenidos en los ensayos de dureza Vickers, realizados con una carga de 31.25kg se recogen en la tabla 5.5.

La desviación típica de los valores de dureza obtenidos en estos ensayos, está en torno a 20-30 HV. Para estos valores de dureza, que llegan a los 700 HV, la dispersión de los resultados es relativamente baja.

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS
Bruto de moldeo	726 ± 12
Austenización a 950°C-1h.	614 ± 32
Austenización a 1000°C-1h	642 ± 34
Austenización a 1050°C-1h	626 ± 26
Austenización a 1100°C-1h	420 ± 12

Tabla 5.5 Dureza de las probetas sometidas a distintas temperaturas de austenización durante 1h (valor medio ± desviación típica)

La mayor dureza corresponde al estado bruto de moldeo, debido a su relativamente bajo porcentaje de austenita retenida y posiblemente a la presencia de una apreciable cantidad de carburos que han precipitado durante el enfriamiento lento. Sin embargo sí que se observa una fuerte disminución la dureza en el tratamiento realizado a 1.100°C, que se puede justificar en virtud del elevado incremento de austenita no transformada, que alcanza el 86%. Un aumento tan reseñable de la austenita retenida supone una bajada importante de dureza. Esta tendencia es también observada en los ensayos de microdureza (apartado 5.2.5).

5.2.5 MICRODUREZA

Los valores obtenidos en los ensayos de microdureza Vickers, con cargas de 500g en probetas austenizadas a distinta temperatura durante una hora, se recogen en la tabla 5.6.



TRATAMIENTO TÉRMICO	MICRODUREZA VICKERS
Bruto de moldeo	753 ± 11
Austenización a 950°C-1h.	653 ± 21
Austenización a 1000°C-1h	664 ± 50
Austenización a 1050°C-1h	584 ± 31
Austenización a 1100°C-1h	367 ± 8

Tabla 5.6 Valores de microdureza del acero al cromo austenizado durante 1 hora (valor medio ± desviación típica)

Se ha determinado una evolución de la microdureza de este acero en función de la temperatura similar a la referida a propósito de la dureza, con la salvedad de que en este caso la dureza disminuye ya significativamente a partir de la austenización realizada a 1.000°C. Al aumentar la temperatura de austenización, se observa una disminución de la microdureza de la fase dendrítica del acero que se justifica por el aumento de la austenita retenida, tal y como se pone de manifiesto en la figura 5.10.

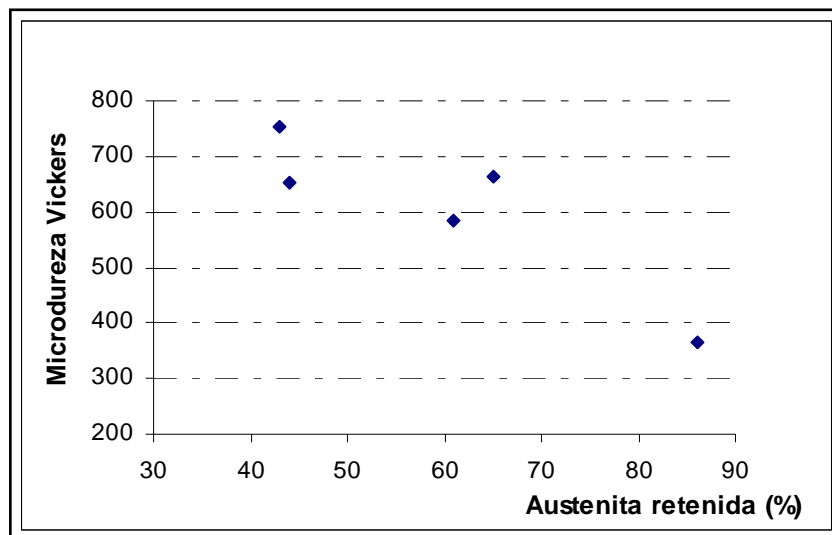


Figura 5.10 Relación entre la austenita retenida y la microdureza en el acero alto en cromo

Por otro lado, puede apreciarse que la desviación típica de los valores de microdureza obtenida en estos ensayos, aunque algo variable es bastante pequeña si se tiene en cuenta que los datos llegan a sobrepasar los 750 μ HV.



5.2.6 CUADRO DE RESULTADOS PARA LAS PROBETAS AUSTENIZADAS DURANTE 1 HORA

La tabla 5.7 resume los resultados obtenidos del estudio de la zona de la capa del cilindro de acero con alto contenido en cromo, tras los tratamientos de temple realizados a distintas temperaturas de austenización mantenidas durante 1 hora, seguidos de un enfriamiento a 400°C, temperatura ésta mantenida durante 6 horas y posterior enfriamiento a aire.

TRATAMIENTO TÉRMICO	% CARBUROS EUTÉCTICOS	% AUSTENITA RETENIDA	DUREZA	MICRODUREZA
ESTADO BRUTO DE MOLDEO	14 ± 2%	43	726 ± 12	753 ± 11
AUSTENIZACIÓN A 950°C-1H	13 ± 2%	44	614 ± 32	653 ± 21
AUSTENIZACIÓN A 1.000°C-1H	16 ± 4.5%	65	641 ± 34	663 ± 50
AUSTENIZACIÓN A 1.050°C-1H	12 ± 1.3%	61	626 ± 25	584 ± 30
AUSTENIZACIÓN A 1.100°C-1H	12 ± 2.5%	86	420 ± 12	367 ± 8

Tabla 5.7 Resumen de los resultados para probetas de acero alto en cromo austenizadas 1 hora

Tras el análisis de los resultados presentados en este apartado, se ha tomado como temperatura de austenización más apropiada 1.000°C, ya que es el tratamiento que proporciona la mayor dureza. A continuación se procederá a optimizar el tratamiento a 1.000°C, variando el tiempo de austenización.

5.3 EFECTO DEL TIEMPO DE AUSTENIZACIÓN EN EL TRATAMIENTO DE TEMPLE A 1.000°C

Una vez seleccionada la temperatura de austenización, se hicieron ensayos variando los tiempos de permanencia a la misma. Se probaron tiempos de 1 hora, 2 horas, 5 horas y 12 horas. Al igual que en el caso anterior, se ha aplicado a continuación el enfriamiento industrial, ya descrito (400°C-6h y enfriamiento al aire). Posteriormente se ha procedido al estudio de las muestras.



5.3.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS

En la tabla 5.8 se muestran la media y desviación típica del porcentaje de carburos eutécticos medido en las probetas sometidas a los tratamientos indicados.

TRATAMIENTO TÉRMICO	PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS
Austenización a 1000°C-1h	16 ± 5%
Austenización a 1000°C-2h	11 ± 5%
Austenización a 1000°C-5h	11 ± 2%
Austenización a 1000°C-12h	15 ± 2%

Tabla 5.8 Porcentaje de carburos del acero al cromo austenizados a 1.000°C (valor medio ± desviación típica)

De nuevo, tal y como se podría suponer, no se observa una variación significativa de la fracción volumétrica de carburos con el tiempo de austenización.

5.3.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Utilizando el método explicado en el apartado correspondiente al procedimiento experimental, se han calculado las proporciones de austenita retenida de cada probeta templada a 1.000°C durante distintos periodos de tiempo. Los valores obtenidos se muestran en la figura 5.11.

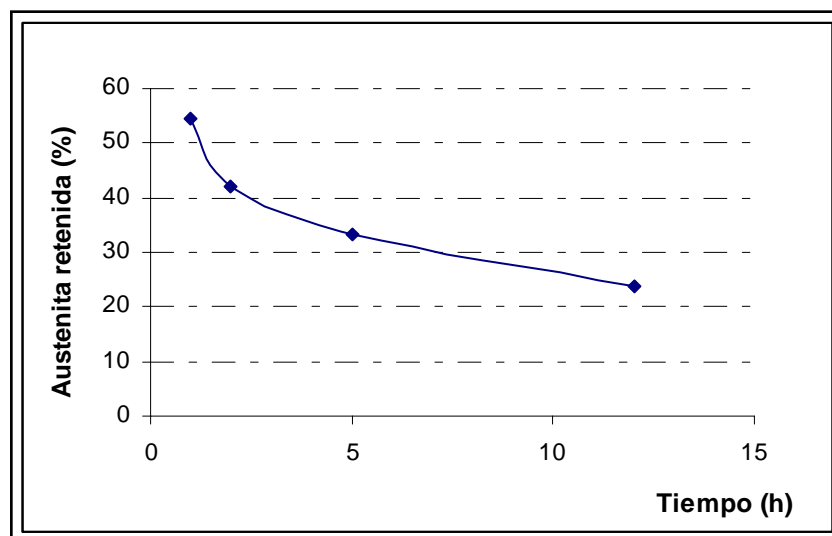


Figura 5.11 Evolución con el tiempo de la fracción volumétrica de austenita retenida en probetas templadas desde 1.000°C



Atendiendo a estos resultados, se aprecia el decrecimiento de la fracción volumétrica de la austenita retenida a medida que prolongamos el tiempo del tratamiento térmico a 1.000°C, lo que es indicativo de una mayor transformabilidad de la austenita que sin duda tiene que estar relacionada con la precipitación de carburos en el curso de la austenización (austenita con menor carbono y aleantes).

5.3.3 MICROESTRUCTURA

Las figuras 5.12 y 5.13 muestran las microestructuras generales observadas en el microscopio óptico de las probetas austenizadas durante periodos de 5 y 12 horas respectivamente. Las regiones más oscuras de estas micrografías corresponden a una mayor precipitación de pequeños carburos, mientras que la fase dendrítica es siempre una mezcla de martensita y austenita retenida. No se observan diferencias microestructurales significativas en esta serie de probetas.

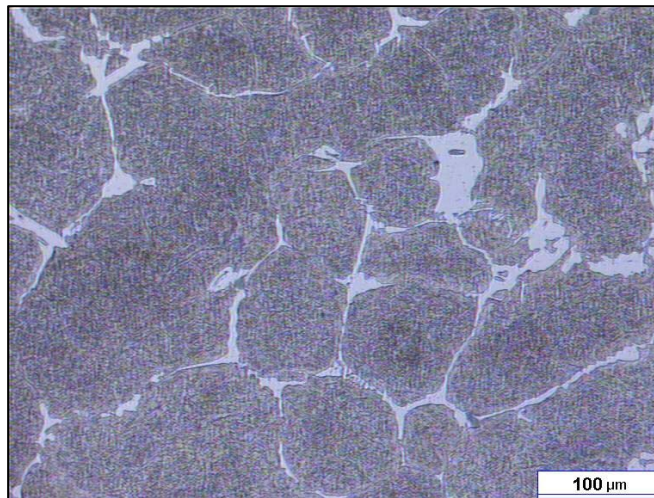


Figura 5.12 Probeta austenizada a 1.000°C durante 5h (200x)

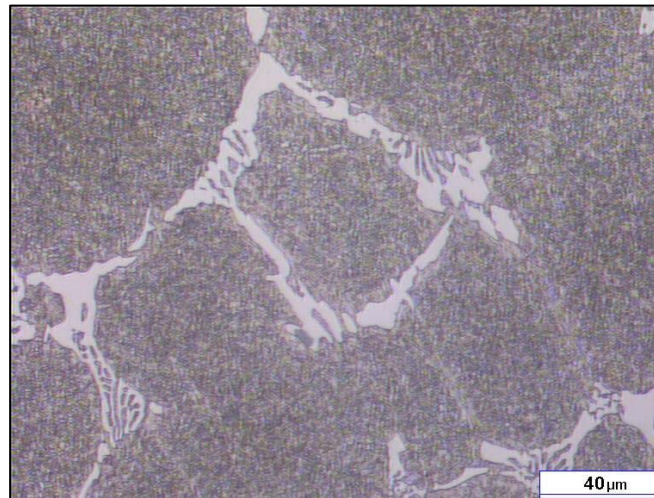


Figura 5.13 Probeta austenizada a 1.000°C durante 12h (500x)

5.3.4 DUREZA

En la tabla 5.9 se recogen los resultados obtenidos en los ensayos de dureza Vickers, efectuados con una carga de 31.25kg, sobre las probetas tratadas térmicamente mediante procesos de austenización a 1.000°C realizados durante distintos periodos de tiempo:

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS
Austenización a 1.000°C-1h.	642 ± 34
Austenización a 1000°C-2h	660 ± 31
Austenización a 1.000°C-5h	670 ± 26
Austenización a 1.000°C-12h	743 ± 27

Tabla 5.9 Dureza de las probetas austenizadas a 1.000°C durante distintos periodos de tiempo (valor medio ± desviación típica)

Existe una clara relación directa entre la dureza del material y el tiempo de permanencia de éste a la temperatura de austenización, siendo aquella mayor cuanto mayor es el tiempo de permanencia a dicha temperatura. En este caso, el mayor valor de dureza se alcanzó para la probeta que estuvo 12 horas a 1.000°C, con un valor de 743HV.

En la figura 5.14 se aprecia la estrecha relación encontrada entre la dureza y la fracción volumétrica de austenita residual. La disminución de la austenita retenida supone un importante



aumento de la dureza del acero, causada por la propia naturaleza del componente, de carácter mucho más blando que la martensita.

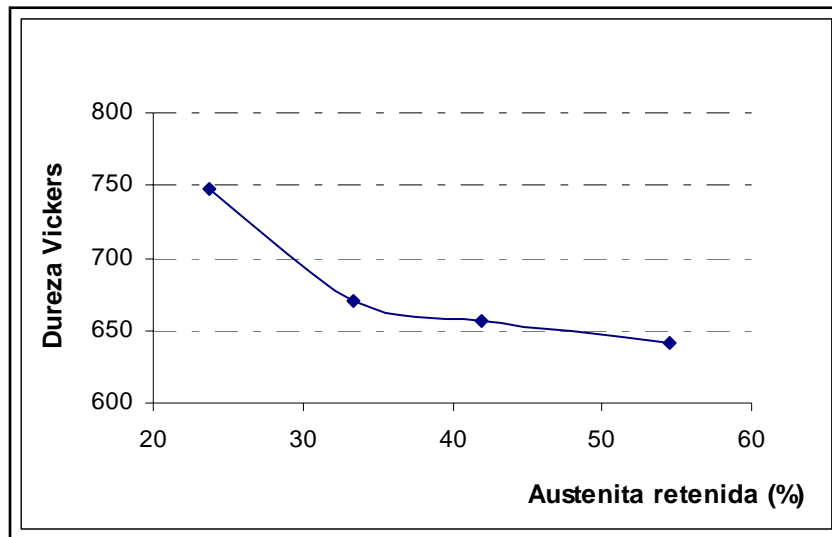


Figura 5.14 Relación entre la dureza y la fracción volumétrica de austenita retenida en probetas austenizadas a 1.000°C durante distintos periodos de tiempo

5.3.5 MICRODUREZA

Los valores obtenidos en los ensayos de microdureza Vickers, efectuados con cargas de 500g, sobre probetas austenizadas a 1.000°C durante distintos periodos de tiempo se recogen en la tabla 5.10.

TRATAMIENTO TÉRMICO	MICRODUREZA VICKERS
Austenización a 1.000°C-1h.	664 ± 50
Austenización a 1000°C-2h	665 ± 24
Austenización a 1.000°C-5h	677 ± 23
Austenización a 1.000°C-12h	748 ± 13

Tabla 5.10 Microdureza del acero al cromo templado desde 1.000°C durante distintos periodos de tiempo (valor medio ± desviación típica)

Se observa un muy ligero ascenso de la microdureza a medida que aumentamos el tiempo de tratamiento sin modificar la temperatura de 1.000°C, aunque finalmente la probeta tratada durante 12 horas muestra un incremento importante de su microdureza en comparación con los incrementos



anteriores. De cualquier manera, la evolución de la microdureza de estas probetas sigue un patrón parecido al de la macrodureza, que se justifica del mismo modo.

5.3.6 CUADRO DE RESULTADOS

La tabla 5.11 resume los resultados obtenidos del estudio del efecto del tiempo en el tratamiento de temple del cilindro de acero con alto contenido en cromo (austenización a 1.000°C, seguido de un enfriamiento a 400°C durante 6 horas y posterior enfriamiento a aire).

TRATAMIENTO TÉRMICO	% CARBUROS EUTÉCTICOS	% AUSTENITA RETENIDA	DUREZA	MICRODUREZA
AUSTENIZACIÓN A 1.000°C-1H	16 ± 5	65	642 ± 34	664 ± 50
AUSTENIZACIÓN A 1.000°C-2H	11 ± 5	47	660 ± 31	665 ± 24
AUSTENIZACIÓN A 1.000°C-5H	11 ± 2	37	670 ± 25	677 ± 23
AUSTENIZACIÓN A 1.000°C-12H	15 ± 2	28	743 ± 27	748 ± 13

Tabla 5.11 Resumen de los resultados obtenidos con las probetas austenizadas a 1.000°C durante distintos periodos de tiempo

Los resultados revelan que los mayores valores de dureza y microdureza se obtienen con las probetas austenizadas durante 12 horas a 1.000°C, tratamiento éste que origina la menor fracción de austenita retenida.

Las probetas que fueron austenizadas durante 5 horas presentan valores algo menores de dureza y microdureza, pero el coste del tratamiento térmico es inferior. Además, como el descenso de dureza se atribuye exclusivamente a la mayor presencia de austenita retenida, si en el revenido somos capaces de transformar completamente esta austenita, se habrá eliminado esta desventaja. Por esta razón se ha decidido realizar los tratamientos térmicos de revenido tanto sobre las probetas austenizadas a 1.000°C durante 12 horas como sobre las austenizadas a la misma temperatura durante 5 horas.



5.4 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 5 HORAS MÁS REVENIDO SIMPLE

Tras tratamiento de temple a 1.000°C durante 5 horas y posterior enfriamiento industrial, se sometieron las probetas a tratamientos simples de revenido, durante 5 horas a las temperaturas de 500°C, 525°C, 550°C y 575°C.

5.4.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS

Se ha procedido al recuento del porcentaje de carburos eutécticos según el procedimiento comentado en el apartado de técnicas experimentales. Los valores obtenidos en cada caso se muestran en la tabla 5.12 con sus respectivas desviaciones típicas.

TRATAMIENTO TÉRMICO	PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS
Revenido simple a 500°C-5h	9 ± 0.6%
Revenido simple a 525°C-5h	14 ± 2.5%
Revenido simple a 550°C-5h	11 ± 3%
Revenido simple a 575°C-5h	12 ± 4%

Tabla 5.12 Porcentaje de carburos eutécticos tras tratamiento de revenido durante 5 horas (valor medio ± desviación típica)

Cómo cabía esperar, no se observa ninguna evolución significativa del contenido de carburos en función de la temperatura de revenido. Además, estos porcentajes se mantienen relativamente parecidos a los obtenidos en el caso de las probetas simplemente templadas.

5.4.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

A la vista de los resultados obtenidos en los ensayos de difracción de rayos X de las probetas revenidas durante 5 horas, se deduce que no existe apenas austenita retenida en la composición de la matriz. En la lista de picos no aparecen los correspondientes a la distancia $d=1,17\text{Å}$ ni $d=1,27\text{Å}$ características de este componente, y por consiguiente, en los ángulos correspondientes a estas distancias no se aprecian picos diferenciables en el espectro de difracción. El espectro de picos para la probeta revenida a 500°C durante 5 horas se muestra en la figura 5.15.

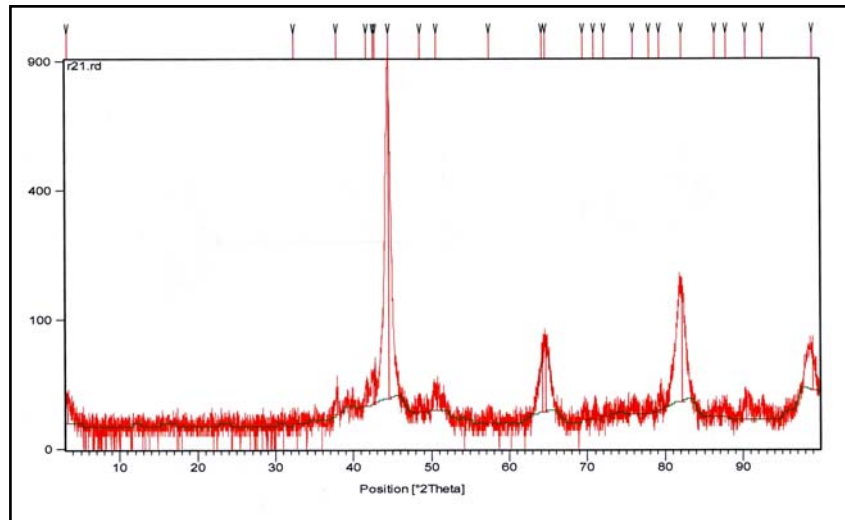


Figura 5.15 Picos de difracción en la probeta revenida 5 horas a 500°C

Se comprueba de este modo que toda la austenita retenida tras el tratamiento de temple (37%) se transforma en el tratamiento de revenido.

5.4.3 MICROESTRUCTURA

Las figuras 5.16 y 5.17 muestran las microestructuras de las probetas templadas y revenidas a 500°C (5 horas) y 550°C (5 horas). En el interior de su fase dendrítica, se observa una fuerte precipitación de carburos, que disminuye apreciablemente en los contornos exteriores de los dendritos (véase figura 5.17) debido, sin duda, tal y como se comentó, al empobrecimiento en carbono y aleantes de las regiones adyacentes a los carburos eutécticos.

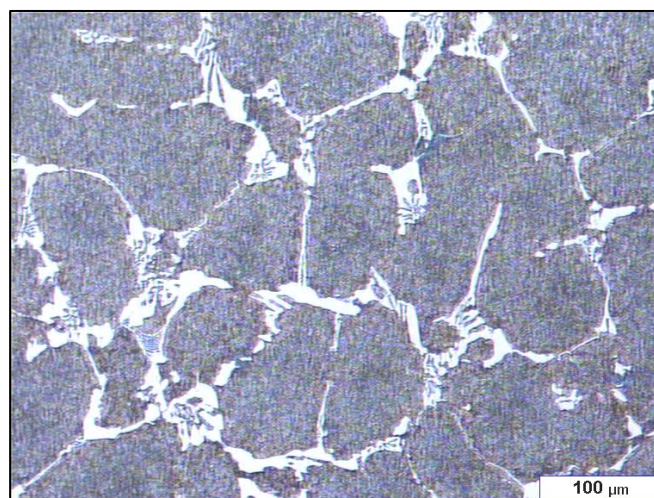


Figura 5.16 Acero alto en cromo templado a 1.000°C 5 horas y revenido a 500°C 5 horas (200x)

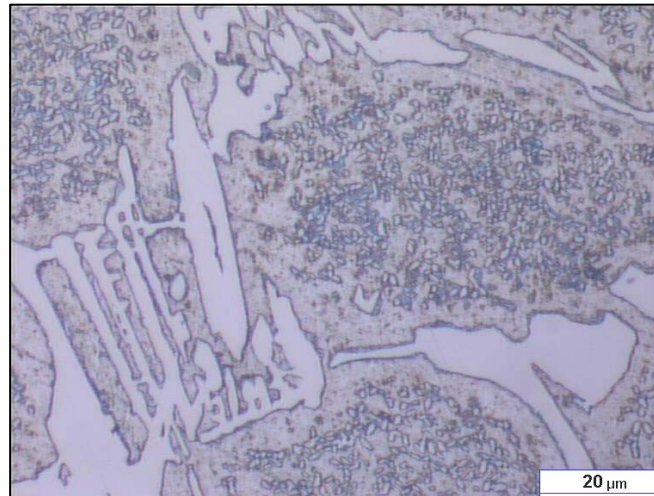


Figura 5.17 Acero alto en cromo templado a 1000°C 5 horas y revenido a 550°C 5 horas (1.000x)

5.4.4 DUREZA

Los resultados obtenidos en los ensayos de dureza Vickers, realizados sobre las probetas tratadas térmicamente mediante procesos de austenización a 1.000°C durante 5 horas, seguidos de tratamientos de revenido a distintas temperaturas durante 5 horas se recogen en la tabla 5.13:

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS
Austenización a 1000°C 5h	670 ± 26
Revenido simple a 500°C-5h	771 ± 11
Revenido simple a 525°C-5h	676 ± 26
Revenido simple a 550°C-5h	563 ± 20
Revenido simple a 575°C-5h	478 ± 11

Tabla 5.13 Dureza de las probetas austenizadas a 1.000°C 5 horas + revenidos a distintas temperaturas 5 horas (valor medio ± desviación típica)

A la vista de estos resultados puede decirse que el tratamiento de revenido de 500°C origina una dureza muy superior a la de la estructura de temple. Esto se debe a la precipitación durante el mantenimiento a alta temperatura de un número considerable de carburos de pequeñas dimensiones



en las regiones dendríticas y a la transformación de la austenita retenida (austenita con menos carbono y aleantes) en martensita, que tiene lugar en el enfriamiento subsiguiente. Este aumento de la dureza del metal se conoce como endurecimiento secundario.

Para temperaturas mayores de revenido se aprecia una disminución progresiva de la dureza con la temperatura, lo que se traduce en una relación directa entre dureza y temperatura de revenido. La pérdida de carbono por parte de la martensita junto con la paulatina disminución de sus defectos estructurales que tienen lugar durante todo el proceso de revenido, hace que la dureza caiga paulatinamente, especialmente a partir de 550°C.

5.4.5 MICRODUREZA

Los valores de microdureza Vickers obtenidos en las probetas austenizadas a 1.000°C durante 5 horas, seguido de tratamientos de revenido a distintas temperaturas durante 5 horas se recogen en la tabla 5.14:

TRATAMIENTO TÉRMICO	MICRODUREZA VICKERS
Austenización a 1000°C-5h	677 ± 23
Revenido simple a 500°C-5h	732 ± 7
Revenido simple a 525°C-5h	700 ± 28
Revenido simple a 550°C-5h	545 ± 15
Revenido simple a 575°C-5h	464 ± 12

Tabla 5.14 Microdureza del acero al cromo templado desde 1000°C 5horas + revenidos a distintas temperaturas 5 horas (valor medio ± desviación típica)

Los resultados son muy similares a los de la dureza, que se habían recogido en el apartado anterior. En este caso no solo el revenido a 500°C da lugar a un significativo aumento de dureza en relación a la estructura de temple, sino que también se aprecia endurecimiento en el revenido realizado a 525°C. A partir de ese punto se produce ya un decrecimiento fuerte y continuado de la microdureza con el aumento de la temperatura de revenido.



5.4.6 CUADRO DE RESULTADOS

La tabla 5.15 resume los resultados obtenidos del estudio de la zona de la capa del cilindro de acero con alto contenido en cromo, tras los tratamientos de temple, con una austenización a 1.000°C durante 5 horas, seguidos de un enfriamiento industrial y posteriores tratamientos de revenido a las temperaturas de 500°C, 525°C, 550°C y 575°C durante 5 horas:

TRATAMIENTO TÉRMICO	% CARBUROS EUTÉCTICOS	% AUSTENITA RETENIDA	DUREZA	MICRODUREZA
TEMPLE PREVIO	11 ± 2%	37	670 ± 26	677 ± 23
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 500°C-5H	9 ± 1%	0	711 ± 11%	732 ± 7%
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 525°C-5H	14 ± 3%	0	676 ± 26%	700 ± 28%
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 550°C-5H	11 ± 3%	0	563 ± 20%	545 ± 15%
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 575°C-5H	12 ± 4%	0	448 ± 11%	464 ± 12%

Tabla 5.15 Resumen de los resultados de las probetas templadas desde 1.000°C + revenidos a distintas temperaturas 5 horas

5.5 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 5 HORAS MÁS DOBLE REVENIDO

Tras el tratamiento de temple realizado a 1.000°C durante 5 horas y posterior enfriamiento industrial, se sometieron las probetas a dos tratamientos de revenido de 5 horas cada uno a las temperaturas de 500°C, 525°C, 550°C y 575°C.

5.5.1 RECUENTO DEL PORCENTAJE DE CARBUROS EUTÉCTICOS

Se ha procedido en primer lugar al recuento del porcentaje de carburos eutécticos al igual que en las series de ensayo anteriores. Los valores obtenidos en cada caso se muestran en la tabla 5.16 con sus respectivas desviaciones típicas.



TRATAMIENTO TÉRMICO	CARBUROS EUTÉCTICOS
Revenido doble a 500°C-5h+5h	12% ± 2%
Revenido doble a 525°C-5h+5h	9% ± 1%
Revenido doble a 550°C-5h+5h	11% ± 2%
Revenido doble a 575°C-5h+5h	12% ± 3%

Tabla 5.16 Porcentaje de carburos eutécticos tras tratamiento de doble revenido durante 5 horas +5 horas (valor medio ± desviación típica)

Al igual que sucedía en los casos anteriores, no se aprecian variaciones significativas en el contenido de carburos eutécticos ni respecto a los tratamientos anteriores ni respecto a la estructura bruto de colada.

5.5.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Con la ayuda del difractómetro de rayos X se analizó la posible existencia de austenita retenida. Al igual que ocurría en el caso de los tratamientos de revenido simples, no se ha detectado presencia de austenita retenida tras los tratamientos de doble revenido, ya que la austenita residual que aparecía tras el temple se transforma ya totalmente en el primer tratamiento de revenido.

5.5.3 MICROESTRUCTURA

Las micrografías de las probetas sometidas a los tratamientos térmicos de doble revenido son similares a las obtenidas con los tratamientos de revenido simple a la misma temperatura (figura 5.18). El tamaño de los pequeños carburos precipitados en las regiones centrales de los dendritos de estas muestras es algo mayor que el de los carburos presentes en las muestras sometidas a revenidos simples (compárense las figura 5.17 y 5.18).

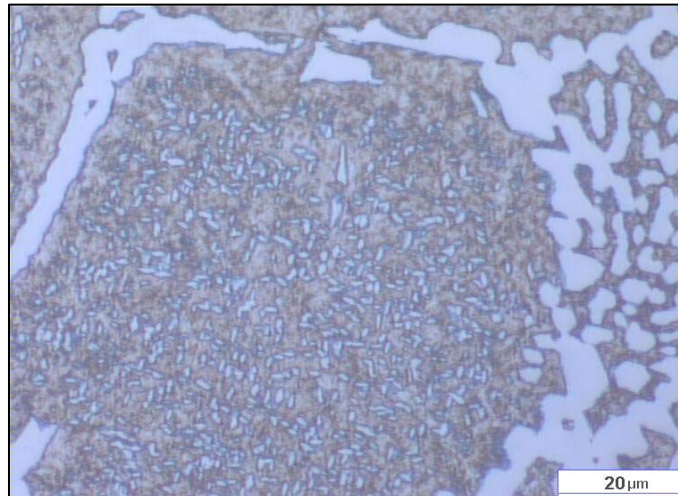


Figura 5.18 .Acero alto en cromo templado a 1000°C 5 hora. y revenido doble a 500°C 5horas+5horas (1.000x)

5.5.4 DUREZA

Los resultados obtenidos en los ensayos de dureza Vickers efectuados sobre las probetas tratadas térmicamente mediante procesos de austenización a 1.000°C durante 5 horas, seguido de tratamientos de doble revenido a distintas temperaturas durante 5 horas + 5 horas, se recogen en la tabla 5.17:

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS
Austenización a 1000°C-5h	670 ± 26
Revenido doble a 500°C-5h+5h	767 ± 18
Revenido doble a 525°C-5h+5h	560 ± 17
Revenido doble a 550°C-5h+5h	515 ± 7
Revenido doble a 575°C-5h+5h	468 ±14

Tabla 5.17 Dureza de las probetas austenizadas a 1.000°C 5horas+ dobles revenidos a distintas temperaturas 5 horas + 5horas

Se sigue observando una dureza después de dos revenidos a 500°C apreciablemente mayor que la dureza de temple. Este valor, así como el resto de resultados obtenidos en esta serie de ensayos, es ligeramente inferior al hallado tras el tratamiento de revenido simple para la misma temperatura, como puede apreciarse en la figura 5.19. Los revenidos dobles reducen sólo levemente la dureza respecto de los simples debido al fenómeno de sobrerevenido de la martensita.

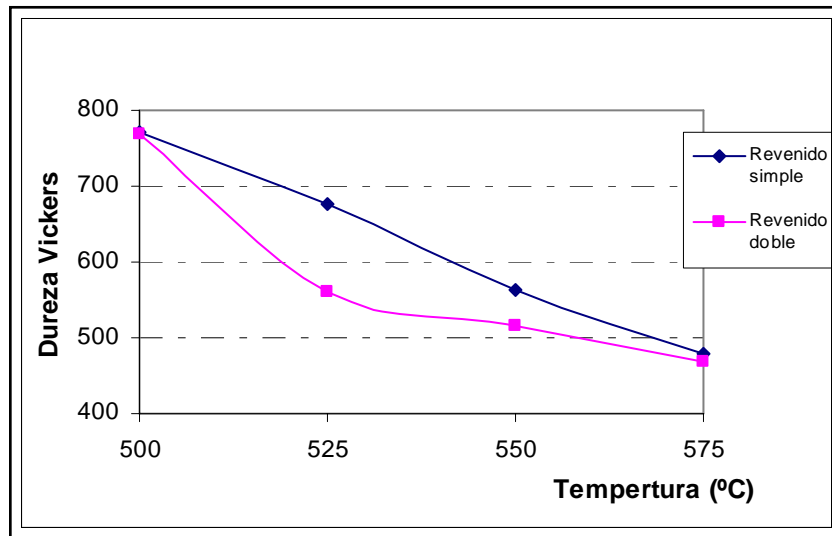


Figura 5.19 Comparación de la evolución de la dureza media entre el acero revenido simple y doblemente

Al aumentar la temperatura del doble revenido se aprecia una disminución progresiva de la dureza.

5.5.5 MICRODUREZA

Los valores obtenidos en los ensayos de microdureza Vickers en probetas austenizadas a 1.000°C durante 5 horas, seguido de tratamientos de doble revenido a distintas temperaturas durante 5 horas + 5 horas, se recogen en la tabla 5.18:

TRATAMIENTO TÉRMICO	MICRODUREZA VICKERS
Austenización a 1.000°C-5h	677 ± 23
Revenido doble a 500°C-5h+5h	717 ± 14
Revenido doble a 525°C-5h+5h	690 ± 23
Revenido doble a 550°C-5h+5h	486 ± 16
Revenido doble a 575°C-5h+5h	445 ± 6

Tabla 5.18 Microdureza del acero al cromo templado desde 1000°C 5horas+ doble revenido a distintas temperaturas 5 horas + 5 horas (valor medio ± desviación típica)



Los resultados vuelven a ser muy parecidos a los de la macrodureza presentados en el apartado anterior y revelan el decrecimiento progresivo de la microdureza con la temperatura de revenido.

En la figura 5.20, se muestra una comparación de la evolución de la microdureza con la temperatura de revenido en el caso de los tratamientos simples y dobles.

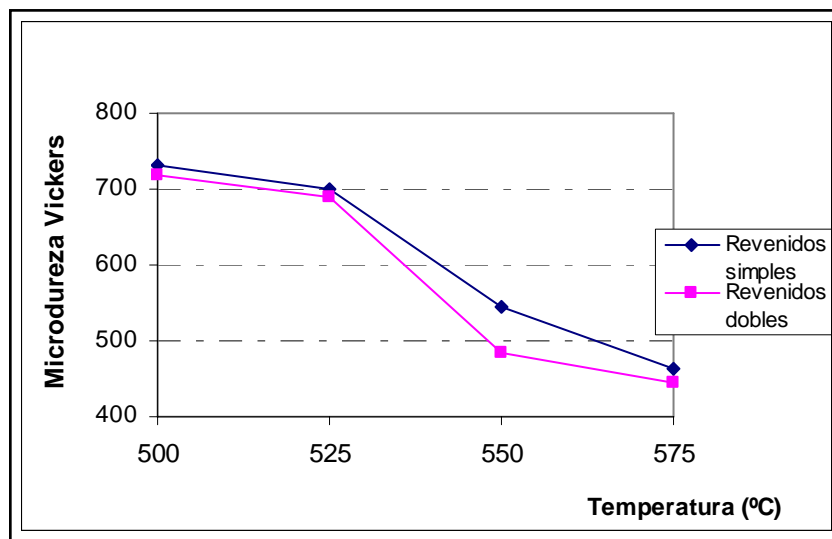


Figura 5.20 Comparación de la evolución de la microdureza media entre el acero revenido simple y doblemente

La curva decreciente de los revenidos simples tiene una posición siempre superior, aunque la diferencia entre ambas curvas es muy pequeña.

5.5.6 CUADRO DE RESULTADOS

La tabla 5.19 resume los resultados obtenidos del estudio de la zona de la capa del cilindro de acero con alto contenido en cromo, tras los tratamientos de temple, con una austenización a 1.000°C durante 5 horas, seguidos de un enfriamiento industrial y posteriores tratamientos de revenido dobles a las temperaturas de 500°C, 525°C, 550°C y 575°C durante 5 horas + 5 horas.



TRATAMIENTO TÉRMICO	% CARBUROS EUTÉCTICOS	% AUSTENITA RETENIDA	DUREZA	MICRODUREZA
TEMPLE PREVIO	11 ± 2	37	670 ± 26	677 ± 23
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 500°C-5H+5H	12 ± 2	0	767 ± 18	717 ± 14
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 525°C-5H+5H	9 ± 1	0	560 ± 17	690 ± 23
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 550°C-5H+5H	11 ± 2	0	516 ± 7	485 ± 15
TEMPLE 1.000°C + REVENIDO 575°C-5H+5H	12 ± 3	0	468 ± 15	445 ± 5

Tabla 5.19 Resumen de los resultados para probetas austenizadas a 1.000°C 5horas+ dobles revenido a distintas temperaturas 5 horas + 5 horas

5.6 TRATAMIENTOS DE TEMPLE EN PROBETAS CON UNA AUSTENIZACIÓN DE 12 HORAS

Dado el alto valor de dureza que se había obtenido en la muestra austenizada durante 12 horas a 1.000°C, se ha estudiado el efecto de mantener tiempos de austenización prolongados. Para ello se han realizado tratamientos de temple con una austenización de 12 horas a 950°C, 1.000°C, 1.050°C y 1.100°C, seguidos del enfriamiento industrial, mantenimiento durante 6 horas a 400°C y enfriamiento final al aire. En estas probetas se han estudiado las variaciones experimentadas en los valores de dureza y microdureza, así como los porcentajes de austenita retenida.

5.6.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

La tabla 5.20 refleja la variación de la austenita retenida en función de la temperatura de temple.



TRATAMIENTO TÉRMICO	FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA
Austenización a 950°C-12h.	-
Austenización a 1.000°C-12h	24%
Austenización a 1.050°C-12h	-
Austenización a 1.100°C-12h	64%

Tabla 5.20 Fracciones volumétricas de austenita en probetas austenizadas durante 12 horas

Al igual que pasaba en la serie de probetas austenizadas durante 5 horas (véase la figura 5.5), se aprecia como la fracción de austenita retenida se incrementa muy notablemente al hacerlo la temperatura de austenización. Al elevar la temperatura de temple, tiene lugar la solubilización de los carburos más pequeños e inestables, el enriquecimiento de la austenita en carbono y aleantes y el consiguiente descenso de su temperatura M_s .

5.6.2 MICROESTRUCTURA

Con ayuda del microscopio electrónico, se ha analizado la evolución microestructural del acero con alto contenido en cromo, tras los tratamientos de temple efectuados a distintas temperaturas durante 12 horas (figuras 5.21 a 5.26).

Al igual que pasaba en las probetas sometidas a austenización durante 1 hora, en las austenizadas durante 12 horas a las mismas temperaturas se sigue apreciando una considerable precipitación de carburos de pequeñas dimensiones en la zona central de los dendritos de martensita y austenita retenida. Alrededor de los carburos eutécticos aparece una zona pobre en carbono y elementos de aleación en la que se aprecian agujas de martensita (véase figura 5.25). A 1.100°C disminuye ya muy apreciablemente la cantidad de agujas de martensita apareciendo una fase matriz con una gran proporción de austenita retenida.

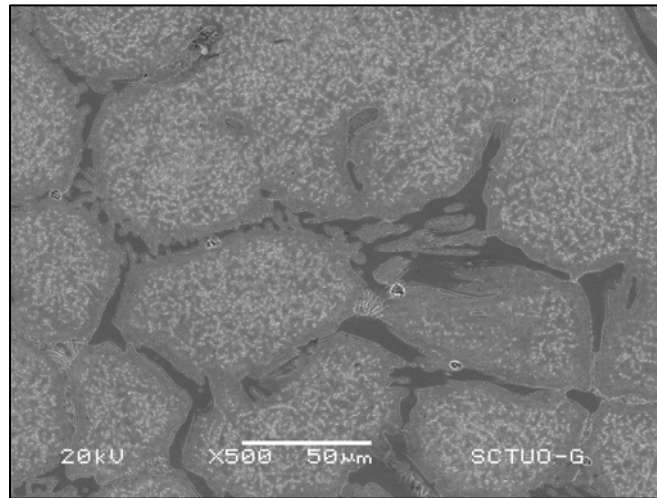


Figura 5.21 Acero alto en cromo austenizado a 1.000°C-12h (500x)

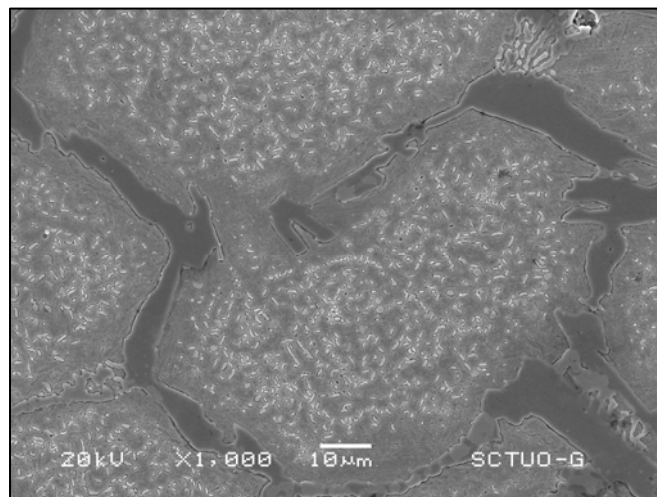


Figura 5.22 Acero alto en cromo austenizado a 1.000°C-12h (1.000x)

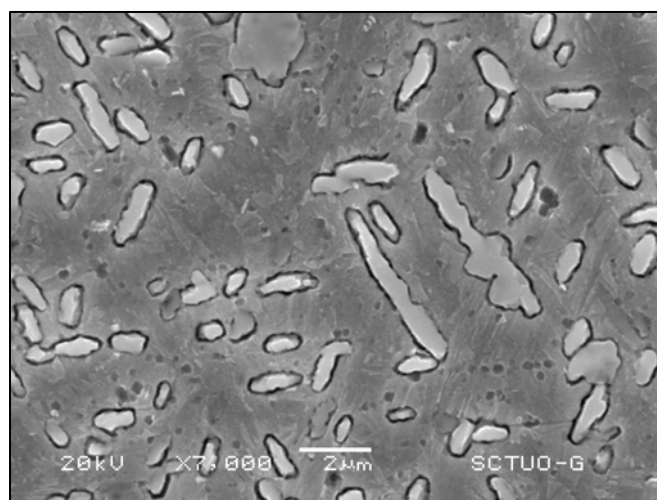


Figura 5.23 Detalle de los carburos precipitados en las regiones dendríticas del acero alto en cromo austenizado a 1.000°C-12h (7.000x)

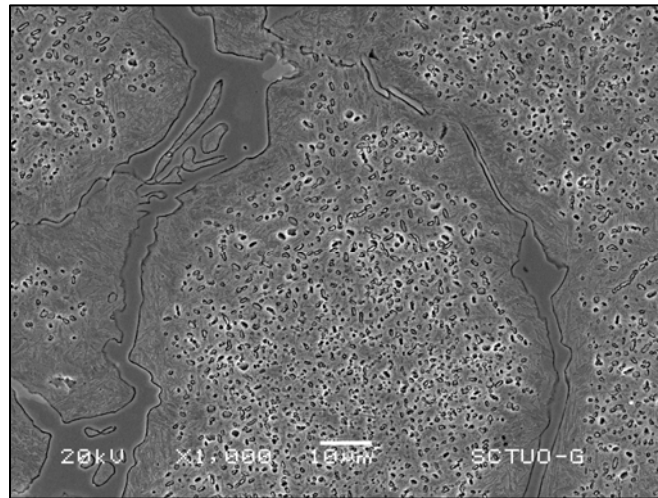


Figura 5.24 Acero alto en cromo austenizado a 1.050°C-12h (1.000x)

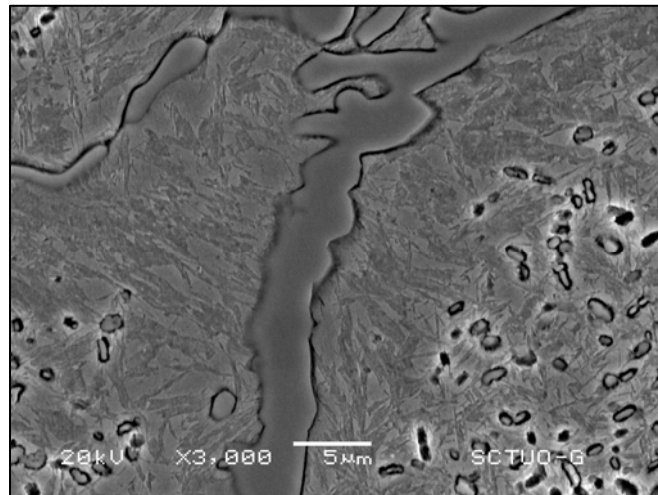


Figura 5.25 Acero alto en cromo austenizado a 1.050°C-12h (3.000x)

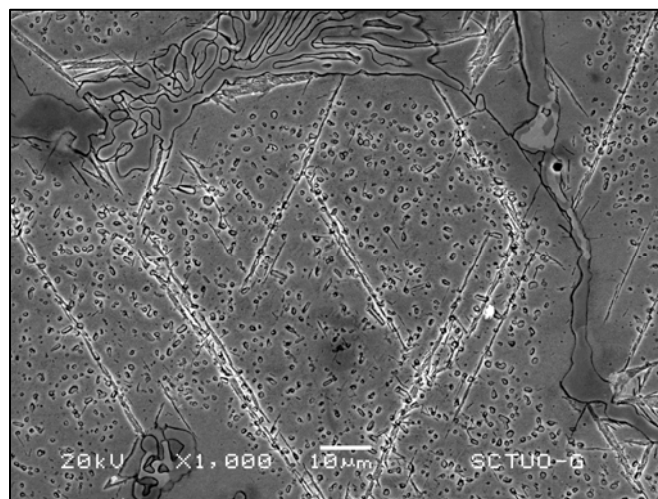


Figura 5.26 Acero alto en cromo austenizado a 1.100°C-12h (1.000x)



5.6.3 DUREZA Y MICRODUREZA

La tabla 5.21 muestra los resultados de dureza y microdureza obtenidos en esta serie de ensayos.

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS	MICRODUREZA VICKERS
Austenización a 950°C-12h.	643 ± 28	637 ± 13
Austenización a 1000°C-12h	743 ± 27	748 ± 13
Austenización a 1050°C-12h	708 ± 51	702 ± 6
Austenización a 1100°C-12h	478 ± 10	454 ± 18

Tabla 5.21 Valores de dureza y microdureza del acero al cromo austenizado durante 12 horas (valor medio ± desviación típica)

A la vista de los resultados se observa que tanto la dureza como la microdureza decaen a partir de los 1.000°C, acentuándose esa bajada para los 1.100°C. La justificación de estos resultados se fundamenta en el aumento de la fracción de austenita retenida, que se había observado a las temperaturas de austenización más altas.

La figura 5.27 muestra una representación similar a la que se había expuesto en la figura 5.10, pero incorporando ahora dos puntos más correspondientes a los ensayos realizados con una austenización de 12 horas. Esta figura muestra claramente la fuerte relación que existe en estos productos entre la microdureza de las regiones dendríticas y la proporción de austenita retenida.

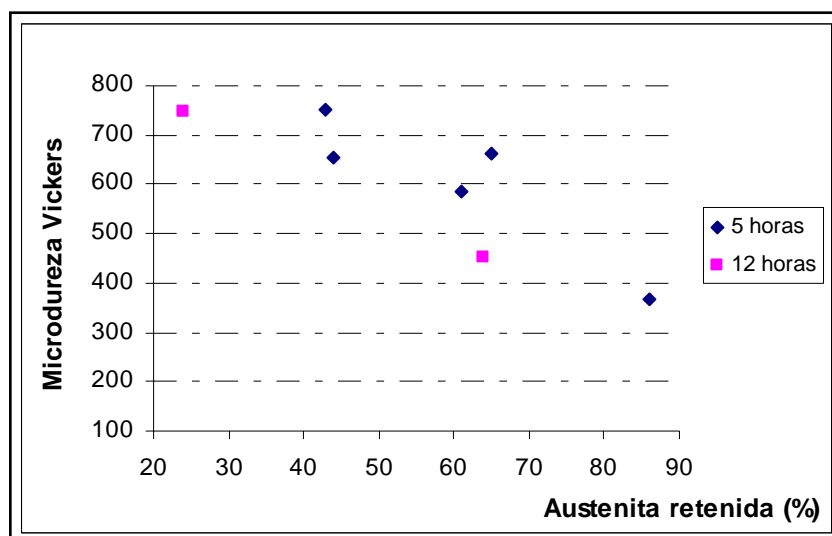


Figura 5.27 Relación entre la austenita retenida y la microdureza del acero austenizado durante 5 y 12 horas a diferentes temperaturas



A la vista de los resultados mostrados y con el ánimo de obtener unos productos de alta dureza, se realizaron tratamientos de revenido, simples y dobles, sobre las probetas austenizadas a 1.000°C durante 12 horas.

5.7 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 12 HORAS MÁS REVENIDO SIMPLE

Se han realizado tratamientos de revenido de 5 horas de duración a las temperaturas de 500°C, 525°C, 550°C y 575°C en probetas previamente templadas a 1.000°C durante 12 horas seguido de enfriamiento industrial (enfriamiento rápido hasta los 400°C, manteniendo a esta temperatura durante 6 horas y enfriamiento final al aire). En estas probetas se han estudiado las variaciones experimentadas en los valores de dureza y microdureza, así como los porcentajes de austenita retenida.

5.7.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Al igual que en el caso de las probetas revenidas previamente austenizadas durante 5 horas, la cantidad de austenita retenida en la serie de probetas austenizadas durante 12 horas y revenidas es prácticamente nula, es decir en la lista de picos de difracción no aparecen las distancias características de los picos de difracción de la austenita.

5.7.2 DUREZA Y MICRODUREZA

La tabla 5.22 muestra los resultados obtenidos en esta serie de ensayos.

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS	MICRODUREZA VICKERS
Austenización a 1.000°C-12h	743 ± 27	748 ± 13
Revenido a 500°C-5h	686 ± 37	710 ± 15
Revenido a 525°C-5h	672 ± 43	675 ± 17
Revenido a 550°C-5h	619 ± 21	648 ± 16
Revenido a 575°C-5h	545 ± 13	591 ± 18

Tabla 5.22 Valores de dureza y microdureza del acero al cromo austenizado a 1.000°C durante 12 horas y revenido 5 horas a distintas temperaturas (valor medio ± desviación típica)



A la vista de los resultados se observa que la dureza manifiesta un claro descenso con el incremento de la temperatura de revenido, obteniéndose además en todos estos casos valores menores que en el caso del material sin revenir.

En las figuras 5.28 y 5.29 se comparan respectivamente la evolución de los valores de dureza y microdureza en las probetas austenizadas a 1.000°C durante 5 y 12 horas con la temperatura de revenido (5 horas).

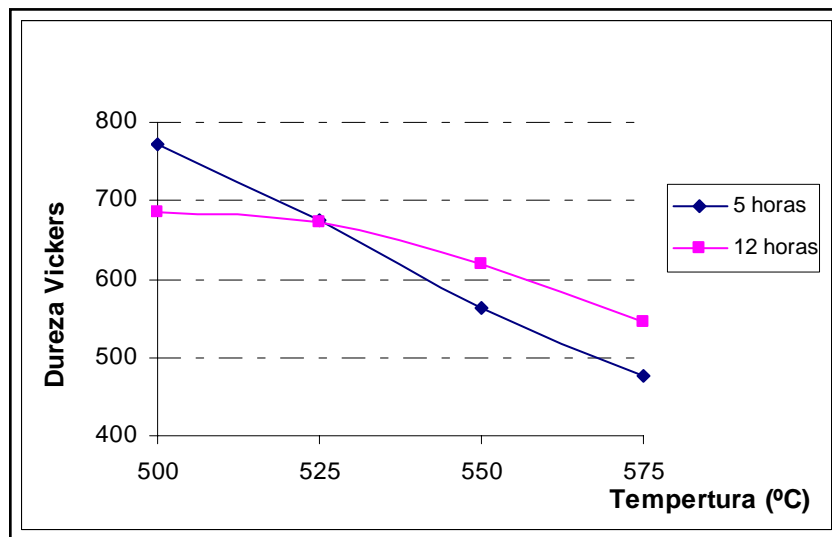


Figura 5.28 Comparación de la evolución de la dureza media entre el acero austenizado a 1.000°C durante 5 y 12 horas en función de la temperatura de revenido

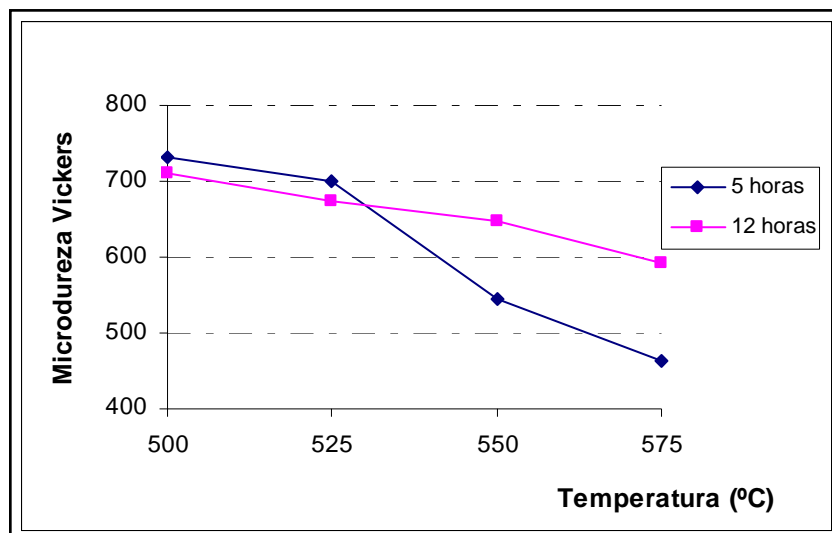


Figura 5.29 Comparación de la evolución de la microdureza media entre el acero austenizado a 1.000°C durante 5 y 12 horas en función de la temperatura de revenido



La existencia de un mayor contenido de austenita retenida en las muestras austenizadas durante 5 horas (37% frente a 28%) justificaría el mayor endurecimiento secundario producido a temperaturas de revenido bajas (500°C) pero, sin embargo, para las temperaturas de revenido mayores (550-575°C) se aprecia también una caída de la dureza más significativa cuando el tiempo de austenización ha sido más corto.

5.8 TRATAMIENTOS DE TEMPLE CON AUSTENIZACIÓN A 1.000°C DURANTE 12 HORAS MÁS DOBLE REVENIDO

Finalmente se han realizado tratamientos de revenido dobles de 5 horas de duración cada uno a las temperaturas de 500°C, 525°C, 550°C y 575°C en probetas previamente templadas a 1.000°C durante 12 horas seguido de enfriamiento industrial (enfriamiento rápido hasta los 400°C, manteniendo a esta temperatura durante 6 horas y enfriamiento final al aire). En estas probetas se han estudiado las variaciones experimentadas en los valores de dureza y microdureza, así como en los porcentajes de austenita retenida.

5.8.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Al igual que en el caso de las probetas sometidas a un solo ciclo de revenido, la cantidad de austenita retenida en la serie de probetas doblemente revenidas es prácticamente nula.

5.8.2 MICROESTRUCTURA

La microestructura en el caso de las probetas austenizadas 12 horas a 1.000°C seguidas de dos tratamientos térmicos de revenido a 525°C es parecida a la que presentaban las probetas sometidas al mismo tratamiento pero con 5 horas de austenización (figura 5.18). Las figuras 5.30, 5.31 y 5.32 muestran la presencia de carburos precipitados en el interior de los dendritos de martensita revenida y en la figura 5.32 parece apreciarse también la precipitación de los carburos submicroscópicos (tamaño en torno a unas décimas de micrómetro) que tuvo lugar en el curso de los tratamientos de revenido (compárese con la figura 5.23).

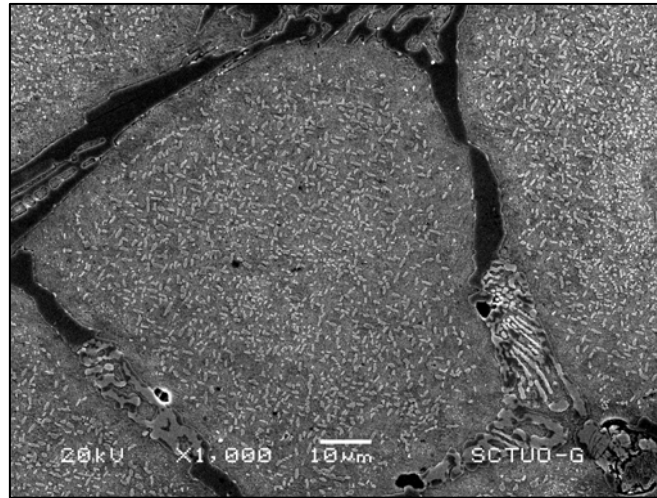


Figura 5.30 Acero alto en cromo austenizado a 1.000°C-12h más dos revenidos a 525°C-5h + 5h (1.000x)

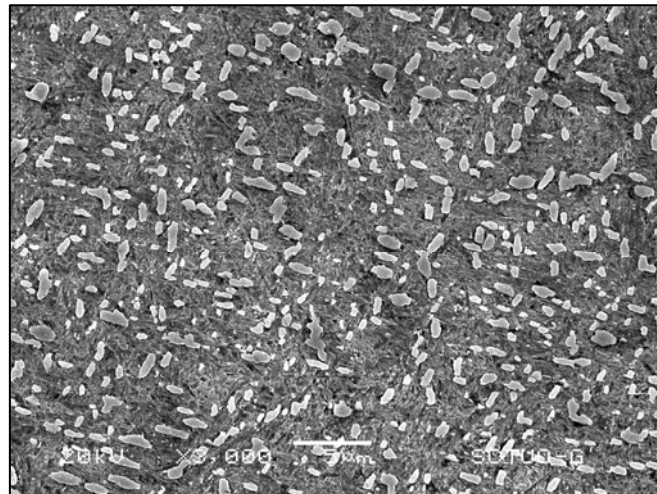


Figura 5.31 Acero alto en cromo austenizado a 1.000°C-12h más dos revenidos a 525°C-5h + 5h (3.000x)

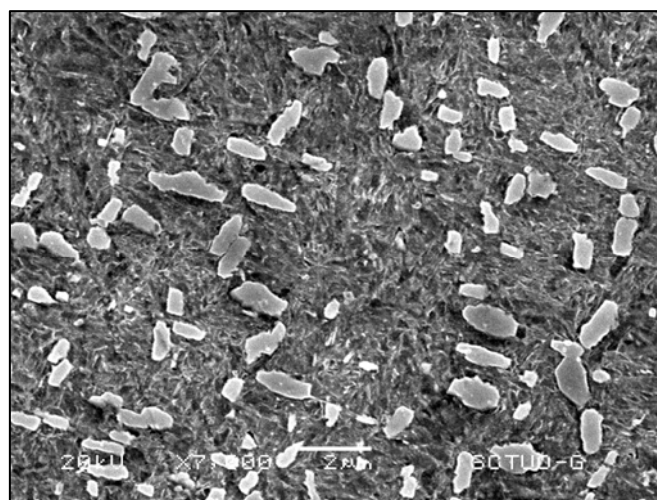


Figura 5.32 Acero alto en cromo austenizado a 1.000°C-12h más dos revenidos a 525°C-5h + 5h (7.000x)



5.8.3 DUREZA Y MICRODUREZA

Los resultados obtenidos en esta serie de ensayos se muestran en la tabla 5.23.

TRATAMIENTO TÉRMICO	DUREZA VICKERS	MICRODUREZA VICKERS
Austenización a 1.000°C-12h	743 ± 27	748 ± 13
Revenido a 500°C-5h+5h	663 ± 21	687 ± 28
Revenido a 525°C-5h+5h	703 ± 13	689 ± 26
Revenido a 550°C-5h+5h	568 ± 14	563 ± 19
Revenido a 575°C-5h+5h	515 ± 9	502 ± 10

Tabla 5.23 Valores de dureza y microdureza del acero al cromo austenizado a 1.000°C durante 12 horas y revenido 5 horas + 5 horas a diferentes temperaturas (valor medio ± desviación típica)

De nuevo, los valores de dureza y microdureza obtenidos han sido siempre inferiores a los de la estructura de temple.

Las figuras 5.33 y 5.34 muestran respectivamente la evolución descendente de la dureza y de la microdureza con la temperatura para los revenidos simples y dobles. La evolución de ambas propiedades es similar en los dos tratamientos.

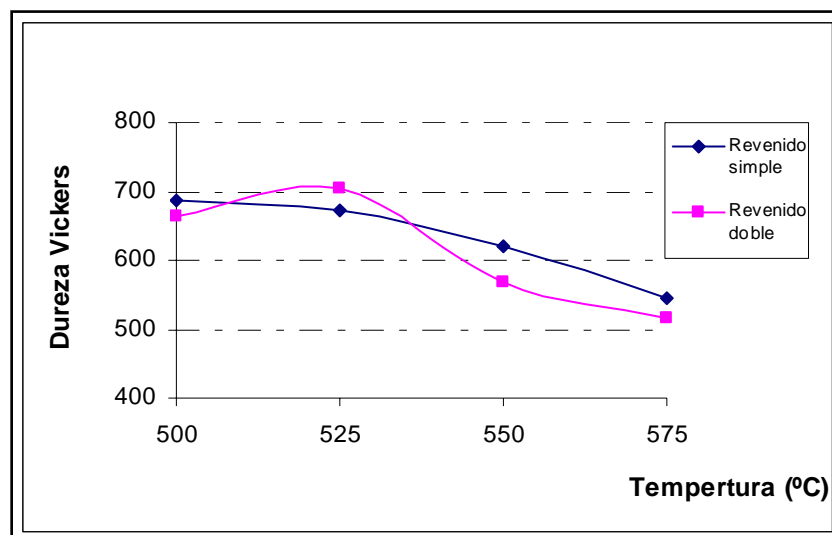


Figura 5.33 Comparación de la evolución de la dureza media entre el acero al cromo austenizado a 1.000°C durante 12 horas, revenido simple y doblemente

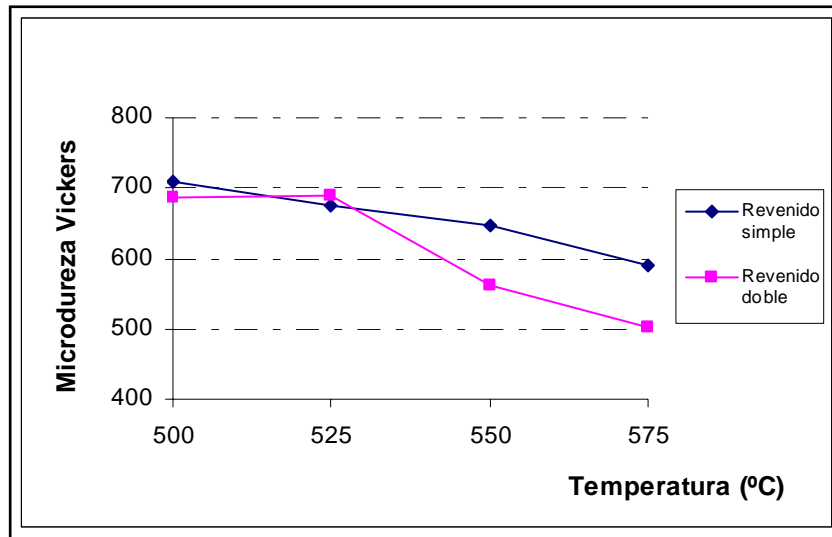


Figura 5.34 Comparación de la evolución de la microdureza media entre el acero al cromo austenizado a 1.000°C durante 12 horas, revenido simple y doblemente

Comparando estos pares de valores, se observan valores similares de dureza y microdureza para las temperaturas de 500 y 525°C mientras que para las otras dos temperaturas, ambos valores de dureza descienden sensiblemente al realizar el segundo tratamiento de revenido.

Finalmente las figuras 5.35 y 5.36 comparan respectivamente la evolución de los valores de dureza y microdureza en las probetas austenizadas a 1.000°C durante 5 y 12 horas con la temperatura de revenido (doble revenido de 5 + 5 horas).

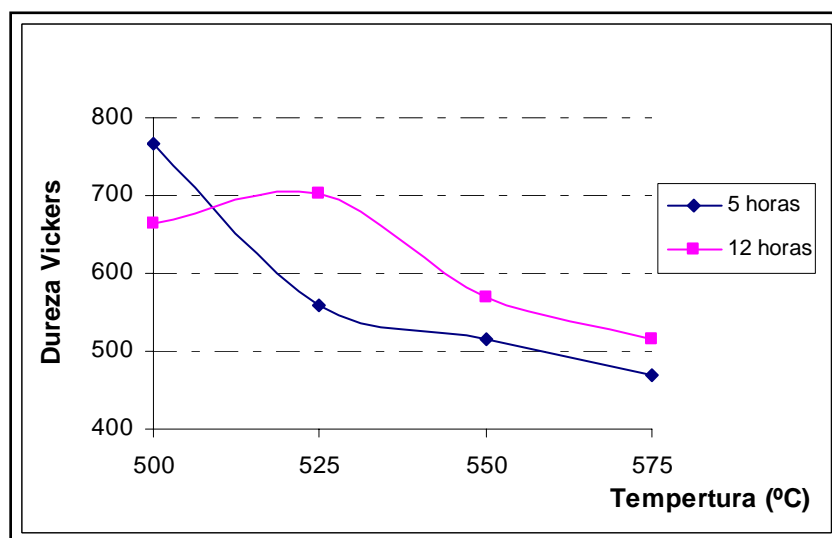


Figura 5.35 Comparación de la evolución de la dureza media entre el acero austenizado a 1.000°C durante 5 y 12 horas en función de la temperatura de revenido (doble revenido de 5 + 5 horas)

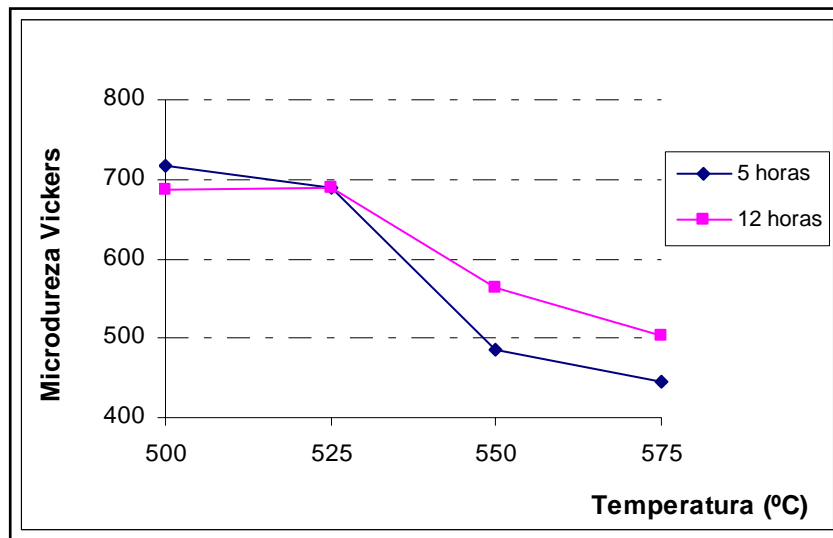


Figura 5.36 Comparación de la evolución de la microdureza media entre el acero austenizado a 1.000°C durante 5 y 12 horas en función de la temperatura de revenido (doble revenido de 5+5 horas)

La evolución de la dureza y de la microdureza sigue un patrón similar al que ya se había comentado a propósito de los tratamientos de revenido simples. De nuevo se observa una mayor dureza tras dos revenidos a baja temperatura (500°C) en el caso del tiempo de austenización más corto, pero una caída de dureza más significativa en este mismo supuesto para las temperaturas de revenido mayores (550-575°C)

Como consecuencia de todos estos resultados se ha definido como tratamiento más adecuado para el acero alto en cromo una austenización a 1.000°C durante 12 horas, seguido de enfriamiento industrial (mantenimiento durante 6 horas a 400°C y enfriamiento final al aire) y un doble revenido a 525°C durante 5 horas cada uno, por ser el que proporciona la mayor dureza con una temperatura de revenido suficientemente alta. Este tratamiento térmico sería apropiado siempre que en el curso del servicio del cilindro su superficie no se calentara nunca por encima de los 525°C, en cuyo caso habría que elevar la temperatura de los revenidos para asegurar la estabilidad microestructural a costa de la consiguiente disminución de la dureza.

Este tipo de aceros se suele utilizar normalmente en los cilindros de trabajo de las cajas desbastadoras que de acuerdo con los datos apuntados en el capítulo 2 se calientan superficialmente durante su servicio por encima de los 500°C.