

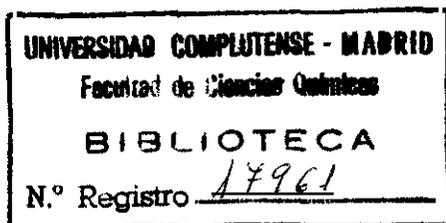
UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

Facultad de Ciencias Químicas

Departamento de Ciencia de los Materiales

e Ingeniería Metalúrgica

**TRANSFORMACIONES DE INEQUILIBRIO
PRODUCIDAS POR CICLOS
ANISOTERMICOS EN ACEROS
INOXIDABLES MARTENSITICOS
TIPO 13Cr Y 14CrMoV**



Luisa Fernanda Alvarez Moreno

Madrid, 1992

Colección Tesis Doctorales. N.º 151/92

© Luisa Fernanda Alvarez Moreno

**Edita e imprime la Editorial de la Universidad
Complutense de Madrid. Servicio de Reprografía.
Escuela de Estomatología. Ciudad Universitaria.
Madrid, 1992.**

Ricoh 3700

Depósito Legal: M-12236-1992



La Tesis Doctoral de D. LUISA FERNANDA ALVAREZ
MORENO

Titulada "Transformaciones de inequilibrio produ-
cidas por ciclos anisotérmicos en aceros inoxidables
martensíticos tipo 13Cr y 14CrMoV."

Director Dr. D. CARLOS GARCIA DE ANDRÉS

fue leída en la Facultad de CIENCIAS QUÍMICAS

de la UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID, el día 12

de JUNIO de 19 91, ante el tribunal

constituido por los siguientes Profesores:

PRESIDENTE ENRIQUE OTERO HUERTA

VOCAL FRANCISCO MOLLEDA SANCHEZ

VOCAL MIGUEL PEDRO DE ANDRÉS SANZ

VOCAL ANTONIO CABELLO ALBAIA

SECRETARIO M^a PILAR HIERRO DE BENGOA

habiendo recibido la calificación de *A.P.T.C.*

CJM LAUDE

Madrid, a 12 de Junio de 1991.

EL SECRETARIO DEL TRIBUNAL.

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

Facultad de Ciencias Químicas

Departamento de Ciencia de los Materiales
e Ingeniería Metalúrgica

TRANSFORMACIONES DE INEQUILIBRIO PRODUCIDAS POR CICLOS
ANISOTERMICOS EN ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS TIPO
13Cr Y 14CrMoV

AUTOR: *Luisa Fernanda Alvarez Moreno*

DIRECTOR: Carlos García de Andrés

LUISA FERNANDA ALVAREZ MORENO

Esta Tesis Doctoral fue leída en la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid el día 12 de Junio de 1991 ante el tribunal formado por los siguientes miembros:

Presidente: Enrique Otero Huerta
Vocal: Francisco Mollada Sánchez
Vocal: Miguel Pedro de Andrés Sanz
Vocal: Antonio Cabello Albalá
Secretario: M^a Pilar Hierro de Bengoa.

habiendo recibido la calificación de APTO CUM LAUDE (Unanimidad).

Madrid, 14 de Junio de 1991.

MEMORIA QUE PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTOR
EN CIENCIAS QUIMICAS PRESENTA:

LUISA FERNANDA ALVAREZ MORENO

TRANSFORMACIONES DE INEQUILIBRIO PRODUCIDAS POR
CICLOS ANISOTERMICOS EN ACEROS INOXIDABLES
MARTENSITICOS TIPO 13Cr Y 14CrMoY

DIRECTOR: CARLOS GARCIA DE ANDRES
Dr. en Ciencias Físicas,
Investigador Científico del C.S.I.C.

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
FACULTAD DE CIENCIAS QUIMICAS
DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE LOS
MATERIALES E INGENIERIA METALURGICA

1991

La presente Memoria constituye la Tesis Doctoral de D^a Luisa Fernanda Alvarez Moreno, presentada en el Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid, para optar al grado de Doctor en Ciencias Químicas.

Este trabajo ha sido realizado en la Unidad Estructural de Investigación de Procesos de Transformación y Fundición del Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (C.S.I.C.), bajo la dirección del Dr. D. Carlos García de Andrés, Investigador Científico del C.S.I.C.

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi especial agradecimiento al Dr. D. Carlos García de Andrés por el estímulo que de él he recibido y por su interés y constante apoyo en la ejecución y elaboración del trabajo, con lo que ha hecho posible la realización de esta Tesis.

Agradezco al Dr. D. Angel Pardo, Profesor Titular del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ciencias Químicas (U.C.M.), la labor y dedicación que ha prestado en esta Tesis, como ponente de la misma.

Al Dr. D. Miguel Pedro de Andrés Sanz, Director del CENIM, por las facilidades que he recibido para realizar este trabajo en las instalaciones del mismo. Especialmente quiero destacar la colaboración de los Departamentos de Ensayos Mecánicos, Microfotografía y Delineación.

Mi sincero agradecimiento a D. Víctor López y a D. Guillermo Caruana por la ayuda recibida en los temas de Metalografía y Análisis de Imágenes, respectivamente.

Quiero expresar mi especial gratitud a D. Norberto Santos y D. Javier Vara, quienes con su inestimable colaboración han hecho de esta Tesis algo propio, así como a D^a Agustina Arcas que ha realizado con eficacia e interés la escritura de esta Memoria.

Asimismo, quiero que conste mi sincero agradecimiento a mi compañero de Departamento Dr. D. Manuel Carsí que en todo momento me ha alentado a llevar a cabo este trabajo.

Finalmente quiero dar las gracias a todos los que de alguna manera me han animado y ayudado a hacer realidad esta Tesis.

I N D I C E

INTRODUCCION	1
 CAPITULO 1	
Estudio del calentamiento. Fundamentos	10
1.1. Principios generales. Factores implicados	10
1.1.1. Composición del acero	12
1.1.2. Estructura inicial	20
1.1.3. Velocidad de calentamiento	22
1.1.4. Temperatura de austenización	24
1.1.5. Tiempo de austenización	29
1.2. Proceso de disolución de carburos	30
1.3. Diagramas de austenización en calentamiento continuo	43
 CAPITULO 2	
Estudio del enfriamiento. Fundamentos	50
2.1. Transformaciones de inequilibrio	50
2.1.1. Transformaciones por nucleación y crecimiento	52
2.1.2. Transformación martensítica	55
2.2. Factores que influyen sobre las transfor- maciones en enfriamiento continuo	69
2.3. Diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo. Antecedentes y construcción	73
2.4. Austenita retenida	83

CAPITULO 3

Métodos experimentales y materiales empleados	89
3.1. Aspectos generales	89
3.2. Descripción de los equipos utilizados	94
3.2.1. Dilatómetro	94
3.2.2. Analizador de imágenes	99
3.3. Materiales empleados	106

CAPITULO 4

Estudio experimental del calentamiento continuo de los aceros ensayados	112
4.1. Transformaciones en calentamiento de los aceros inoxidables martensíticos Cr13 y Cr14MoV	112
4.2. Localización dilatométrica de los puntos de transformación en calentamiento continuo	116
4.2.1. Proceso de transformación de la fase ferrita en austenita ($\alpha + C_g \rightarrow \gamma + C_g$)	116
4.2.2. Proceso de disolución de carburos ($\gamma + C_g \rightarrow \gamma_{inhomogénea}$)	118
4.2.3. Proceso de homogeneización de la austenita ($\gamma_{inh.} \rightarrow \gamma_h$)	122
4.3. Puntos críticos experimentales	122
4.4. Diagramas experimentales de austenización en calentamiento continuo	128
4.5. Evolución del tamaño de grano austenítico	137
4.6. Procesos de disolución de carburos	150

CAPITULO 5

Estudio experimental del enfriamiento continuo de los aceros ensayados	161
5.1. Establecimiento de las temperaturas de calentamiento. Temperaturas óptimas de temple	161
5.2. Establecimiento de condiciones experimentales invariantes	170
5.3. Determinación dilatométrica de los puntos de transformación en enfriamiento continuo	173
5.4. Diagramas experimentales T.T.T. de enfriamiento continuo	182
5.5. Efecto del tamaño de grano austenítico sobre los parámetros críticos de enfriamiento	200
5.6. Diagramas $\Delta t_{8/5}$ - Microestructuras - Dureza final. Estudio metalográfico	204
5.7. Durezas de las estructuras martensíticas de temple	227

CAPITULO 6

Fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica	234
6.1. Identificación de los fenómenos de desdoblamiento	234
6.2. Influencia de los parámetros de calentamiento. Estado de austenización	238
6.3. Influencia de la velocidad de enfriamiento	243
6.4. Explicación general de los fenómenos de desdoblamiento	256
6.5. Análisis de los resultados experimentales de los fenómenos de desdoblamiento	269

IV

CAPITULO 7

Conclusiones 281

BIBLIOGRAFIA 297

INTRODUCCION

Diversas investigaciones en el campo de las transformaciones de inequilibrio en estado sólido, llevadas a cabo a lo largo de las dos últimas décadas, han intentado buscar explicación a ciertos comportamientos atípicos observados en el desarrollo de la transformación martensítica de aceros aleados con elementos carburígenos, tales como el cromo, molibdeno, vanadio y wolframio.

En estos aceros aleados, la transformación anisotérmica de la austenita en martensita no se realiza de forma continua durante el enfriamiento en un intervalo determinado de temperaturas, sino que, en ciertas condiciones, dicha transformación se desdobra en etapas sucesivas y diferenciadas.

Teóricamente, la explicación más coherente de estos fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica, se fundamenta en la descomposición de austenitas coexistentes con diferentes composiciones químicas.

Según las investigaciones de Kulmburg (1) y Maratray (2) el desdoblamiento tiene su origen en la precipitación de carburos y/o en el crecimiento del tamaño de algunos carburos ya

existentes. Estos procesos serían susceptibles de provocar gradientes de concentración en el seno de la austenita, que podrían ser el origen del desdoblamiento de la posterior transformación martensítica.

P. Vaugeois (3) atribuye el fenómeno de desdoblamiento a la existencia de una doble precipitación. Este autor, mediante ensayos de microscopía óptica y medidas de dureza, llega a la conclusión de que existe precipitación intragranular e intergranular. La transformación de la austenita, relativamente empobrecida, que constituye el interior de los granos γ correspondería al punto denominado por él M_s^I . Por el contrario, el punto M_s^{II} correspondería al principio de la transformación de la austenita, relativamente menos empobrecida, localizada en las proximidades de los bordes de grano.

Según M.T. Freire Vieira (4) y J.M. Silcock (5) la condición necesaria para que se presente el fenómeno de desdoblamiento es que se produzca precipitación de carburos durante el enfriamiento, siendo la presencia de carburos intergranulares el factor común en los casos en que se presenta dicho desdoblamiento.

Con objeto de poner en evidencia esta precipitación intergranular, en los trabajos de M.T. Freire, se sometía el acero a enfriamientos relativamente lentos, desde la temperatura de austenización hasta temperaturas comprendidas dentro del intervalo en que se produce la precipitación de carburos, a partir de las cuales el enfriamiento era muy rápido. Para temperaturas próximas a las de comienzo de la precipitación, el nivel de carburos observados en bordes de grano era escaso, semejante al obtenido para elevadas velocidades de enfriamiento. En ese caso la transformación martensítica no presentaba desdoblamiento. Cuando el enfriamiento era realizado hasta temperaturas intermedias, entre el principio y el fin de la precipitación, dicha precipitación en bordes de grano era más marcada. En este caso, la curva dilatométrica correspondiente presentaba desdoblamiento, siendo M_{sI} la temperatura de inicio de la transformación de una austenita enriquecida, en el seno de la cual no había precipitación, y M_{sII} correspondería a la transformación de una austenita empobrecida localizada en los bordes de grano.

Es importante destacar que tanto P. Vaugois como M.T. Freire Vieira, aunque con denominaciones diferentes para los puntos de desdoblamiento, encuentran como transformación masiva

-principal- la correspondiente a la austenita más enriquecida, observando el desdoblamiento a temperatura superior a esta transformación principal, es decir, en el caso de estos autores el desdoblamiento corresponde a una austenita empobrecida respecto a la austenita masiva.

La mayor parte de estos trabajos han centrado sus investigaciones en aceros aleados rápidos, para herramientas, aceros para trabajo en frío y en caliente y ciertos tipos de aceros inoxidable martensíticos. De forma general, la explicación aportada por los mismos para justificar el fenómeno de desdoblamiento de la transformación martensítica se refiere, exclusivamente, a la precipitación de carburos durante el enfriamiento.

Sin embargo, el análisis dilatométrico de alta resolución, empleado en este trabajo para estudiar la transformación martensítica de aceros inoxidable tipo 13Cr y 14CrMoV, ha permitido detectar la presencia de fenómenos de desdoblamiento en estos aceros incluso en ausencia de precipitación de carburos durante el enfriamiento. Asimismo, en este trabajo se han podido observar, bajo determinadas condiciones del ciclo térmico aplicado, etapas de desdoblamiento no referidas en la bibliografía que ponen de manifiesto la existencia de

subtransformaciones hasta ahora desconocidas y cuya explicación no puede tener su origen en la precipitación de carburos. En este sentido, a diferencia de las investigaciones citadas anteriormente, en este estudio se han observado experimentalmente etapas de desdoblamiento tanto a temperaturas superiores a la de la transformación principal, y por tanto procedentes de la descomposición anisotérmica de austenitas empobrecidas en carbono y elementos carburígenos, como a temperaturas inferiores a aquélla, que corresponden, lógicamente, a austenitas enriquecidas.

Por otra parte, además de estas importantes observaciones que justificarían por sí mismas un estudio específico sobre el desarrollo de la transformación martensítica en estos aceros, a lo largo de las investigaciones realizadas se han encontrado comportamientos inéditos relacionados con la simultaneidad de ciertas etapas de desdoblamiento de una misma transformación y las secuencias en que aparecen.

Así pues, el objetivo principal de este trabajo se ha centrado, fundamentalmente, en el estudio global de los fenómenos de desdoblamiento producidos en la transformación martensítica de aceros inoxidables Cr13 y Cr14MoV, proponiendo explicaciones coherentes y rigurosas de los mismos apoyadas en

la confirmación experimental, y analizando en profundidad los efectos e influencias que tienen, sobre dichos fenómenos, los parámetros térmicos que condicionan el desarrollo de los diferentes procesos implicados en el tratamiento térmico de estos materiales.

Bajo este planteamiento de objetivos, ha sido necesario realizar, no sólo el estudio general de las transformaciones anisotérmicas de fases y microconstituyentes producidas en estos aceros, sino, también, el estudio de los procesos de disolución y precipitación de carburos, e incluso de homogeneización de la austenita, que tienen lugar como consecuencia de la aplicación de ciclos térmicos diferentes. El conocimiento de la cinética que regula los citados procesos de transformación, disolución y homogeneización durante el calentamiento continuo de estos aceros, la delimitación de sus dominios de existencia y, lo que es más importante, la evaluación de los efectos producidos por los parámetros empleados en el ciclo de calentamiento, es la condición necesaria de partida para poder acometer el estudio de las transformaciones anisotérmicas de la austenita y, en particular, el de la transformación martensítica. Así, los diagramas de austenización en calentamiento continuo determinados experimentalmente en este trabajo, permiten

conocer el estado en el que se encuentra el acero a la temperatura máxima -final- de un tratamiento térmico realizado en condiciones determinadas, es decir, su estado de austenización. A lo largo de este trabajo, se ha podido confirmar la extraordinaria importancia que tiene el estado de austenización sobre todas las transformaciones de inequilibrio producidas durante el enfriamiento continuo, especialmente sobre la transformación martensítica, objetivo fundamental de este trabajo, y sobre los fenómenos de desdoblamiento específicos de dicha transformación en estos aceros.

Especial interés se ha dado al estudio de los procesos de disolución involucrados en el calentamiento de austenización de estos aceros. Para ello, se ha realizado un extenso trabajo experimental mediante técnicas dilatométricas con apoyo en análisis de imagen y de microscopía óptica y electrónica.

Partiendo del conocimiento preciso del estado de austenización y de disolución de carburos, se han investigado todas las transformaciones de inequilibrio posibles en estos aceros durante el enfriamiento continuo desde dos estados de austenización diferentes. Mediante los diagramas anisotérmicos TTT, se han delimitado las zonas de transformación ferrítica, perlítica -degenerada y laminar- y martensítica, analizando

para esta última, específicamente, todos los fenómenos de desdoblamiento procedentes de transformaciones parciales o subtransformaciones.

Asimismo, desde los dos estados de austenización preestablecidos para cada acero, se han estudiado los procesos de precipitación de carburos durante el enfriamiento y se han establecido las relaciones causa-efecto que tienen dichos procesos sobre las condiciones iniciales -austenización- y sobre las finales, en las cuales se desarrollan los fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica.

Por otra parte, los estudios experimentales realizados en este trabajo han permitido, también, optimizar los tratamientos térmicos de temple a que son sometidos estos aceros. Los resultados obtenidos han servido para revisar diversos criterios empleados tradicionalmente en el tratamiento de los inoxidables martensíticos. La sistemática experimental ha recogido y analizado específica y globalmente cada parámetro vinculado al tratamiento, y ha evaluado su interrelación con las características de las microestructuras producidas, lo que ha hecho posible proponer tratamientos de temple capaces de optimizar simultáneamente las dos propiedades características de estos aceros: alta dureza y elevada resistencia a la

corrosión.

Un amplio estudio metalográfico completa el trabajo experimental. Su objetivo principal es caracterizar todas las posibilidades estructurales que ofrecen estos aceros a través de sus tratamientos térmicos.

Finalmente, el desarrollo de teorías inéditas capaces de justificar y explicar rigurosamente los fenómenos de desdoblamiento martensítico constituyen el cuerpo principal de este trabajo.

CAPITULO 1

1. ESTUDIO DEL CALENTAMIENTO. FUNDAMENTOS.

1.1. PRINCIPIOS GENERALES. FACTORES IMPLICADOS.

Los tratamientos térmicos efectuados en los aceros con el fin de conferirles las propiedades deseadas consisten, generalmente, en un calentamiento por encima del punto de transformación A_{c3} , en la zona austenítica, seguido de un enfriamiento en condiciones determinadas.

La primera etapa de este tratamiento, precisamente porque conduce a la formación de austenita (solución sólida de carbono en el hierro gamma) recibe el nombre de austenización.

A lo largo de este trabajo se ha prestado una especial atención a todos los factores relacionados con el ciclo de calentamiento del acero. Este aspecto del tratamiento térmico, que no acostumbra a ser considerado con el debido rigor en la práctica industrial, tiene una extraordinaria importancia sobre el resultado de cualquier tratamiento, tan fundamental como la que se da habitualmente a los parámetros específicos del enfriamiento.

La austenización consiste en calentar el acero desde la

temperatura ambiente, hasta una temperatura de la zona γ , y mantenerlo a esta temperatura el tiempo necesario para producir la transformación total en austenita, poner en solución el carbono y los otros elementos presentes, y alcanzar una homogeneización de la austenita más o menos completa. Por tanto, el objetivo principal de la austenización es obtener una solución sólida, tan homogénea como sea posible de carbono y otros elementos que pudieran estar presentes en el hierro γ , conservando un tamaño de grano austenítico fino.

Después de la austenización el acero es sometido a un enfriamiento hasta temperatura ambiente, a una velocidad determinada, en el curso del cual la solución sólida austenítica estable en caliente se descompone en diferentes fases y/o microconstituyentes estables a temperatura ambiente. La naturaleza, morfología y propiedades de estos constituyentes dependen esencialmente de las condiciones de enfriamiento y del estado de la austenita antes del enfriamiento, tal como resulta del tratamiento de austenización.

Los factores que más directamente influyen sobre el tratamiento de austenización, por su incidencia en la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ son: la composición del acero, la estructura inicial, la velocidad de calentamiento, la temperatura de austenización y

el tiempo de permanencia a dicha temperatura. Algunos de estos factores están estrechamente relacionados entre sí, ya que unos pueden haber provocado o sido la causa de otros. El análisis previo de dichos factores y la evaluación de sus efectos individuales y combinados es esencial para el estudio riguroso de las transformaciones de fase en estado sólido de un acero.

1.1.1. COMPOSICION DEL ACERO

En el estudio de las transformaciones de fases es fundamental conocer la composición química completa del acero, tanto de los aleantes principales como de los considerados como impurezas, ya que pueden afectar a la cinética de las transformaciones aun cuando se encuentren en pequeñas proporciones ($< 0,1 \%$).

Para comprender la influencia de los elementos de aleación sobre las transformaciones de fases hay que tener en cuenta que dichos elementos se pueden dividir genéricamente en alfégenos y gammágenos.

Los elementos alfégenos, de estructura cúbica centrada, aumentan el campo de existencia del hierro α , disminuyendo el del hierro γ . Estos elementos son Cr, Mo, V, Ti, Si, Ta y Nb y su adición provoca un aumento de las temperaturas A_{c1} y A_{c3} .

Los elementos gammágenos de estructura cúbica centrada en las caras, como el Ni, C, Mn, Cu y Pb, aumentan el campo de existencia del hierro y ocasionando por tanto una disminución de las temperaturas A_{c1} y A_{c3} .

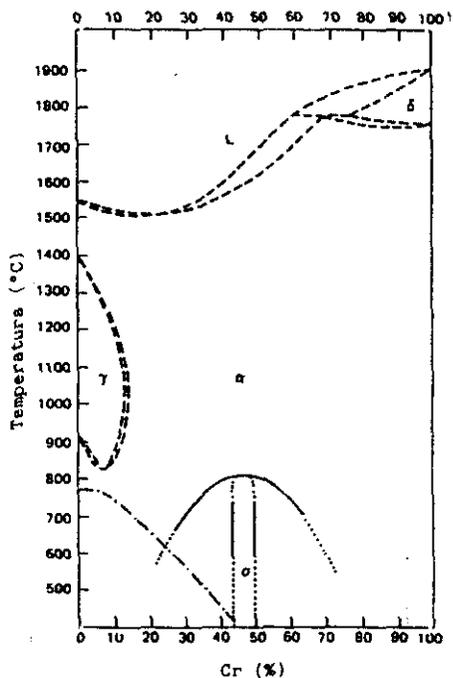


Fig. 1.- Diagrama Fe-Cr (6)

En el caso de los aceros inoxidables martensíticos objeto de este estudio, es esencial el papel que desempeña el cromo ya

que este elemento debe encontrarse presente en unas determinadas proporciones. Por esta razón el estudio del diagrama hierro-cromo es fundamental en este tipo de aceros.

Como muestra la fig. 1 el cromo restringe el campo de existencia del hierro γ para favorecer la expansión del hierro α , de manera que para contenidos de cromo superiores al 12 % aproximadamente, la aleación conserva estructura ferrítica desde la temperatura ambiente hasta su fusión. Como consecuencia de esto se pueden considerar dos tipos de aleaciones Fe-Cr: aquéllas cuyo contenido en cromo sea inferior al 12 %, que pueden ser sometidas a un tratamiento de austenización por calentamiento en el interior del bucle γ y después templadas por enfriamiento más o menos rápido, y las aleaciones con contenido en cromo superior al 12 % que no pueden ser tratadas térmicamente ya que desde la temperatura ambiente hasta su fusión se encuentran en estado ferrítico.

En la figura 1 se observa también que alrededor de la composición equiatómica existe una fase llamada "sigma" (σ) que en el curso de un enfriamiento lento de las aleaciones de composición próxima al 50 % at. precipita en los bordes de grano de la estructura ferrítica, aumentando la fragilidad de las aleaciones (7) y disminuyendo la resistencia a la co-

rosión (8).

Dado que los aceros inoxidables son aleaciones que contienen fundamentalmente hierro, cromo y carbono es esencial considerar la influencia del carbono sobre el diagrama de estado hierro-cromo, como muestra la figura 2.

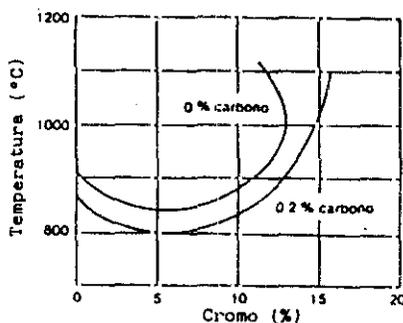


Fig. 2.- Diagrama ferro-cromo con diversos contenidos en carbono (8)

El carbono, como elemento gammágeno, amplía la curva que delimita el campo de existencia de la austenización, es decir, desplaza el límite γ/α del bucle γ , pudiendo llegar a ser este campo estable a temperatura elevada incluso para valores de cromo superiores al 15 % cuando el carbono está presente en proporción del 0,2 %. Por tanto una pequeña adición de carbono

permite obtener aleaciones inoxidables y endurecibles por temple con contenidos en cromo superiores al 12 %.

La figura 3 que representa tres secciones del diagrama de equilibrio ternario Fe-Cr-C, para contenidos de carbono constantes de 0,1, 0,4 y 0,7 % C, pone de manifiesto la extensión del bucle austenítico hasta contenido de Cr mayores a medida que aumenta el carbono (9).

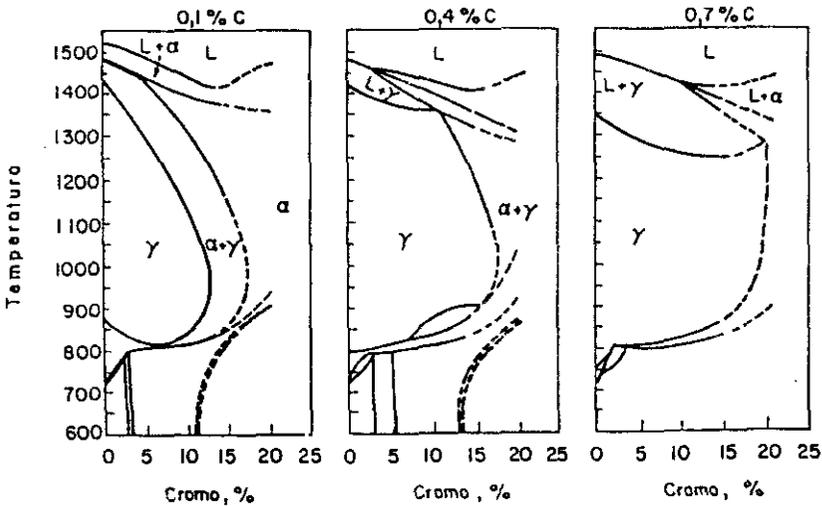


Fig. 3.- Secciones del diagrama Fe-Cr-C para contenidos de carbono de 0,1 %, 0,4 % y 0,7 % (10).

En función de la composición se pueden distinguir las siguientes familias de aceros inoxidables:

- los martensíticos, endurecibles con un tratamiento térmico
- los ferríticos, de estructura ferrítica estable independiente de la temperatura
- los austeníticos, de estructura austenítica estable independiente de la temperatura
- los aceros de estructura dúplex, llamados austeno-ferríticos, en los que la composición está equilibrada para que junto a la austenita exista también una cierta cantidad de ferrita
- los aceros inoxidables de endurecimiento por precipitación, que pueden tener base austenítica o martensítica con adiciones de Cu, Ti, Al, Mo, Nb o N (11).

La influencia de los elementos de aleación sobre la estructura del acero se puede valorar a través del equivalente en cromo y del equivalente en níquel, siendo éstos la suma de los contenidos de los elementos alfégenos y gammágenos, respectivamente, multiplicados cada uno de ellos por el correspondiente coeficiente de corrección, el cual tiene en cuenta el hecho de que la tendencia de cada elemento a favorecer la estructura ferrítica o austenítica sea mayor o menor. Las expresiones del equivalente en cromo y del equivalente en níquel vienen dadas por (12):

$$\begin{aligned} \text{Equivalente en cromo} = & \% \text{ Cr} + 2 \times \% \text{ Si} + 1,5 \times \% \text{ Mo} + 5 \times \% \text{ V} \\ & + 5,5 \times \% \text{ Al} + 1,75 \times \% \text{ Nb} + 1,5 \times \% \text{ Ti} \\ & + 0,75 \times \% \text{ W} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Equivalente en níquel} = & \% \text{ Ni} + \% \text{ Co} + 0,5 \times \% \text{ Mn} + 0,3 \times \% \text{ Cu} \\ & + 30 \times \% \text{ C} + 25 \times \% \text{ N} \end{aligned}$$

Schaeffler (13) estableció en un diagrama que lleva su nombre, la influencia de los diversos elementos alfégenos y gammágenos en los diferentes tipos de aceros inoxidables. Para la construcción de dicho diagrama se emplean fórmulas similares a las anteriores (14,15). Figura 4.

El diagrama de Schaeffler muestra que para un equivalente en níquel netamente superior al equivalente en cromo, la aleación será 100 % austenítica y, por el contrario, un equivalente en cromo preponderante determinará una estructura 100 % ferrítica. Para valores comparables de los equivalentes en cromo y en níquel será posible que coexistan las dos fases: es el caso de las aleaciones austeno-ferríticas.

El hecho de que el diagrama de Schaeffler no refleje la influencia de algunos elementos se debe a que, en realidad, este diagrama fue trazado para indicar las estructuras que

pueden aparecer en los cordones de soldadura y, por consiguiente, generables en un baño fundido que se solidifica rápidamente partiendo de una temperatura muy elevada. De aquí se desprende que, en principio, la extensión al caso de la producción de los aceros inoxidable constituye una extrapolación no rigurosa pero, en un plano cualitativo, tal extrapolación es aceptable (8).

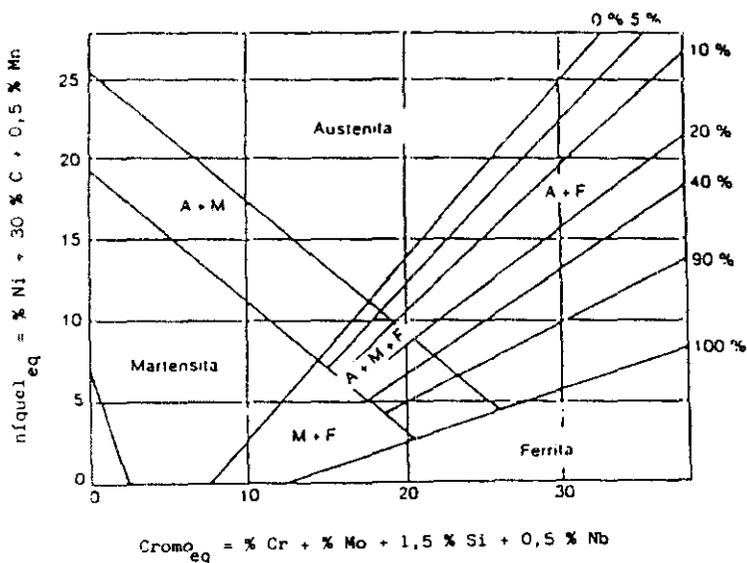


Fig. 4.- Diagrama de Schaeffler (16)

1.1.2. ESTRUCTURA INICIAL

La estructura inicial de los aceros inoxidable martensíticos, antes de ser sometidos a austenización, puede ser muy diferente según el tratamiento térmico aplicado después de su fabricación. Dicha estructura inicial puede variar desde una estructura enteramente martensítica, prácticamente sin precipitados de carburos, hasta estructuras de ferrita y carburos globulares, pasando por todas las estructuras intermedias: estructuras perlíticas o ferrito-perlíticas más o menos finas y más o menos mezcladas en presencia de carburos.

Como durante el calentamiento y mantenimiento a temperatura de austenización se producen fenómenos de disolución de precipitados de carburos y de difusión de diversos elementos, cabe esperar que el tratamiento de austenización esté fuertemente influenciado por la naturaleza, forma y dimensiones de las partículas de carburos presentes en el estado inicial.

La influencia que tiene la estructura inicial de un acero sobre los procesos de austenización se basa fundamentalmente en las propias reacciones que debe experimentar dicha estructura durante su calentamiento antes de encontrarse termodinámicamente en disposición de poder sufrir su

transformación en austenita.

Estructuras iniciales en equilibrio metaestable a temperatura ambiente, como la martensita, disponen de una elevada energía interna que potencia la cinética de las reacciones de transformación austenítica. En general, las temperaturas a las que se producen las transformaciones serán tanto más elevadas cuanto más próximas al estado de equilibrio sean las estructuras iniciales, siendo la estructura de ferrita y carburos esferoidales donde estas transformaciones se producen a temperaturas más elevadas.

En este sentido es muy ilustrativo un trabajo de A. Constant y G. Henry (17) en el que se analiza la influencia del estado estructural inicial del acero sobre la austenización en función de la velocidad de calentamiento. En el mencionado trabajo, partiendo de diferentes estructuras iniciales -ferrita y carburos esferoidales, ferrita y perlita media y fina, bainita, martensita y martensita revenida a media y alta temperatura- se observa que, para unas condiciones de calentamiento dadas, el desplazamiento de A_{c1} y A_{c3} hacia temperaturas altas es tanto más importante cuanto más gruesos y más globulares son los carburos en el estado inicial y cuanto más próxima al estado de equilibrio sea su composición. Es interesante destacar que

para la martensita, que es la estructura más alejada del equilibrio, el punto A_{c1} permanece invariablemente bajo, incluso para elevadas velocidades de calentamiento; por revenido a media y alta temperatura, la martensita se descompone en ferrita y carburos, desplazándose el principio de la transformación hacia temperaturas más elevadas cuanto más groseros son los carburos.

Debido a que en las reacciones de transformación austenítica intervienen principalmente procesos de difusión, que tienden a desarrollar niveles crecientes de estabilidad a través de la evolución progresiva hacia estructuras en equilibrio con la temperatura, la velocidad a que se realiza el proceso de calentamiento, la temperatura alcanzada y el tiempo de mantenimiento a dicha temperatura, son, como veremos a continuación, factores esenciales para el estudio de la austenización de un acero.

1.1.3. VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO

La influencia de la velocidad de calentamiento sobre la transformación austenítica ha sido objeto de numerosos estudios que condujeron a resultados muy diversos. Howorth y Gordon Parr (18) afirmaron que las temperaturas A_{c1} y A_{c3} eran casi

independientes de las velocidades de calentamiento. Por el contrario Svechnikov y Kocherzhinsky (19) constataron que la duración de esta transformación era más corta para altas velocidades de calentamiento. Un trabajo de Cizeron (20) utilizando técnicas de dilatometría ultra-rápida dió una información más precisa sobre esta influencia.

Cuando la velocidad de calentamiento aumenta, las temperaturas de comienzo y final de la transformación austenítica, disolución de carburos y homogeneización de la austenita y crecimiento de grano se ven afectadas, en mayor o menor medida por dicha velocidad. Importantes trabajos realizados por J. Orlich, A. Rose, P. Wiest, por H.J. Pietrzeniuk y por Constant y Henry (21,22) (17), recogen los diagramas de transformación en calentamiento continuo de gran número de aceros. Estos diagramas están trazados en un sistema de coordenadas "logaritmo del tiempo-temperaturas". Las curvas representan, para cada velocidad de calentamiento, las diferentes etapas de la formación y evolución de la austenita en el curso del mismo. En el mencionado trabajo se ve que el principio de A_{c1} y fin A_{c3} de la transformación austenítica se desplazan hacia temperaturas más elevadas para velocidades de calentamiento crecientes. Otros diagramas informan sobre el tamaño de grano: el crecimiento de tamaño de grano tiene lugar a temperaturas

más elevadas a medida que aumenta la velocidad de calentamiento.

Podemos concluir por tanto que, de acuerdo con los fundamentos del proceso de difusión en estado sólido, para cualquier estructura inicial, velocidades de calentamiento crecientes producen siempre un desplazamiento de los puntos de transformación hacia temperaturas más elevadas. Más adelante tendremos ocasión de insistir sobre este punto, al estudiar los diagramas de austenización de los aceros ensayados en este trabajo.

1.1.4. TEMPERATURA DE AUSTENIZACION

La temperatura de austenización se refiere, por definición, exclusivamente a aquella temperatura para la cual la única fase en equilibrio del acero es la austenita. Según esto, para los aceros con presencia de carburos en su estructura inicial, como es el caso de los aceros objeto de este estudio, la línea A_{cc} del diagrama de austenización es la que representa la temperatura mínima de austenización total para cada velocidad de calentamiento.

Sin embargo el término "temperatura de austenización" se suele

emplear en un sentido más amplio y se aplica a la temperatura que se fija como máxima en el proceso de calentamiento, sea o no de austenización total.

La influencia de la temperatura de austenización, entendiéndola en el sentido más general, sobre el proceso de calentamiento es obvia, ya que para una determinada velocidad de calentamiento es la temperatura de austenización la que determinará cual es el estado en el que se encuentra realmente el acero al final de dicho calentamiento.

La temperatura de austenización tiene una influencia decisiva sobre las características del acero después del tratamiento térmico de temple. En este sentido las características fundamentales exigidas a los aceros inoxidables martensíticos son, de forma general, elevada resistencia a la corrosión y alta dureza. Respecto a la corrosión es conocido que los carburos complejos sin disolver durante el calentamiento estarán presentes en la estructura final de temple reduciendo la resistencia a la corrosión del material. Por tanto, una temperatura de austenización inferior a la temperatura de disolución de carburos podría provocar, en teoría, una disminución de esta propiedad.

La dureza final está también estrechamente ligada a la temperatura de austenización: la dureza aumenta al aumentar la temperatura hasta llegar a un valor máximo a partir del cual valores crecientes de temperatura provocan una disminución de dureza. El citado aumento de dureza con la temperatura de calentamiento, tiene su fundamento en la mayor concentración de carbono y elementos de aleación de la austenita, consecuencia de los fenómenos de disolución de carburos y difusión producidos y potenciados a mayores temperaturas. Por otro lado, la posterior disminución se debe generalmente al aumento del porcentaje de austenita retenida en estado de temple, consecuencia de la disminución de las temperaturas de los puntos de transformación martensítica M_s y M_f .

En este sentido más adelante se hace un detenido estudio de la influencia de la temperatura de austenización sobre la dureza final después de someter los aceros aquí ensayados a tratamientos térmicos de temple desde diferentes temperaturas de calentamiento.

En las transformaciones que se producen durante el enfriamiento también juega un papel muy importante la temperatura de austenización: de forma general todas las transformaciones anisotérmicas de la austenita comienzan a temperaturas tanto

más bajas cuanto mayor es la temperatura de calentamiento del acero, debido al enriquecimiento de carbono en la austenita a elevadas temperaturas.

Por último en lo que respecta a la influencia de la temperatura de austenización hay que tener en cuenta que la realización de tratamientos de temple a temperaturas muy elevadas supone mayores riesgos de agrietamientos de temple producidos por las tensiones internas generadas en el material y una disminución de las propiedades de ductilidad y límite elástico como consecuencia del crecimiento de grano austenítico con la temperatura.

Cuando se calienta el acero hasta la región austenítica los granos de esta fase se forman por nucleación y crecimiento; los núcleos se forman heterogéneamente en las intercaras carburos-ferrita, que es la estructura de la que se parte y que se transforma a la fase gamma por calentamiento. Debido a la gran área interfacial disponible para nucleación, el número de granos de austenita que aparecen es usualmente grande. La transformación del acero por calentamiento, por tanto, se caracteriza inicialmente por un tamaño de grano austenítico pequeño. Sin embargo, en la zona austenítica, los movimientos térmicos de los átomos son lo suficientemente rápidos para

causar el desarrollo de los granos, por lo que tiempos prolongados y temperaturas elevadas en la zona austenítica, son capaces de aumentar mucho el tamaño de los granos de austenita (23).

El crecimiento de grano austenítico, en general, puede estar inhibido por segregaciones, inclusiones y defectos puntuales y de red así como por la presencia de carburos. El aumento de la temperatura y del tiempo provocan la disolución parcial o total de estos carburos y de las segregaciones intergranulares existentes, enriqueciendo la matriz austenítica en carbono y elementos de aleación y disminuyendo al mismo tiempo sus efectos de obstrucción al crecimiento de grano. Numerosos autores y en particular T. Gladman y D. Dulieu (24) así como H.P. Hougardy, H.J. Pietrzeniuk y A. Rose (25) han demostrado que es preciso que los precipitados sean muy finos y que se disuelvan a la mayor temperatura posible, para que se opongan eficazmente al crecimiento de grano austenítico.

El tamaño de los granos de austenita que se obtiene antes de enfriar el acero a temperatura ambiente tiene una influencia decisiva sobre gran número de propiedades físicas de la estructura final, (como por ejemplo la respuesta del acero al temple). Las estructuras finales óptimas, es decir, las que

tienen mejores propiedades, son generalmente estructuras de grano fino, obtenidas a partir de un grano austenítico original también fino.

1.1.5. TIEMPO DE AUSTENIZACION

El tiempo de austenización es el tiempo de permanencia del acero a la temperatura final del calentamiento. Su objetivo principal es conseguir la transformación completa de dicha fase y homogeneizar, por difusión, el contenido de carbono y otros solutos en toda la masa austenítica. De esta forma se alcanza una estructura idónea para que, mediante un enfriamiento brusco, se consiga la estructura metaestable llamada martensita, que es el constituyente por excelencia del acero templado y el que le imprime sus propiedades de máxima dureza y resistencia.

Como la homogeneización del carbono en la austenita es un proceso de difusión, su velocidad aumenta con la temperatura. Por tanto, sería teóricamente factible homogeneizar la austenita disminuyendo el tiempo de permanencia, siempre que se aumentase la temperatura suficientemente, ya que estas dos variables están relacionadas por la ecuación (26):

$$n = aT^{-1} + b \ln t + c$$

siendo: "n" = tamaño de grano, T = temperatura absoluta de calentamiento, t = tiempo de permanencia a esa temperatura y a, b y c constantes del material.

Si adoptásemos esta solución, el crecimiento de grano austenítico, debido al aumento de temperatura podría ser demasiado grande, ya que de esa ecuación se deduce que la influencia de esa variable sobre n es mayor que el tiempo, y al terminar el tratamiento de temple se obtendría una estructura grosera y, como consecuencia, un acero de bajas características mecánicas debido, principalmente, a que la fragilidad aumenta con el tamaño de grano.

Para lograr un tamaño de grano aceptable y una austenización total y homogénea se conviene en fijar en la práctica industrial un tiempo de austenización de 30 min a 1 h por cada 25 mm de espesor de la pieza (27).

1.2. PROCESO DE DISOLUCION DE CARBUROS

Los carburos, compuestos intersticiales formados por carbono y metales del grupo de transición, son auténticos compuestos

químicos con carácter netamente metálico que presentan una extraordinaria dureza. De acuerdo con su constitución se pueden considerar tres clases diferentes: los carburos simples que están formados por un elemento metálico combinado con el carbono, como es el caso de la cementita, los carburos complejos formados por el hierro y otro u otros metales y los carburos constituidos por mezclas isomorfas de un carburo simple con el carburo de hierro.

A altas temperaturas estos carburos pueden disolverse en el hierro y formar, al menos parcialmente, solución sólida con la austenita.

Aunque los aceros inoxidables martensíticos pueden tener diferencias significativas en su composición, todos ellos presentan en estado de recocido una matriz ferrítica, en cuyo seno existe una fracción más o menos alta de carburos.

De acuerdo con la bibliografía, los carburos que es posible observar en los aceros aleados con elementos carburígenos son: M_6C , M_2C , MC , $M_{23}C_6$ y M_7C_3 donde M representa Fe, W, Mo, V y Cr según el carburo considerado, tabla I (28).

Tabla I. - Tipos y estructuras cristalinas de carburos en aceros aleados con elementos carburígenos.

Tipo de carburo	Red cristalina	Observaciones
M_3C	ortorrómbico	Este es un carburo del tipo de la cementita: Fe_3C ; M puede ser Fe, Mn, Cr con pequeñas cantidades de W, Mo, V.
M_7C_3	hexagonal	Resistente a la disolución a elevadas temperaturas.
$M_{23}C_6$	cúbico centrado en las caras	Presente en aceros con elevado contenido de Cr y en todos los aceros rápidos. Es el menos resistente a su disolución.
M_6C	cúbico centrado en las caras	Presente en todos los aceros rápidos. Es un carburo rico en W o Mo. Puede contener moderadas cantidades de Cr, V, Co.
M_2C	hexagonal	Carburo rico en W o Mo. Aparece después de temple. Puede disolver una considerable cantidad de Cr.
M C	cúbico centrado en las caras	Carburo rico en V. Resistente a la disolución.

Dejando aparte los carburos M_6C y MC que pueden formarse durante el proceso de deformación en caliente del material, los carburos $M_{23}C_6$ y M_7C_3 parece que sólo se pueden formar durante un tratamiento posterior a la solidificación. Un estudio de Colombier (29) sobre el carburo $M_{23}C_6$ parece confirmar el hecho de que la formación de dicho carburo está asociada a un proceso

de segregación en fase sólida posterior a la solidificación.

El detallado conocimiento de los campos de existencia de los carburos en equilibrio con la matriz a temperatura ambiente, puede suministrar importantes indicaciones sobre la naturaleza de los carburos que pueden ser observados en el estado de recocido.

Numerosos autores han propuesto diagramas que traducen las condiciones de equilibrio para aleaciones ternarias del tipo Fe-M-C donde M representa Fe, Mo, W, V y Cr.

Las figuras 5 a) b) c) d) representan los diagramas encontrados por Kuo (30), Takedo (31), Vogel y Martin (32) y Heczko (33) para las aleaciones Fe-Mo-C, Fe-W-C, Fe-V-C y Fe-Cr-C respectivamente.

Sin embargo la utilización de estos diagramas para la determinación de la naturaleza de los carburos presentes en un acero cualquiera es muy problemática. En efecto, cuando los aceros contienen más de un elemento carburígeno la aplicación de los diagramas de equilibrio presenta muchas dificultades. A. Rose y L. Rademacher (34) han establecido un diagrama que precisa los campos de existencia de los carburos en la ferrita

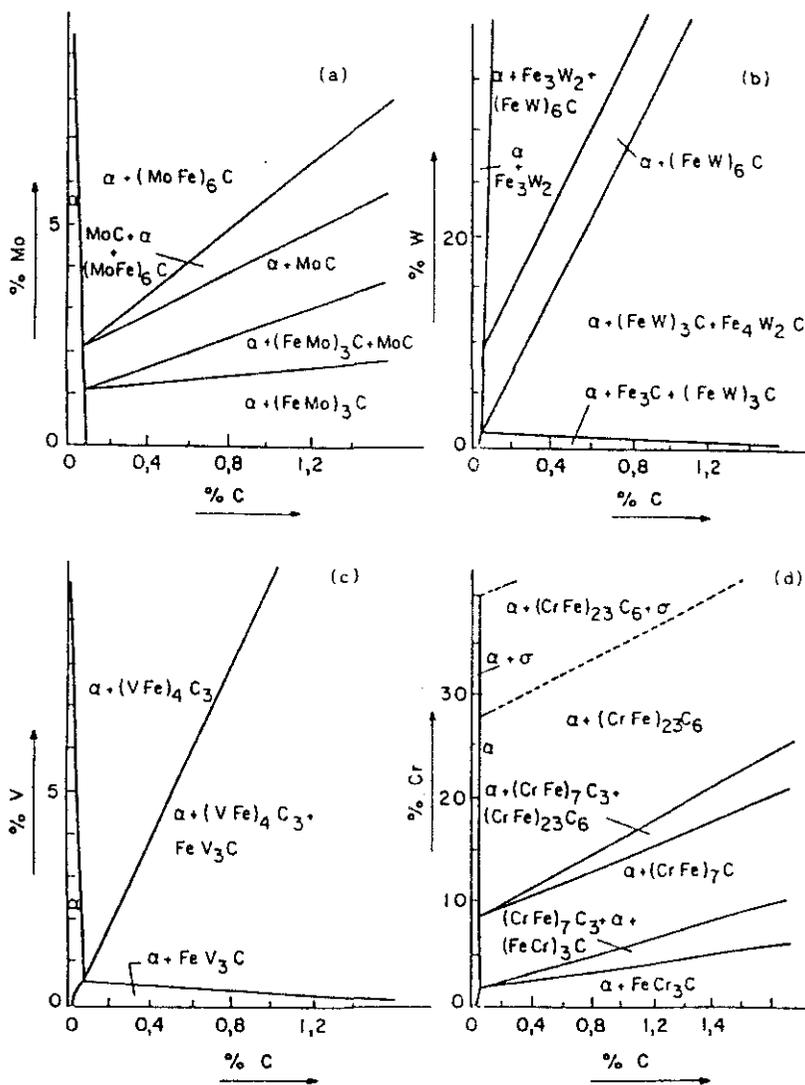


Fig. 5.- Diagramas de los ámbitos de las fases de las aleaciones Fe-Mo-C (a), Fe-W-C (b), Fe-V-C (c), Fe-Cr-C (d).

para aceros del tipo Fe-Cr(W+Mo), teniendo en cuenta el efecto simultáneo de todos los elementos de aleación presentes. Sin embargo, las aleaciones consideradas no contienen vanadio, que es un elemento muy importante en razón de su elevado carácter carburígeno y que está presente en gran número de aceros. Si la naturaleza de los carburos presentes en un acero plantea algunos problemas, la evaluación de su composición química presenta aun más dificultades.

A menudo, los carburos formados en los aceros, no están constituidos sólo por los elementos que aparecen en la tabla II (35); durante su formación, pueden disolver (según su estructura) una mayor o menor cantidad de otros elementos presentes.

Así el carburo M_6C (aunque constituido esencialmente por Fe, W y/o Mo) puede tener una pequeña capacidad de disolver cromo, cobalto y vanadio. De esta manera, el carburo M_6C respondería a una fórmula del tipo $Fe_{2.3}(Mo, W, Cr, V)_{4.3}C$.

De la misma manera, el Fe puede sustituir al cromo en el carburo $Cr_{23}C_6$ hasta una relación de porcentajes atómicos de los elementos sustituyentes igual o aproximada a 0,4; el $Cr_{23}C_6$ puede contener también vanadio hasta una relación de

Tabla II.- Elementos formadores de los diferentes carburos.

Designación Carburo	Composición química
M_6C	$Fe_2W_4C - Fe_3W_3C$
	$Fe_2Mo_4C - Fe_3Mo_3C$
	$Fe_2(WMo)_4C - Fe_3(WMo)_3C$
M_2C	W_2C
	Mo_2C
MC	VC/V_4C_3
$M_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6 - Fe_{21}Mo_2C_6$
	$- Fe_{21}W_2C_6$
M_7C_3	Cr_7C_3

porcentajes atómicos de elementos constituyentes igual a 0,2 (35). Además, según Goldschmidt, también hay posibilidad de disolver molibdeno y wolframio en ese carburo; la celda unitaria de $Cr_{23}C_6$ puede contener en su malla ocho átomos como máximo de W y/o Mo. En los carburos que tienen Mo y W, se puede formar incluso un carburo ternario del tipo $Fe_{21}(Mo,W)_2C_6$. Por

tanto los límites de composición del carburo $M_{23}C_6$ pueden variar entre las composiciones químicas siguientes: $Cr_{23}C_6$ y $Fe_{21}(Mo,W)_2C_6$ en función de la composición de la aleación y del tratamiento térmico aplicado al acero.

La solubilidad en el carburo Cr_7C_3 de otros elementos es la siguiente (35):

<u>Elemento</u>	<u>Solubilidad (metal/cromo)</u>
Mo	0,055
V	0,16
W	probablemente la misma que Mo
Fe	0,6

Los carburos del tipo MC, como es el carburo de vanadio, pueden disolver, aunque en pequeña cantidad, otros elementos de aleación que están habitualmente presentes en los aceros.

El establecimiento de fórmulas precisas para los carburos es por tanto difícil. Esto aumenta la posibilidad de que estos carburos presenten desviaciones de la estequiometría, en particular los que tienen estructura cúbica como es el carburo MC (36).

Tal como se señalaba anteriormente, uno de los objetivos del tratamiento de austenización es conseguir la disolución total o parcial de carburos. El grado de disolución de estos carburos es función del tiempo y sobre todo de la temperatura de austenización (37).

En los aceros inoxidables martensíticos ensayados en este trabajo, cuyo contenido en carbono está comprendido entre 0,20 y 0,60 %, el carburo más frecuente es el $M_{23}C_6$ como se observa en la figura 6.

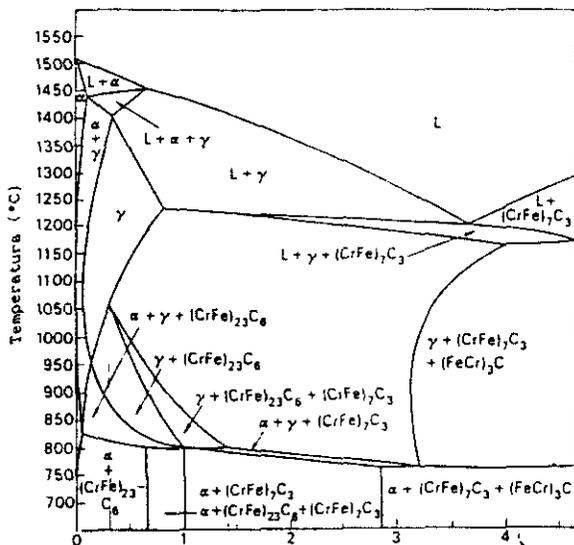


Fig. 6.- Sección al 13 % de Cr del diagrama Fe-Cr-C (38).

Según Blickwede (39) en los aceros aleados con elementos carburígenos, el carburo $M_{23}C_6$ es el principal responsable del enriquecimiento de la matriz en carbono y en cromo. De la disolución parcial del carburo de vanadio, la austenita se enriquece en carbono y en vanadio; por el contrario, esta misma fase y sólo puede enriquecerse en wolframio y molibdeno a expensas del carburo M_6C .

El conocimiento de la temperatura de disolución de los diferentes carburos en la austenita es fundamental, ya que permite elegir la temperatura de austenización más conveniente de acuerdo con el tratamiento térmico y la utilización prevista del acero.

Aunque existen numerosos estudios (40-48) sobre la disolución de los carburos en las aleaciones del tipo Fe-M-C, su extrapolación a un determinado tipo de aceros es muy difícil; en efecto, la presencia en el seno de la matriz de otros elementos de aleación distintos al elemento M (que caracteriza al carburo cuyo ámbito de estabilidad a alta temperatura se quiere conocer) puede modificar los valores de los coeficientes de actividad y de difusión del metal y del carbono (46-47-48).

A pesar de esto, existen estudios específicos no siempre

coincidentes, sobre la disolución de carburos para ciertos tipos de aceros de los que se puede sacar una información muy útil para otras variedades, aunque esta extrapolación puede conducir a veces a resultados solamente aproximados e incluso erróneos.

Según Kayser y Cohen (49), la disolución total del carburo $M_{23}C_6$ en los aceros rápidos tiene lugar a temperaturas inferiores a las temperaturas de austenización empleadas generalmente a nivel industrial.

T. Malkiewickz (50) da temperaturas de 1373 K para la disolución completa de los carburos $M_{23}C_6/M_7C_3$, y una temperatura de 1473 K para que pueda ser observado un aumento significativo de los contenidos de wolframio y vanadio en la matriz.

Según Atterbury (51) los carburos $M_{23}C_6$ se disuelven totalmente entre 1123 K y 1423 K, mientras que los carburos MC no se disuelven o se disuelven muy poco.

Kim (52) sitúa la mayor parte de la disolución del carburo $M_{23}C_6$ entre la temperatura de comienzo de la transformación austenítica y 1253 K, aunque después del tratamiento a temperatura de 1503 K sigue encontrando trazas de $M_{23}C_6$ (0,7 %).

La disolución efectiva de los carburos M_6C y MC, según este autor tiene lugar a partir de 1313 K.

Para Kupalova (53) el carburo $M_{23}C_6$ deja de existir por encima de 1373 K. Para temperaturas de austenización superiores a 1373 K e inferiores a 1553 K se disuelven 2,7 % de MC y 6,6 % de M_6C . Según este autor la disolución del carburo M_6C tiene lugar de manera progresiva hasta 1513 K; por otra parte, el carburo MC puede disolverse hasta 1553 K.

De las consideraciones anteriores resulta que si bien existe un orden de disolución de los carburos según el cual se disuelven primero los $M_{23}C_6$, después los M_6C y por último los MC, sus temperaturas de disolución varían según el tipo de acero considerado. En muchos casos no es posible alcanzar la total disolución de los carburos inicialmente presentes en estado de recocido, ya que las temperaturas de disolución total de los carburos M_6C y MC se sitúan por encima de la línea de solidus de la aleación.

Otro aspecto muy discutido es el de la composición de los carburos durante la austenización. Algunos autores como Gulayev (54) y Kalner (55) afirman que la composición química de los carburos primarios del tipo M_6C no varía. Por el contrario

Arkharov (56) y Borjarski (57) consideran que la composición química de los carburos M_6C evoluciona en función de la temperatura de austenización, atribuyendo esta variación de la composición de los carburos a los diferentes coeficientes de difusión en el seno de la austenita de los elementos que los constituyen.

A temperaturas de austenización elevadas, hay coalescencia de los carburos M_6C y por tanto adición de capas a la periferia de los carburos primarios, las cuales no tienen necesariamente la misma composición que el interior; si el tiempo de mantenimiento no es suficientemente prolongado para permitir la homogeneización del carburo, se puede llegar a tener variación de composición en el seno de un mismo carburo. En este sentido Almond (58) observó en la periferia de los carburos M_6C zonas ricas en algún determinado elemento (W y/o Mo) de 1 a 2 μm de espesor.

En el caso del carburo de vanadio, no se observa variación en su composición química al aumentar la temperatura de austenización (59).

El problema de la homogeneización de la matriz austenítica y su evolución hacia un estado de equilibrio es teóricamente

difícil de resolver; en efecto, no sólo hay que tener en cuenta los coeficientes de difusión química de los diferentes elementos en el seno de una austenita muy aleada, sino que también hay que conocer perfectamente la evolución de los carburos primarios, así como las transferencias de elementos por difusión a través de las interfases γ /carburos.

Como se verá posteriormente, en este trabajo se ha podido comprobar la validez de la dilatometría de alta resolución para determinar experimentalmente las temperaturas finales de disolución de carburos en los aceros inoxidables ensayados.

1.3. DIAGRAMAS DE AUSTENIZACION EN CALENTAMIENTO CONTINUO

Partiendo de una microestructura inicial de ferrita y carburos globulares en todos los aceros ensayados en este trabajo, para conocer la evolución de los procesos de transformación de fases, disolución de carburos y homogeneización de la austenita durante el calentamiento continuo, se han establecido cuatro puntos críticos característicos. A_{c1} y A_{c3} representan, respectivamente, la temperatura a la que comienza la formación de la fase austenítica y la temperatura a la cual se completa la transformación de ferrita en austenita. El punto A_{cc} representa la temperatura a la cual se produce la disolución

total de carburos en la austenita y, el A_{cn} , la temperatura para la cual dicha austenita es homogénea.

La determinación experimental de estos puntos críticos se realiza mediante análisis dilatométricos de probetas sometidas a calentamientos continuos a velocidad constante de $0,05K.s^{-1}$, que es la más generalizada en la bibliografía para este fin (60). Se admite así que las temperaturas de estos puntos, obtenidas para dicha velocidad, constituyen una aproximación experimental aceptable de las temperaturas que delimitan el comienzo y final de la transformación y evolución de la austenita en el correspondiente diagrama de equilibrio Fe-Cr-C, donde el estudio de todas las transformaciones de fases se realiza siguiendo un proceso termodinámicamente reversible, de evolución infinitamente lenta.

El conocimiento de los puntos críticos señalados anteriormente, aunque de gran importancia para la programación de los tratamientos térmicos, únicamente informa sobre el proceso de austenización de los aceros en condiciones próximas al equilibrio. Sin embargo, en cualquier tratamiento térmico aplicado a un acero entra siempre en juego un factor de gran importancia: la variación de la temperatura con el tiempo, que tiende a separarlo de las condiciones de equilibrio.

Cuando el acero es sometido a un proceso de calentamiento en condiciones distintas a las utilizadas para la determinación de los puntos críticos, las temperaturas a las que se producen la transformación austenítica, disolución de carburos y homogeneización de la austenita, se ven afectadas en mayor o menor medida por la velocidad de calentamiento. Por tanto, es imprescindible evaluar el efecto que produce la aplicación de diferentes parámetros térmicos de calentamiento sobre los procesos que tienen lugar durante dicho calentamiento en condiciones reales, fuera del equilibrio.

Los estudios de la influencia de estos parámetros sobre las transformaciones ocurridas durante el calentamiento, dieron como fruto la aparición de los diagramas de transformación en calentamiento continuo o diagramas de austenización.

Los diagramas de austenización en calentamiento continuo son representaciones semilogarítmicas tiempo-temperatura/transformación (logaritmo de tiempo-temperatura) que permiten conocer la evolución de las temperaturas a las que se producen las transformaciones durante calentamientos efectuados a diferentes velocidades. De esta forma, partiendo de una determinada microestructura inicial, el diagrama de austenización indica las temperaturas a las cuales se producen los procesos de

transformación, disolución y homogeneización, en función de la velocidad real a la que se efectúa el calentamiento, desde la temperatura ambiente hasta la fijada en el tratamiento como temperatura final.

La importancia de los diagramas de austenización en calentamiento continuo es evidente, pues permite conocer el estado de austenización real en el que se encuentra el acero a una determinada temperatura, según sea la velocidad a la que se realiza su proceso de calentamiento. En ellos se pone claramente de manifiesto que la temperatura necesaria para conseguir una determinada estructura de austenización en el acero, deberá ser tanto más elevada cuanto mayor sea la velocidad a la que se realiza su proceso de calentamiento.

En el estudio experimental de los aceros inoxidables martensíticos objeto de este trabajo, analizaremos, a la vista de sus respectivos diagramas de austenización, el tipo de estructura de austenización que se considera más apropiado para poder optimizar las propiedades obtenidas por tratamiento térmico de temple.

Dado que las temperaturas a las que se producen las transformaciones están estrechamente ligadas a la

microestructura inicial y a la composición química del acero, los diagramas de austenización son específicos para cada tipo de acero, de tal forma que, el conocimiento de uno de ellos no permite realizar extrapolaciones rigurosas a otros similares.

Es necesario destacar, finalmente, que la realización de los diagramas de austenización en calentamiento continuo de los aceros estudiados, ha requerido analizar específicamente la respuesta dilatométrica asociada a cada uno de los procesos que tienen lugar durante el calentamiento. En este sentido, es perfectamente conocida la anomalía dilatométrica que identifica el desarrollo de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ de los aceros; su manifestación macroscópica es invariablemente, para todos los tipos de aceros, una contracción y, como consecuencia, la determinación experimental de los puntos A_{c1} y A_{c3} no es especialmente complicada en el caso de los inoxidables martensíticos. Sin embargo, al contrario de lo que sucede con la transformación alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$, los procesos de disolución de carburos y de homogeneización de la austenita, no tienen unas respuestas dilatométricas características que se reproduzcan de forma invariable en todos los aceros que puedan sufrir dichos procesos.

En primer lugar, es evidente que dichos fenómenos no implican

la transformación de una fase masiva con cambio de red cristalina, sino únicamente la disolución de compuestos intersticiales -carburos-, que constituye la fase soluto minoritaria en la austenita, que forma la fase disolvente masiva. Dicho proceso de disolución tiene como resultado una solución sólida en la que se conserva la red FCC de la austenita. La manifestación dilatométrica de estos fenómenos será por tanto de mucha menor magnitud que para el caso de la transformación de fase y, como consecuencia, la detección experimental de los puntos A_{cc} y A_{ch} será necesariamente más difícil y exigirá la utilización de técnicas dilatométricas de alta resolución.

Por otra parte, tal como se señaló anteriormente, estos procesos no tienen una respuesta dilatométrica característica que permita su inequívoca y exacta identificación en cualquier tipo de acero. La manifestación dilatométrica asociada a estos procesos puede ser totalmente diferente en función de la cantidad y tipo de elementos aleantes carburígenos presentes en el acero, de las estructuras cristalinas de los propios carburos e, incluso, del nivel de dilatación que tiene la austenita en el intervalo de disolución. Por ello, tal como se expondrá más adelante, la determinación experimental de los puntos críticos A_{cc} y A_{ch} llevada a cabo en este trabajo, ha

exigido encontrar métodos auxiliares que permitieran confirmar que las anomalías dilatométricas observadas correspondían, realmente, a los fenómenos de disolución de carburos y de homogeneización de la austenita en estos aceros.

CAPITULO 2

2. ESTUDIO DEL ENFRIAMIENTO. FUNDAMENTOS.

2.1. TRANSFORMACIONES DE INEQUILIBRIO

Como ya ha sido señalado, después del proceso de austenización el acero es sometido a un enfriamiento a determinadas velocidades con el fin de conferirle las propiedades deseadas.

Portevin fue el primero en subrayar que estas propiedades dependen en gran medida de las condiciones en que se realice la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ dando indicaciones muy precisas, mediante sus ensayos de análisis térmico, de la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la posición de los puntos de transformación y la naturaleza de los productos de descomposición de la austenita (61).

El tratamiento térmico está definido por la velocidad de enfriamiento que, junto a las condiciones de austenización, determinan cuáles serán las propiedades finales del acero.

Las velocidades de enfriamiento, cuyo orden de magnitud puede variar en las técnicas experimentales empleadas en este trabajo de $0,01 \text{ K.s}^{-1}$ a 200 K.s^{-1} (es decir en la proporción de 1 a 20.000), condicionan notablemente el proceso de la

descomposición anisotérmica de la austenita; es evidente que en este rango de velocidades, la naturaleza de las fases generadas no es la misma en el curso de un enfriamiento lento o de un enfriamiento muy rápido.

Prácticamente todos los elementos de aleación en el acero, con raras excepciones, tienen tendencia a retrasar la descomposición de la austenita. En el caso de las transformaciones producidas por nucleación y crecimiento, sobre las que se incidirá a continuación, este retraso se debe a la necesidad de difundir no sólo el carbono, sino todos los elementos en solución sólida en la austenita (62). El manganeso, níquel y cromo son los elementos que tienen más influencia sobre las temperaturas de formación de la ferrita y de la perlita (63).

Por otra parte, la temperatura de transformación de la austenita va disminuyendo a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, dando lugar a la descomposición de la misma en fases metaestables, cuya formación responde a mecanismos muy diferentes a los de nucleación y crecimientos que rigen en la formación de las fases y/o microconstituyentes estables a temperatura ambiente.

2.1.1. TRANSFORMACIONES POR NUCLEACION Y CRECIMIENTO

En la práctica, los aceros se enfrían casi siempre desde la región austenítica hasta la temperatura ambiente, de manera que la temperatura desciende continuamente; la velocidad de enfriamiento es fundamental para determinar la naturaleza de los productos de descomposición anisotérmica de la austenita.

En el enfriamiento continuo de los aceros inoxidables martensíticos objeto de este estudio, pueden aparecer dos microconstituyentes diferentes en función de la velocidad de enfriamiento: la perlita y la martensita.

Cuando el enfriamiento es lento, el producto que se genera por descomposición anisotérmica de la austenita es la perlita. Este microconstituyente, formado por ferrita y carburos complejos, se puede presentar en estos aceros bajo dos morfologías diferentes: perlita globular grosera, constituida por carburos esféricos en una matriz ferrítica, que se produce para enfriamientos extremadamente lentos, y perlita laminar, formada por láminas intercaladas de ferrita y carburos, para velocidades de enfriamiento superiores a las anteriores.

La descomposición de la austenita para formar perlita ocurre

por nucleación y crecimiento. En casi todos los casos la nucleación tiene lugar de forma heterogénea. Si la austenita fuese homogénea -de composición uniforme-, la nucleación ocurriría casi exclusivamente en los límites de granos. Cuando no es homogénea, sino que tiene gradientes de concentración y contiene partículas de carburos, la nucleación de la perlita puede ocurrir tanto en los límites de grano de la austenita como en el interior de los mismos (64).

En el mecanismo de formación de la perlita no se tiene referencia clara de si el primer paso es la aparición de una pequeña zona de carburos o de ferrita.

Según Mehl (65) el núcleo activo es una pequeña partícula de carburo que se forma en el límite de un grano de austenita y crece hacia el interior. Según se desarrolla esta pequeña partícula, en longitud y grosor, capta átomos de carbono de la austenita sobre cada lado de la misma; como consecuencia, desciende la concentración de carbono de la austenita en contacto con los carburos. Cuando la composición de la austenita cercana a dichos carburos alcanza un valor más o menos fijo, la ferrita se nuclea y se desarrolla a lo largo de la superficie de los carburos. Como la ferrita contiene muy poco carbono en solución, su desarrollo continuo está asociado

con una acumulación de carbono en la intercara ferrita-austenita. Esta acumulación continúa hasta que se nuclea una nueva partícula de carburo. El desarrollo de esta nueva partícula inducirá, a su vez, la formación de una nueva zona de ferrita.

En el caso de la perlita laminar la temperatura a la cual se transforma la austenita tiene un efecto importante sobre la separación interlaminar; de esta separación depende la dureza de la estructura resultante: a una separación menor corresponde mayor dureza.

La velocidad de formación de la perlita es también una función de la temperatura. A temperaturas justamente por debajo de la eutectoide la velocidad de desarrollo aumenta rápidamente con la disminución de la temperatura.

Como ya se ha mencionado, cuando el enfriamiento es muy lento, la estructura final es una perlita globular grosera; al aumentar la velocidad de enfriamiento la perlita alcanza la forma laminar y va siendo cada vez más fina, hasta llegar a una microestructura que es una mezcla de perlita y martensita. Finalmente para altas velocidades de enfriamiento no se puede formar perlita y la estructura resultante es totalmente

martensítica.

En resumen, a excepción de la transformación martensítica todas las transformaciones en estado sólido son consideradas transformaciones por nucleación y crecimiento, caracterizadas por el hecho de que su cinética está subordinada al desarrollo de gérmenes de una o varias fases nuevas, dispersas en el seno de la fase austenítica primitiva. El desarrollo de estas transformaciones está sometido a difusión y estructuralmente dichas transformaciones no mantienen relaciones cristalográficas privilegiadas entre la fase inicial y la fase final (66).

Como se verá a continuación, otro factor que tiene gran influencia en la formación de perlita o martensita es el tamaño de grano austenítico.

2.1.2. TRANSFORMACION MARTENSITICA

Debido a la importancia que tiene la transformación martensítica en los aceros estudiados en este trabajo, cuyas propiedades físico-químicas y mecánicas se alcanzan en base a la formación de una microestructura martensítica obtenida por tratamiento de temple, a continuación se analizarán los

aspectos estructurales de mayor interés y los factores que influyen más directamente sobre la misma.

La martensita es el microconstituyente por excelencia de los aceros templados. Tiene una estructura microscópica acicular, formando agujas cruzadas con ángulos de 60° y cristaliza en el sistema tetragonal. Es el microconstituyente más duro después de la cementita (67).

La martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono en la red de hierro α (68). La presencia de los átomos de carbono intersticiales deforma la red cúbica de la ferrita y la transforma en una red tetragonal centrada. Esta red tetragonal presenta dos parámetros iguales entre sí y el tercero es un poco mayor que éstos. Los parámetros de esta red varían linealmente con la concentración de carbono. En la figura 7 se observa que el parámetro "c" crece al aumentar el contenido de carbono mientras que el parámetro "a" disminuye (69). En esta gráfica se ve que para 0 % de carbono el valor de los dos parámetros es 0,286 nm, exactamente igual al parámetro del hierro puro.

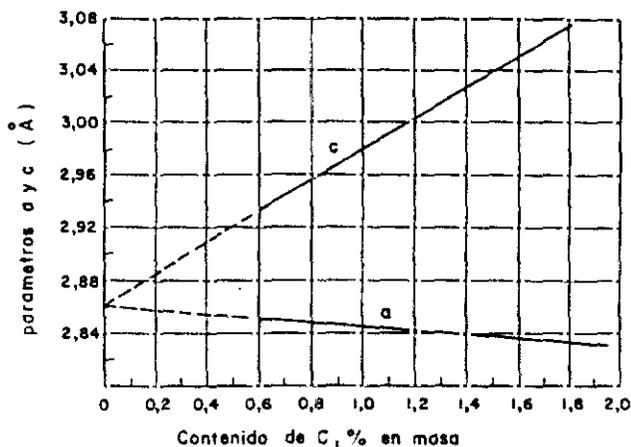


Fig. 7.- Variación de los parámetros a y c de la martensita de las aleaciones Fe-C en función del contenido en carbono. (69)

Las posiciones de los átomos de carbono en la red tetragonal de la martensita son intersticiales en los centros de las aristas alargadas (direcciones cristalográficas $\langle 001 \rangle$) y de las caras perpendiculares a dichas direcciones (planos cristalográficos $\{001\}$).

La transformación martensítica fue observada por primera vez en las aleaciones hierro-carbono sometidas a enfriamientos muy rápidos. Dicha transformación se diferencia de las de nucleación y crecimiento tanto desde el punto de vista de la cinética como desde el punto estructural. La transformación de

la austenita en martensita es adifusional y los cristales de la nueva fase crecen de manera casi instantánea, siguiendo ciertas direcciones privilegiadas de la fase inicial, con la que existe una relación de orientación semejante a la producida en las maclas.

Esquemáticamente el mecanismo de plegamiento de la red de la austenita para formar la martensita es debido a un doble cizallamiento de la red γ , lo que implica únicamente pequeños desplazamientos atómicos, sin cambios relativos de las posiciones de los átomos.

Cada aguja o placa de martensita se produce instantáneamente en su tamaño y magnitud final y la transformación continúa con la formación de otras nuevas sin la intervención de mecanismos de crecimiento. El tamaño de cada aguja de martensita dependerá exclusivamente de impedimentos tales como bordes de grano, inclusiones y/o precipitados.

Por aceleración del enfriamiento es imposible impedir la transformación martensítica; al contrario de lo que ocurre en la transformación de la austenita en perlita, la transformación martensítica comienza a la temperatura M_s de manera prácticamente instantánea: la velocidad de aparición de la

martensita es muy elevada, del orden de la velocidad de propagación de una onda elástica en el metal (68).

Al llegar a la temperatura M_s , se forman agujas de martensita en grupos, pero esta transformación sólo progresa en el curso del enfriamiento, salvo en casos particulares de aceros con elevados contenidos en elementos de aleación (70). Si el enfriamiento se detiene y el acero se mantiene a una temperatura constante, la transformación se interrumpe y sólo por un nuevo descenso de la temperatura pueden producirse sucesivos plegamientos, reanudándose así la transformación. Vemos por tanto que la transformación martensítica es una transformación anisotérmica que se desarrolla en función de la temperatura alcanzada.

El porcentaje de transformación, es decir la fracción de volumen de martensita formada, es, esencialmente función de la temperatura alcanzada en el enfriamiento y este porcentaje aumenta a medida que la temperatura disminuye. Cuando desciende la temperatura de una aleación susceptible de sufrir una transformación martensítica, se atraviesa por una temperatura de equilibrio que separa las zonas de estabilidad de dos fases diferentes. Por debajo de esta temperatura, la energía libre de la aleación disminuye si la transformación se realiza desde

una fase estable, a elevadas temperaturas, a otra estable a bajas temperaturas. Esta diferencia en la energía libre es la fuerza impulsora fundamental de la transformación martensítica.

Por tanto, la condición necesaria para que se produzca la transformación martensítica en el acero, es que la energía libre de la martensita sea inferior a la de la austenita. Por otra parte, como esta transformación requiere vencer fuerzas de superficie y de deformación importantes, para que se produzca la misma será necesaria una energía adicional que se consigue a través del subenfriamiento por debajo de la temperatura T_0 de la figura 8, donde la energía libre de la austenita y de la martensita son iguales. Este subenfriamiento implica que la transformación no comience hasta una temperatura M_s que puede llegar a ser hasta 200 K inferior a T_0 (71).

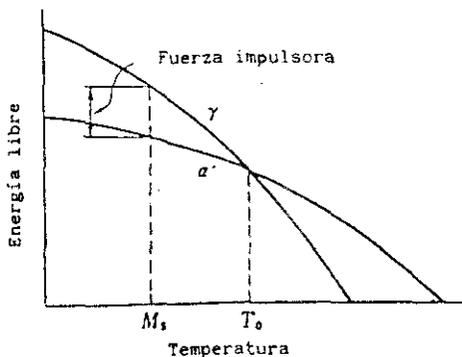


Fig. 8.- Energías libres de austenita (γ) y martensita (α').

De forma general y esquemática, en la transformación martensítica, el movimiento de los átomos se produce de tal manera que el desplazamiento de un átomo respecto a sus vecinos, es inferior a la distancia interatómica. Las plaquetas martensíticas como las maclas de deformación se obtienen por un mecanismo de cizallamiento que implica la existencia de relaciones específicas de orientación entre la parte maclada y el resto del cristal. Sin embargo, en las maclas, el cizallamiento y las relaciones de orientación son tales que la región maclada tiene una estructura cristalina idéntica a la del cristal del que procede, mientras que en las transformaciones martensíticas, la estructura cristalina de las plaquetas transformadas es diferente de la estructura de la fase madre. El cizallamiento en ambos casos tiene lugar con gran rapidez y puede estar acompañado de un ruido característico.

Para entender la formación de la martensita en los aceros hay que tener en cuenta la teoría propuesta por Wechsler, Lieberman y Read (72), los cuales demostraron que las características cristalográficas de las transformaciones martensíticas pueden ser completamente explicadas en términos de las tres deformaciones básicas siguientes:

- Distorsión de Bain, la cual forma la red final partiendo de la red original.
- Deformación por cizallamiento, la cual mantiene la simetría de la red (no cambia la estructura cristalina).
- Rotación de la red transformada.

Existe una importante diferencia entre la transformación martensítica de los metales puros y la que tiene lugar en los aceros enfriados rápidamente. En los metales puros como litio, titanio y cobalto, la mayoría de las transformaciones martensíticas observadas durante el enfriamiento se producen en sentido contrario durante el calentamiento, generalmente con una histéresis importante. El cizallamiento es idéntico, pero de sentido contrario al observado durante la transformación directa. De esta manera los cristales de la fase inicial de alta temperatura son regenerados, a pesar de la multiplicidad de las orientaciones de las plaquetas martensíticas formadas durante el enfriamiento.

Por el contrario, la transformación martensítica en los aceros no es reversible. Esto se debe a que la martensita de los aceros es una fase extremadamente inestable con una energía libre alta en relación a las fases más estables, carburos y ferrita, en las que se transforma durante el calentamiento por

un mecanismo de difusión.

Tanto las temperaturas M_s y M_f -comienzo y final de la transformación martensítica- son función del contenido en carbono, figura 9.

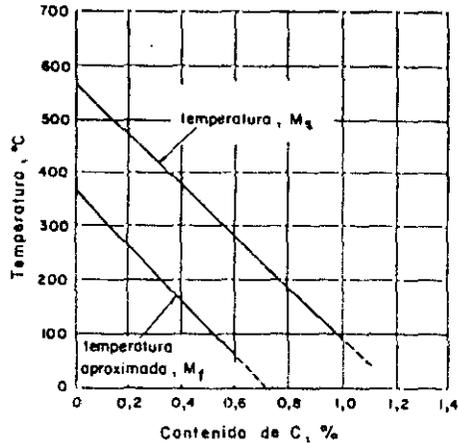


Fig. 9.- Influencia del contenido de C sobre M_s y M_f (73).

La temperatura M_s disminuye con el contenido de carbono y en menor medida, con el de los otros elementos de aleación según la siguiente ecuación (74):

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474 (\% \text{ C}) - 33 (\% \text{ Mn}) - 17 (\% \text{ Ni}) - 17 (\% \text{ Cr}) \\ - 21 (\% \text{ Mo})$$

La temperatura M_f es a menudo difícil de determinar. La transformación de las últimas trazas de austenita se vuelve más difícil a medida que disminuye la cantidad total de austenita remanente.

Como se observa en la figura 10 el porcentaje de austenita retenida aumenta con el contenido de carbono.

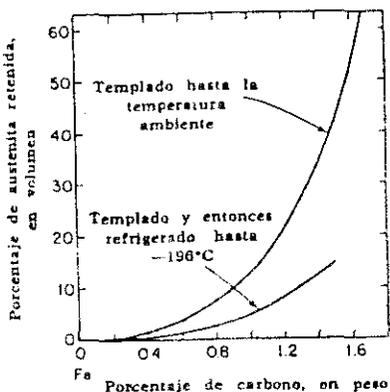


Fig. 10.- Austenita retenida en el acero en función del contenido en carbono (75).

La transformación martensítica en los aceros se ve también afectada por los elementos de aleación: a excepción del cobalto y del aluminio que elevan la temperatura M_s , todos los elementos de aleación bajan dicha temperatura (76), siendo el

manganeso, seguido del cromo los que tienen un mayor efecto.

Un aspecto muy importante en el estudio de la martensita en los aceros es su elevada dureza. La dureza de la martensita es el resultado de la presencia de carbono en el acero. A este respecto, es significativo que la martensita de aleaciones distintas al acero no es necesariamente dura, como sucede en la Fe-Ni con alto contenido en níquel.

La elevada dureza de la martensita en los aceros está relacionada con el hecho de que la red se encuentra bajo un estado elevado de deformación interna, debido a la presencia de los átomos de carbono en posiciones intersticiales en la red de hierro α . Además, hay que tener en cuenta que cuando la austenita se transforma en martensita se forman muchos cristales pequeños de martensita con orientaciones variadas en cada grano de austenita. A esto hay que añadir el hecho de que la formación de cada placa de martensita está acompañada por una deformación de cizallamiento macroscópica que deforma plásticamente la matriz que rodea a la placa. Todos estos factores hacen que el movimiento de las dislocaciones a través de una estructura martensítica sea muy difícil.

En los aceros con bajo contenido de carbono, la martensita se

presenta en forma de láminas paralelas a los planos $\{111\}$ de la ferrita, mientras que en los aceros con alto contenido de carbono, se presenta en forma de placas finamente divididas por maclas. La figura 11, debida a Marder y Krauss (68) precisa el ámbito de existencia de las dos formas de martensita en función del contenido de carbono.

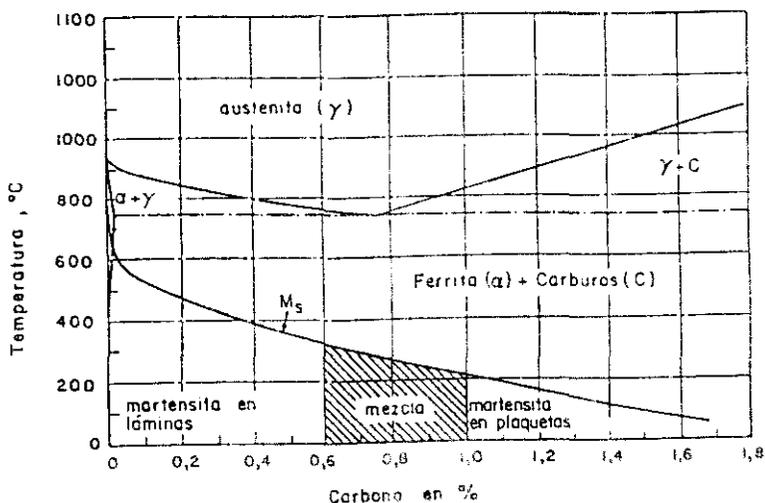


Fig. 11.- Ámbito de existencia de las dos formas de martensita en función del contenido en carbono (68).

La alta dureza de la martensita se debe básicamente al contenido de carbono en solución, a la propia morfología en que

se presenta y a la elevada densidad de dislocaciones inducidas por la transformación.

La figura 12, debida a la síntesis hecha por G. Krauss (68) sobre este tema, resume los resultados de un elevado número de trabajos relativos a la medida de la dureza de aceros martensíticos con diferentes contenidos en carbono. Se observa que para contenidos de carbono superiores a 0,7 %, la dureza

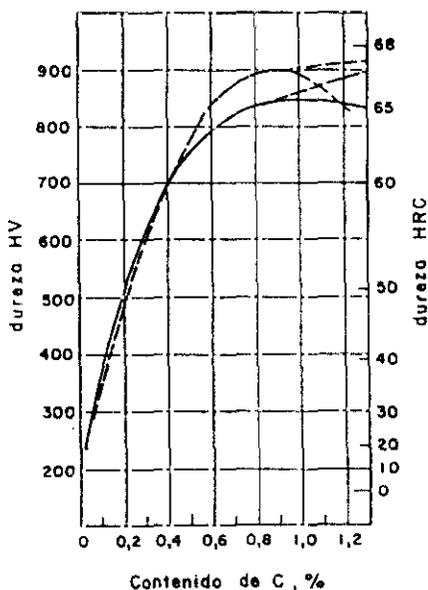


Fig. 12.- Evolución de la dureza de la martensita de aceros y aleaciones Fe-C en función del contenido de carbono (68).

deja de aumentar debido a que la transformación de la austenita en martensita a la temperatura ambiente no es completa; la temperatura de transformación final M_f , es inferior a la temperatura ambiente. La dispersión de los valores de la dureza correspondiente a los aceros con alto contenido en carbono es debida a condiciones experimentales diferentes.

Un estudio comparativo de la variación de la dureza de los aceros en función del contenido en carbono para distintos estados estructurales (77), muestra que los valores de dureza del estado martensítico, que corresponde al estado más alejado del equilibrio, son muy superiores a los correspondientes a otros estados estructurales respecto a un mismo contenido en carbono. Estas influencias están reflejadas en las curvas indicadas en la figura 13, imputadas a Bain y Paxton (78).

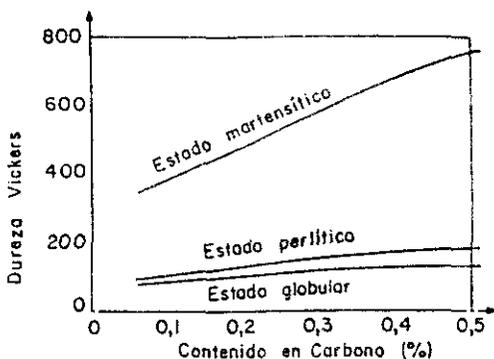


Fig. 13.- Variación de la dureza de los aceros en función del contenido en carbono y en tres estados estructurales (78).

2.2. FACTORES QUE INFLUYEN SOBRE LAS TRANSFORMACIONES EN ENFRIAMIENTO CONTINUO.

Tal como se ha señalado anteriormente, además de la propia composición química y de la velocidad de enfriamiento, los parámetros que definen el estado de austenización, tienen también una influencia decisiva sobre las transformaciones anisotérmicas de la austenita en los aceros inoxidables martensíticos.

En este sentido, el tamaño de grano austenítico, obtenido como consecuencia de la aplicación de un ciclo de calentamiento determinado, tiene una gran influencia en relación con la tendencia a producir la transformación de la austenita según los mecanismos de nucleación y crecimiento o de cizallamiento antes considerados, dando lugar a fases y microconstituyentes muy diferentes que condicionan las propiedades alcanzadas en el material después del tratamiento térmico. Un tamaño de grano austenítico fino favorece la formación de perlita y dificulta como consecuencia la transformación total de la austenita en martensita, objetivo principal del tratamiento térmico de los aceros estudiados.

La explicación de este fenómeno se basa en la forma heterogénea

de nucleación de la perlita en los límites o bordes de grano austeníticos. Mientras que la velocidad de crecimiento de la perlita es independiente del tamaño de grano de la austenita, el número total de núcleos que se forman por unidad de tiempo -velocidad de nucleación- varía directamente con la superficie disponible para su formación. Así, en un acero de grano austenítico grueso, la superficie de borde de grano es inferior a la del mismo acero con grano fino y, como consecuencia, a igualdad de condiciones de enfriamiento existirán menos posibilidades de formación de la estructura perlítica. El retraso que produce el aumento del tamaño de grano austenítico en la nucleación de la perlita, permite conseguir estructuras totalmente martensíticas con velocidades de enfriamiento más lentas. Los resultados experimentales obtenidos en este trabajo confirman plenamente la importancia del tamaño de grano austenítico como factor condicionado al estado de austenización. Un idea de su influencia se puede intuir considerando que en un acero de grano austenítico fino, de tamaño 7 ASTM, hay cuatro veces más área de borde de grano que en uno de grano grueso de tamaño 3 ASTM (23).

No obstante, como ya ha sido señalado, el uso de un tamaño de grano austenítico grueso para aumentar la templeabilidad está acompañado de efectos indeseables sobre otras propiedades del

acero, tales como un aumento de fragilidad. Asimismo la necesaria elevación de la temperatura de calentamiento vinculada al aumento del tamaño de grano austenítico, puede provocar con mayor facilidad agrietamientos en el material producidos por las tensiones inherentes al choque térmico del tratamiento de temple.

Por otra parte, la incidencia de la temperatura de calentamiento sobre los procesos de disolución de carburos que ya ha sido referida en anteriores ocasiones, tiene también una especial importancia en estos aceros. Como se verá a lo largo de los próximos capítulos, la composición química de la austenita depende del nivel de disolución de carburos durante el calentamiento. Evidentemente, la transformación durante el enfriamiento continuo de una austenita enriquecida en carbono y elementos carburígenos será necesariamente muy diferente a la de una austenita de menor concentración. El aumento de templabilidad producido por los elementos en solución sólida en la austenita hará posible que una austenita enriquecida se transforme totalmente en martensita con velocidades de enfriamiento inferiores. Sin embargo, es necesario considerar sobre este aspecto que la temperatura M_s disminuye con la concentración de los citados elementos en la austenita, aumentando las posibilidades de existencia de austenita

retenida a temperatura ambiente.

Como veremos más adelante, los fenómenos de precipitación de carburos, condicionados por el propio estado de austenización y por la velocidad de enfriamiento, actuarán también sobre las diferentes reacciones de descomposición de la austenita e incluso sobre la propia evolución de la transformación martensítica.

Al contrario de lo que sucede en los aceros de baja aleación, en los que la temperatura M_s es constante para cada acero e independiente de la velocidad de enfriamiento que produce la transformación única de austenita en martensita, para los aceros inoxidables martensíticos, la citada temperatura M_s disminuye con el aumento de la velocidad de enfriamiento como consecuencia de los fenómenos de precipitación. Dentro del intervalo de enfriamiento en que se produce la precipitación de carburos, el aumento de la velocidad de enfriamiento disminuirá la cantidad de carburos precipitados. Dicha precipitación empobrece la concentración en solutos -carbono y elementos carburígenos- en la austenita, por lo que velocidades de enfriamiento crecientes mantendrán la austenita con mayores concentraciones de solutos y su transformación en martensita comenzará a temperaturas inferiores.

A lo largo de este trabajo se analizarán en profundidad los efectos de todos estos factores sobre las transformaciones de inequilibrio en estado sólido de los aceros inoxidables martensíticos estudiados, dedicando una especial atención a la influencia específica que tienen dichos factores sobre la propia transformación martensítica.

2.3. DIAGRAMAS T.T.T. DE ENFRIAMIENTO CONTINUO. ANTECEDENTES Y CONSTRUCCION.

Los diagramas T.T.T. (tiempo-temperatura-transformación) surgieron como fruto de estudios realizados para la comprensión de los fenómenos que ocurren en cualquier proceso de tratamiento térmico a que se somete un acero, ya que, al entrar en juego la variación de la temperatura con el tiempo, no eran válidos los diagramas de equilibrio. Estos diagramas pueden ser isotérmicos o de enfriamiento continuo, siendo estos últimos los utilizados en este trabajo.

Debido a que en la práctica las transformaciones alotrópicas de los aceros tienen lugar durante un enfriamiento continuo, este tipo de transformaciones fueron el objeto de los primeros estudios, siendo de gran importancia los realizados por Le Chatelier, Asmond, Charpy y Portevin en los últimos años del

siglo pasado y principios de éste (79).

Como resultados de estas primeras investigaciones Osmond constató la disminución de la temperatura de los puntos de transformación al aumentar la velocidad de enfriamiento. Por otra parte, Le Chatelier, en 1904, señaló la existencia de una transformación intermedia entre las zonas martensítica y perlítica.

A medida que los métodos experimentales fueron más precisos se tomó conciencia de la complejidad del fenómeno, debido a los numerosos parámetros puestos en juego y sobre todo a la variación simultánea de la temperatura y del tiempo. Bain y Davenport precisaron que era necesario disociar los parámetros temperatura y tiempo y estudiarlos por separado para poder establecer la base de los mecanismos que regían las transformaciones alotrópicas de los aceros (80) (81) (82); esto les llevó a estudiar la transformación de la austenita a temperatura constante y a presentar los resultados obtenidos mediante diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación.

Esta forma de proceder se reveló de gran utilidad y durante el periodo de 1927 a 1947 aproximadamente, las curvas TTT constituyeron la base científica de todos los estudios del

tratamiento térmico de los aceros. Así se pudo, no solamente aislar los diferentes productos de descomposición de la austenita sino también justificar de forma coherente muchos fenómenos no explicados hasta entonces (82). Atlas de diagramas TTT fueron publicados en diferentes países (83) (84) (85).

Sin embargo pronto se vió que los diagramas isotérmicos no eran aplicables a los tratamientos de enfriamiento continuo (86) (87). Para la solución de este problema se presentaron dos alternativas: obtención de los diagramas anisotérmicos a partir de las curvas TTT, por vía teórica, o determinación experimental directa de dichos diagramas anisotérmicos.

La primera vía fue iniciada por Bain (88) que en 1932 publicó en forma esquemática el diagrama C.C.T. (Cooling Continuous Transformations) de un acero con 0,85 % de carbono. Sin embargo fue la hipótesis de la aditividad de los tiempos de incubación, propuesta por Scheil (89) (90) y aplicada por Steinberg (91), el punto de partida de numerosos trabajos, siendo desarrollados diferentes métodos (92) (93) (94) que permitían en principio pasar de las curvas isotérmicas a los diagramas anisotérmicos. Entre los investigadores que trabajaron sobre esa hipótesis están: Wever y Krisement (94), Cameron (95), Manning y Loring (96), Hollomon, Jaffe y Norton (97) (98).

Wever y Mathieu (99) y posteriormente Heheman y Troiano (100) comprobaron que las diferentes transformaciones que tienen lugar durante el enfriamiento son independientes. Haynes (101) propuso fórmulas válidas en los campos perlíticos y bainíticos para pasar del diagrama isotérmico al diagrama anisotérmico.

En cualquier caso estas fórmulas sólo eran aproximadas lo que condujo, junto al perfeccionamiento de los métodos de estudio de las transformaciones alotrópicas, al abandono de la vía teórica en favor de la determinación experimental directa de los diagramas de transformación anisotérmicos. Con esta finalidad fueron propuestos varios métodos: el método metalográfico (92) (102), el método de Jominy (103) y el método magnético (104); sin embargo, en los últimos años los dos métodos que se han impuesto por su precisión y facilidad de realización son la dilatometría y el análisis térmico. Estos métodos han sido aplicados de forma sistemática a la determinación de diagramas anisotérmicos por Wever y Rose (87) (105) (106), a los que se debe la forma de presentación actual de los mismos así como un atlas (107) que recoge las curvas anisotérmicas de numerosos aceros de fabricación alemana. En Francia un trabajo análogo fue publicado por el IRSID (85) (108) (109) (110).

En los Estados Unidos las curvas anisotérmicas fueron publicadas periódicamente en la revista Metal Progress (111). Métodos experimentales similares a los de Wever y Rose fueron empleados en el Japón por Inagaki y Sekiguchi (112), mientras que Cottrell (113) en Inglaterra utilizó un dilatómetro de temple rápido. Braun (114) utilizó la dilatometría diferencial con registro óptico. Por otra parte, una modificación a estos diagramas fue introducida por Scheepens y Etienne (115), Bühler y Schmidt (116), los cuales propusieron reemplazar la escala de tiempos por una escala de velocidades medias de enfriamiento entre dos temperaturas dadas.

En este trabajo el método utilizado para la obtención de los diagramas de enfriamiento continuo ha sido la dilatometría. En síntesis, el proceso empleado para la realización de un ensayo dilatométrico orientado hacia la construcción del diagrama de enfriamiento continuo de un acero, consiste en calentar una probeta desde la temperatura ambiente, siguiendo una ley fija y reproducible, hasta una temperatura dada -temperatura de austenización-; mantener la probeta a dicha temperatura durante un tiempo de permanencia determinado, suficiente para conseguir la transformación total de la estructura inicial en austenita y una homogeneización de ésta lo más completa posible, y finalmente proceder al enfriamiento continuo de la probeta

desde la temperatura de austenización hasta la ambiente, con una velocidad preestablecida y perfectamente registrable que permita determinar:

- 1º) Las coordenadas de los puntos de transformación, es decir, la temperatura y el tiempo en que comienzan y terminan cada una de las transformaciones alotrópicas y/o microestructurales del acero producidas durante un enfriamiento determinado.
- 2º) La naturaleza de estas transformaciones y las microestructuras a que dan origen.
- 3º) La dureza medida en cada probeta ensayada.
- 4º) Los porcentajes de los diferentes microconstituyentes que componen la microestructura final a temperatura ambiente, después de un ciclo específico de enfriamiento.

La amplitud y diversidad de los datos experimentales anteriormente citados, -requeridos para poder trazar correctamente el diagrama de enfriamiento continuo de un acero- exige que los resultados directos del propio ensayo dilatométrico sean contrastados, apoyados y confirmados por la

información adicional suministrada por otros métodos auxiliares, como el estudio metalográfico y los ensayos de dureza de las propias probetas de dilatometría.

El ensayo anteriormente descrito se repite para un número suficiente de probetas, manteniendo constantes las condiciones de calentamiento y variando las velocidades de enfriamiento.

Para construir los diagramas de enfriamiento continuo se trazan, en coordenadas semilogarítmicas las diferentes curvas $\theta = f(t)$ correspondientes a las distintas velocidades de enfriamiento, utilizando como origen de las mismas, la temperatura a la cual se ha realizado la austenización. A continuación, sobre cada velocidad de enfriamiento se transcriben los valores de las temperaturas a las que se producen las transformaciones, obtenidos a partir de las curvas dilatométricas experimentales; uniendo el conjunto de estos puntos se obtiene el diagrama de transformación en enfriamiento continuo.

Por tanto, los diagramas experimentales Tiempo-Temperatura-Transformación -T.T.T.- en enfriamiento continuo son representaciones gráficas en escala semilogarítmica que permiten conocer las temperaturas a las que comienzan y

terminan las transformaciones estructurales, generadas como consecuencia del proceso de descomposición anisotérmica de la austenita en el curso de enfriamientos a diferentes velocidades. A la vista de estos diagramas se dispone de una información precisa sobre la naturaleza de los microconstituyentes formados a partir de la austenita, para una velocidad de enfriamiento determinada, así como de las temperaturas de las transformaciones alotrópicas.

Estas informaciones aunque son muy útiles, resultan insuficientes en la práctica. En efecto, los diagramas de transformación en enfriamiento continuo alcanzan mayor utilidad práctica cuando están complementados con los valores de dureza en función de la velocidad de enfriamiento y del porcentaje de austenita transformada en cada uno de sus productos de descomposición. Esto es debido a que las propiedades mecánicas de un acero dependen no sólo de la naturaleza de sus constituyentes sino también de su porcentaje. En este sentido Constant (109) y Kunitake (117) propusieron métodos para calcular el porcentaje de las microestructuras a partir de las curvas dilatométricas basándose en la hipótesis de que el aumento de volumen asociado a una transformación parcial es proporcional a la cantidad de austenita transformada. En este trabajo la estimación del porcentaje de las microestructuras

obtenidas ha sido realizado mediante análisis metalográficos y de imágenes.

La información que se obtiene de los diagramas T.T.T. no es, por tanto, únicamente de carácter cualitativo ya que, se pueden cuantificar los porcentajes de fases y/o microconstituyentes presentes en la estructura final producida por una determinada velocidad de enfriamiento y unas condiciones iniciales conocidas. Estos diagramas ofrecen también la posibilidad de estimar las variaciones que deben sufrir las velocidades de enfriamiento para conseguir una estructura o mezcla de estructuras preestablecidas capaces de producir unas determinadas características en el material a nivel macroscópico.

Como ya ha sido indicado a lo largo de este trabajo, existe una gran diversidad de factores que, de forma más o menos decisiva, pueden influir en las transformaciones de fases de un acero y, como consecuencia, en la configuración y morfología de los frentes y zonas que delimitan dichas transformaciones dentro de su correspondiente diagrama de transformación.

Al ser el diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo el que representa por excelencia el estudio general de las

transformaciones anisotérmicas de fases, todos los factores que le condicionan deberán quedar fijados previamente y constituirán una parte consustancial determinante y específica del propio diagrama. Por ello, la determinación experimental del diagrama T.T.T. exige que las condiciones estructurales iniciales de todas las probetas empleadas sean idénticas y que en los ciclos térmicos efectuados sobre las mismas, los parámetros de calentamiento -velocidad, tiempo y temperatura de austenización- permanezcan constantes, variando únicamente la velocidad de enfriamiento en un intervalo tan amplio como sea necesario para abarcar todas las posibilidades de transformación del acero.

De acuerdo con lo anteriormente expuesto, la información obtenida de un diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo será válida sólo para aquellos aceros que posean igual composición química, tamaño de grano, condiciones estructurales iniciales y que vayan a ser sometidos a tratamientos térmicos con idénticas condiciones de calentamiento que el ensayo. Su extrapolación a otras condiciones similares no será, en absoluto rigurosa y deberá ser tratada con las adecuadas precauciones.

En el capítulo 5 se procederá al estudio de los diagramas

T.T.T., partiendo en cada caso de dos temperaturas de austenización diferentes en los cinco aceros inoxidables martensíticos objeto de este trabajo.

2.4. AUSTENITA RETENIDA

En el tratamiento térmico de temple de un acero, durante el enfriamiento desde la temperatura de austenización hasta temperatura ambiente, la transformación de la austenita puede ser incompleta. En este caso, subsiste a temperatura ambiente una cierta cantidad de austenita no transformada llamada "austenita residual" o austenita retenida. Esto ocurre cuando la temperatura M_f que define el final de la transformación martensítica es inferior a la temperatura ambiente.

La cantidad de austenita no transformada depende de las condiciones de austenización: una disolución más completa de los carburos, consecuencia de un aumento de la temperatura y del tiempo de austenización, se puede traducir en un aumento de la cantidad de austenita no transformada a temperatura ambiente.

Para condiciones de austenización dadas, la cantidad de austenita residual depende de las condiciones de enfriamiento

y de las transformaciones que se producen durante el mismo. Cuando la velocidad de enfriamiento disminuye se favorece la precipitación de carburos. Este fenómeno disminuye el contenido en carbono de la austenita, lo que explica la correlativa disminución de la cantidad de austenita no transformada a temperatura ambiente.

El porcentaje de austenita residual es en general muy bajo, a excepción de los aceros con elevados contenidos en carbono y/o elementos de aleación, en los que, debido a que la temperatura M_f puede ser sensiblemente inferior a la ambiente, alcanza valores apreciables. En este caso las características del acero, y en particular la dureza, pueden resultar desfavorablemente afectadas, siendo necesario provocar la posterior transformación total o parcial de esta austenita.

La austenita residual se puede transformar en martensita mediante un enfriamiento a bajas temperaturas en determinadas condiciones o en estructuras intermedias B(F+C) mediante revenidos posteriores al temple.

Estudios realizados sobre diversos aceros (118) mostraron que no es posible transformar toda la austenita residual presente después de temple mediante un tratamiento por enfriamiento

criogénico. Sin embargo, esta cantidad de austenita no transformada es mínima si se alcanza una temperatura próxima a 173 K. La amplitud de la transformación que tiene lugar durante el enfriamiento disminuye al aumentar la velocidad de enfriamiento. En efecto, como demostraron Kubyshkina, Cands, Pevzner y Potak (119) un temple brusco hasta 77 K puede impedir toda transformación en martensita. Este fenómeno demuestra que a muy baja temperatura la austenita no se puede transformar en martensita como consecuencia probablemente de la disminución de la agitación térmica. Por tanto es necesario, en un tratamiento de este tipo, llevar a cabo el enfriamiento lentamente.

Existen otros fenómenos que pueden perturbar el desarrollo de la transformación martensítica subcero. En efecto, si se detiene la transformación martensítica a la temperatura ambiente (o superior a ésta), después de una transformación parcial, y se continúa el enfriamiento después de cierto tiempo de mantenimiento, la transformación no se reanuda a la temperatura de interrupción, sino a una temperatura inferior a ella. Esto se debe al proceso de estabilización de la austenita residual que limita su tendencia a experimentar la transformación martensítica. El grado de subenfriamiento necesario para que la transformación martensítica se reanude

traduce la importancia de la estabilización.

Este fenómeno se atribuye generalmente a una disminución del poder autocatalítico de la transformación martensítica. En efecto, como consecuencia del cambio de volumen, la formación de plaquetas de martensita produce importantes contracciones elásticas que son el origen de la formación de nuevas plaquetas. Una relajación de las contracciones debida, sin duda, a la restauración de la estructura suprime esta energía impulsora.

Numerosos estudios realizados sobre el fenómeno de estabilización (68), han demostrado que, para una temperatura dada, la estabilización es función del tiempo de mantenimiento y es tanto más importante cuanto mayor es el porcentaje de martensita presente.

En la descomposición de la austenita residual mediante calentamiento posterior al temple, esta transformación provoca una brusca dilatación. En este caso la probeta, previamente templada, es sometida a ciclos térmicos sucesivos que consisten en calentamiento lento hasta una temperatura que aumenta para cada ensayo, y un enfriamiento lento. La curva obtenida permite precisar el intervalo de temperaturas en el cual la austenita

residual se descompone. En algunos casos ésta no se descompone a alta temperatura, sino que solamente se desestabiliza, transformándose durante el enfriamiento desde la temperatura de revenido hasta 293 K (120).

Las condiciones en las que la austenita residual se puede descomponer mediante un revenido a baja temperatura no son muy diferentes de aquéllas en las que se produce la transformación directa durante un temple escalonado, pudiendo tener una idea aproximada de estas condiciones examinando el diagrama T.T.T. del acero.

La elección de uno u otro procedimiento, de los anteriormente expuestos, para transformar la austenita residual, dependerá de las propiedades exigidas al acero en cada caso.

Para conseguir que la dureza y las características de resistencia sean lo más elevadas posible es preferible someter al acero a un tratamiento de enfriamiento subcero que provoca la transformación martensítica.

Cuando lo que interesa es conferir al acero una elevada estabilidad dimensional, será necesario hacer desaparecer toda la austenita residual (121). Por esto hay que provocar la

descomposición por calentamiento de este constituyente mediante un revenido, que presenta la ventaja de hacer más estable la martensita, aunque supone una disminución de la dureza.

CAPITULO 3

3. METODOS EXPERIMENTALES Y MATERIALES EMPLEADOS

3.1. ASPECTOS GENERALES

En el estudio de las transformaciones estructurales llevado a cabo en este trabajo se han empleado diferentes técnicas experimentales; las que podríamos llamar directas: observación de la microestructura (microscopía óptica y electrónica, análisis de imágenes) y las indirectas, que permiten poner en evidencia las anomalías de propiedades físicas en función principalmente de la temperatura (dilatometría). También se han realizado ensayos de dureza y medidas del tanto por ciento en área de carburos sobre la microestructura final obtenida después de someter los aceros objeto de estudio a diferentes tratamientos de temple.

El interés de la dilatometría como método experimental para el estudio de las transformaciones de fases y microconstituyentes reside, principalmente, en el hecho de que las curvas dilatométricas son de interpretación relativamente fácil y permiten localizar con gran exactitud los puntos de comienzo y final de las transformaciones de inequilibrio producidas por aplicación de ciclos anisotérmicos diferentes.

El empleo de la dilatometría para el estudio de las transformaciones alotrópicas se remonta a Chevenard (122) siendo después utilizado, entre otros, por Werner (123), Bastien (124), Huet (125), Thompson y Brown (126) e Inagaki (127).

Esta técnica experimental tiene su fundamento teórico en el hecho de que a todo cambio de estructura cristalina está asociada una variación del volumen específico de los átomos que constituyen las mallas elementales y, por tanto, una variación dimensional más o menos acusada a nivel macroscópico (128).

Las variaciones dimensionales que experimenta una probeta como consecuencia de las transformaciones alotrópicas y microestructurales producidas en el seno del material durante los procesos de calentamiento y enfriamiento en estado sólido, son diferentes en magnitud, e incluso en sentido, de las expansiones y contracciones lineales que se producen en el material siguiendo las leyes generales de la dilatación térmica de sólidos. Estas anomalías dimensionales en relación con el comportamiento general, son las que permiten determinar experimentalmente los puntos que identifican y delimitan las diferentes transformaciones que tienen lugar en una determinada aleación cuando es sometida a ciclos térmicos específicos y

controlados.

El método dilatométrico aplicado al estudio específico de las transformaciones de fase en los aceros se basa, fundamentalmente, en la variación de longitud experimentada en la transformación de los estados alotrópicos hierro α y hierro γ que, cuando tienen en solución carbono se denominan respectivamente ferrita y austenita.

A continuación se describen brevemente en qué sistemas cristalizan estos dos estados alotrópicos.

El hierro en estado sólido a temperatura ambiente, hierro α , posee una distribución atómica de red cúbica centrada en el cuerpo (B.C.C.), mientras que a alta temperatura, hierro γ , la red es cúbica centrada en las caras (F.C.C.). Las longitudes de las aristas de estos cubos elementales, es decir los parámetros de red, varían para el hierro α entre 0,285 y 0,290 nm (129), mientras que para el hierro γ varían entre 0,365 y 0,370 nm. La red cristalina F.C.C. (hierro γ) contiene cuatro planos compactos con tres direcciones compactas cada uno, ninguna otra red es más compacta que ella, ya que, aunque su parámetro de red y por consiguiente su volumen de celdilla unidad es mayor que la del hierro α (B.C.C.), posee a su vez

cuatro átomos por celdilla y el hierro a sólo dos.

Tal como se ha señalado anteriormente, la localización de los puntos de transformación se fundamenta en que el paso de un estado alotrópico a otro induce una variación de volumen específico atómico, que justifica la anomalía dimensional observada a nivel macroscópico. Del conocimiento de cada una de las fases y microconstituyentes generados durante el tratamiento térmico, se desprenderá que la respuesta dilatométrica, producida al empezar cualesquiera de las transformaciones estudiadas, sea una dilatación o una contracción macroscópica en volumen y, como resultante, una variación en la longitud de la probeta de ensayo, la cual debe tener una elevada relación longitud/diámetro.

La magnitud de esta dilatación o contracción y consecuentemente su incidencia sobre el hábito de las curvas dilatométricas (variación de longitud-temperatura), es función de los tipos y cantidades de fases y/o microconstituyentes transformados durante el desarrollo del ciclo térmico completo a que es sometido un acero de composición química y estado metalúrgico inicial específicos.

Los puntos que caracterizan las temperaturas de principio y fin

de cada transformación, son determinados a partir de los picos de la curva derivada $dl/dt = f(\theta)$ o localizados sobre la curva $\delta l = f(\theta)$: bien en los puntos donde la tangente a la curva experimental se separa de la parte lineal, según el método gráfico propuesto por Berger (130), o bien en los puntos donde se produce una variación neta de pendiente.

En la localización mediante dilatometría de los puntos de transformación, hay que tener en cuenta que este método nos revela las temperaturas a las que se producen unas determinadas transformaciones, pero no nos indica cuáles son y en qué orden se han producido. En este sentido es indispensable el conocimiento teórico previo de las transformaciones que cabe esperar que se produzcan durante el calentamiento y durante el enfriamiento de un material y en qué secuencia aparecerán, con objeto de poder relacionar cada una de ellas con las correspondientes anomalías dimensionales observadas en cada curva dilatométrica.

En próximos capítulos se analizará amplia y detalladamente la aplicación de las técnicas de dilatometría al estudio de los aceros inoxidables martensíticos objeto de este trabajo. Veremos que dicha técnica no sólo es válida para estudiar las transformaciones de fases y microconstituyentes que sufren

estos aceros en estado sólido al ser sometidos a ciclos térmicos, sino también, lo que es muy importante, para conocer la evolución de los procesos de disolución y precipitación de carburos y de homogeneización de la austenita implicados durante el tratamiento térmico de los mismos.

3.2. DESCRIPCION DE LOS EQUIPOS UTILIZADOS

3.2.1. DILATOMETRO

El estudio experimental de las transformaciones estructurales llevado a cabo en este trabajo ha sido realizado con un dilatómetro de temple ultra-rápido, dotado de sistemas de calentamiento y enfriamiento de gran versatilidad, con posibilidad de funcionamiento automático mediante la programación de ciclos térmicos en condiciones isotérmicas y anisotérmicas. Asimismo, este equipo dispone de sistemas electrónicos de alta sensibilidad y precisión para la medida y amplificación de las variaciones de longitud -dilatación y contracción-, temperaturas y tiempos, y sus sistemas de registro permiten reproducir las curvas del ciclo térmico del ensayo $\theta = f(t)$, las curvas de variación de longitud de las probetas en función de la temperatura $\delta l = f(\theta)$ o del tiempo $\delta l = f(t)$ y las curvas derivadas del análisis térmico y

dilatación, tanto en función de la temperatura como del tiempo $d\theta/dt = f(\theta)$ o $f(t)$ y $dl/dt = f(\theta)$ o $f(t)$ respectivamente.

El sistema de calentamiento consiste en un horno de radiación refrigerado por agua, formado por dos lámparas tubulares de cuarzo con filamento de wolframio. Ambas lámparas, situadas en los focos de un doble reflector elíptico de aluminio pulido, emiten una radiación que es focalizada directamente sobre la probeta de ensayo, centrada en el eje focal común del doble reflector. Con objeto de minimizar los problemas de oxidación o descarbonización producidos durante los calentamientos a altas temperaturas, las probetas se ensayan bajo condiciones de vacío entre 10 y 1 Pa o en atmósferas protectoras enrarecidas con gases inertes, generalmente helio.

Para el enfriamiento, este dilatómetro combina la acción refrigerante del aire comprimido, que es aplicado sobre las lámparas del horno para controlar y potenciar su enfriamiento, con la de un chorro de helio de caudal programado, que actúa directamente sobre toda la superficie de la probeta.

La pequeña masa de las probetas de ensayo, cilindros de 12 mm de longitud y 2 mm de diámetro, y los propios sistemas de calentamiento y enfriamiento empleados, aseguran una inercia

térmica muy baja que, incluso, es susceptible de disminuir empleando probetas tubulares de 0,4 mm de espesor de pared.

Añadiendo a estas características específicas de diseño la existencia de unos sistemas de regulación electrónica que permiten programar y controlar con precisión la temperatura del horno en cada instante, con este equipo se pueden ensayar probetas sometidas a ciclos térmicos de ley lineal, con velocidades reales de calentamiento y enfriamiento comprendidas entre $0,01 \text{ K.s}^{-1}$ y 200 K.s^{-1} . Asimismo se pueden aplicar ciclos térmicos que combinan condiciones anisotérmicas e isotérmicas mediante la simple programación de los parámetros de velocidad, temperatura y tiempo.

Como consecuencia del sistema de medida directa de la temperatura de la probeta, termopar de Chromel-Alumel soldado a la misma, la temperatura máxima de ensayo está limitada a 1643 K. Para el límite inferior, el equipo está preparado para efectuar tratamientos a bajas temperaturas, que pueden llegar hasta 77 K para enfriamientos con nitrógeno líquido. El amplificador de la señal termoeléctrica dispone de compensación automática del punto frío.

La medida de la variación de longitud de la probeta se efectúa

por medio de un captador inductivo, que permite traducir los desplazamientos aplicados al núcleo de dicho captador en una tensión eléctrica proporcional a la variación de longitud. El captador está constituido por una bobina primaria alimentada por la tensión de salida de un oscilador, y por dos bobinas secundarias cuya tensión diferencial de salida está determinada por la posición del núcleo. La amplitud de esta tensión alternativa inducida es exactamente proporcional a la desviación respecto al punto medio de las bobinas.

La señal alternativa de salida del captador es amplificada y posteriormente demodulada por un transformador en tensión continua, positiva o negativa según la posición respecto al cero, antes de llegar al registrador. Las variaciones dimensionales pueden ser amplificadas de 200 a 20.000 veces.

El esquema general del equipo de dilatometría empleado en este trabajo, un ADAMEL LHOMARGY de temple ultra-rápido LK02, se representa en la figura 14.

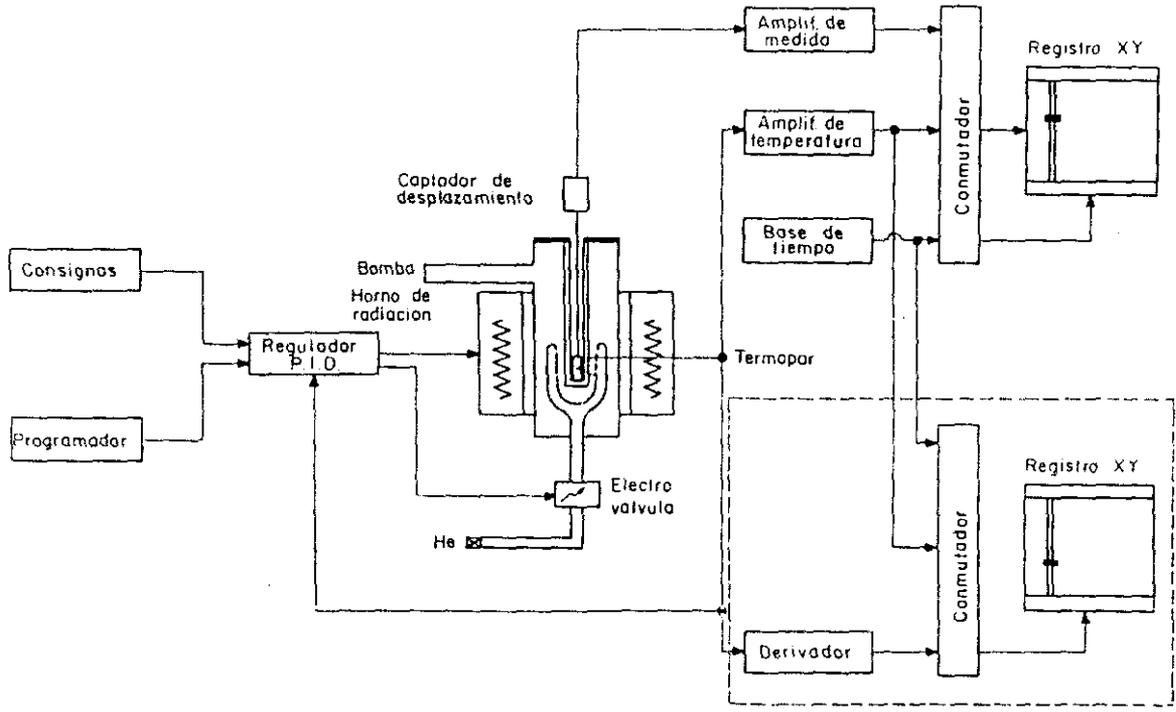


Fig. 14.- Esquema del dilatómetro de temple LK02 (131).

3.2.2. ANALIZADOR DE IMAGENES

En este trabajo, las medidas del tanto por ciento en área de carburos han sido realizadas con un analizador de imágenes. Las técnicas del análisis de imagen han experimentado un gran avance en los países desarrollados durante los últimos años, siendo cada vez más frecuentes en la bibliografía sus aplicaciones en diferentes campos de investigación.

Hasta hace pocos años la cuantificación de una imagen se realizaba por contajes de las intersecciones que una rejilla provoca en las distintas partículas de la muestra o el número de nudos que caen dentro de ellas. La figura 15 representa una red de este estilo.

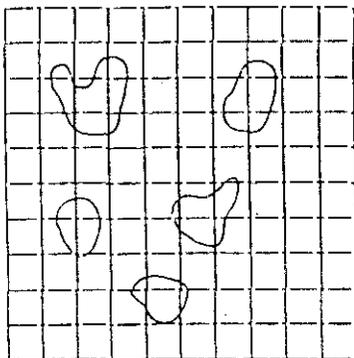


Fig. 15.- Rejilla para la cuantificación manual de una imagen.

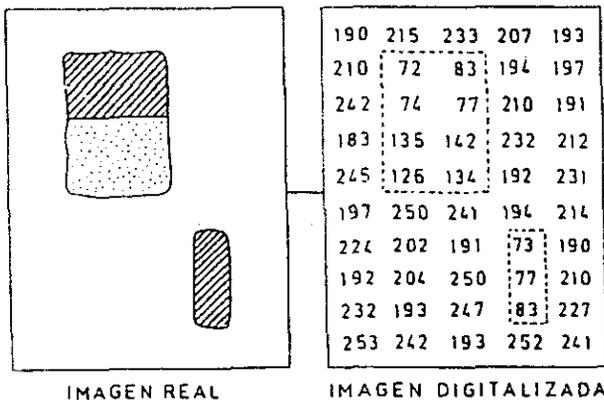
Cuanto más tupida fuese la red mayor sería la precisión de las medidas. Estas redes se incorporan al ocular del microscopio, o se sobreponen en una fotografía mediante una plantilla transparente. Este método resultaba tedioso y lento, por lo que, con el fin de aprovechar al máximo la información suministrada por la cuantificación de una imagen, se ha impuesto una instrumentación más adecuada, como son los equipos de Análisis de Imágenes (132).

Los primeros pasos en este sentido fueron dados por una parte por Lagercrantz (133) y de otra por Roberts y Young (134).

Los instrumentos ideados por ambos en los inicios de los años 50 estaban basados en un haz luminoso flotante que barría toda la preparación. La luz reflejada o transmitida se detectaba mediante un sensor fotoeléctrico que producía una representación electrónica analógica sincrónica con el barrido del haz. Otros circuitos electrónicos facilitaban el procesado de la señal para producir una estimación del número, distribución y área de aquellas partículas definidas claramente. Estos equipos producían y procesaban unas señales eléctricas de tipo analógico, manteniendo por lo tanto las desventajas inherentes a este tipo de señal, particularmente en lo que hace referencia a su inestabilidad y susceptibilidad

al ruido. Estas desventajas han sido subsanadas por los procesos de digitalización de la imagen junto con el desarrollo de los grandes procesadores de alta velocidad.

El proceso de digitalización de la imagen, aspecto fundamental de los analizadores automáticos, consiste en descomponer ésta en una gran cantidad de elementos de imagen llamados pixel (por picture elements) y atribuir a cada uno de ellos la intensidad de luz emitida, o en otras palabras, su nivel de gris. Normalmente los analizadores de imagen comercializados trabajan con 256 niveles de gris atribuyendo el 0 al negro y el 255 al blanco. En la figura 16 se da un ejemplo gráfico de la digitalización.



EJEMPLO DE DIGITALIZACIÓN DE UNA IMAGEN

Fig. 16.- Ejemplo de digitalización de una imagen.

La resolución que se obtiene hoy día es de 512 x 512 pixel para las cámaras de TV standard, de 1024 x 1024 con cámaras de alta resolución y de 4096 x 4096 en las de muy alta resolución, utilizadas en las comunicaciones espaciales.

Esta digitalización permite transformar la imagen en una matriz de orden 512 x 512 en donde cada elemento representa el nivel del gris del pixel correspondiente a la imagen. En otras palabras, se ha creado un conjunto de más de 260.000 números perfectamente ordenados y comprendidos entre el 0 (negro) y el 255 (blanco), figura 17.

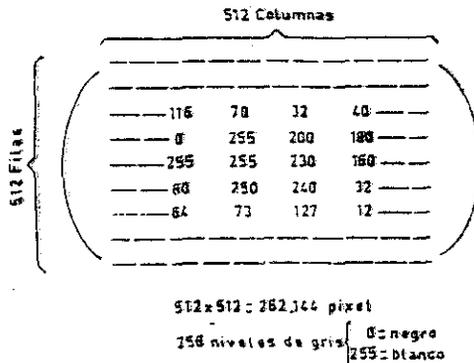


Fig. 17.- Matriz de transformación de la imagen real en imagen digitalizada.

Para la manipulación de este conjunto de números, que

constituye la imagen, el equipo dispone de un ordenador de 4 M Bytes de memoria y de gran velocidad de transferencia y de cálculo, ya que cualquier manipulación de la imagen no es más que un algoritmo matemático que hay que aplicar a cada uno de los 262.414 puntos de que consta la misma.

El ordenador del equipo utilizado tiene una velocidad de transferencia de 100 ns si es línea a línea y de 400 ns si el acceso es al azar, siendo la velocidad de procesamiento de 10 millones de operaciones por segundo. La manipulación de la imagen está dirigida hacia la discriminación selectiva, es decir discernir entre lo que queremos o no queremos medir. En otras palabras, hay una opción con dos alternativas: lo que en cada caso se considera significativo, que se va a llamar blanco, y lo que es irrelevante que se va a llamar negro. Por tanto hay que llegar a una imagen en blanco y negro, que es lo que se llama una imagen binaria.

El primer criterio de discriminación que existe es el densitométrico, que consiste en discriminar según los niveles de gris, figura 18, mandando una orden al computador para que a todo punto (pixel) o elemento de la matriz que tenga un nivel de gris inferior al elegido como límite discriminador inferior lo convierta en blanco, es decir en 255, y todo aquel que esté

por encima, lo convierta en negro, o lo que es lo mismo en 0. En realidad la matriz que representa la imagen binaria no está formada por 0 y 255 sino por ceros y unos. La transformación de estos unos al 255 cuando pedimos la imagen en el monitor es inmediata.

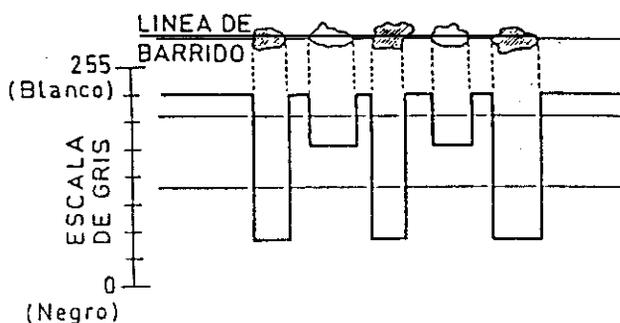


Fig. 18.- Ejemplo de discriminación densitométrica según los niveles de gris de las partículas que atraviesa la línea de barrido.

Una vez hecha la discriminación y obtenida la imagen binaria, la cuantificación es fácil. Consiste en contar la cantidad de unos que existen, eligiendo un cierto criterio. Por ejemplo, si se quiere saber el tanto por ciento en área ocupada por las partículas (que es precisamente lo que nos interesa para medir los carburos) el ordenador iría repasando las filas de la matriz e iría sumando cada 1 que encontrara. Al final esta suma

la dividiría por el número total de elementos y se obtendría así la cifra deseada. Este aspecto no representa ningún problema ya que pertenece al software del aparato.

En la mayoría de los casos es necesario hacer un gran número de medidas para poder sacar alguna conclusión. Esto se debe, sobre todo, a que las muestras no son homogéneas y menos a nivel microscópico. Por lo tanto, es necesario poder evaluar esa cantidad de información de una manera rápida y cómoda. Con este fin los analizadores automáticos de imagen tienen también un ordenador de pequeña capacidad que cumple esa función.

En este caso este pequeño ordenador es del tipo Z80A, con 64 K Byte de memoria RAM más otras 16 K para la representación gráfica y alfanumérica en pantalla de monitor.

Resumiendo, una unidad de análisis automático de imagen consta de:

- Una cámara de video equipada con un tubo apropiado en el que hay que destacar su buena resolución y su buena linealización de la escala de grises.

- Un ordenador para almacenamiento y procesamiento de la

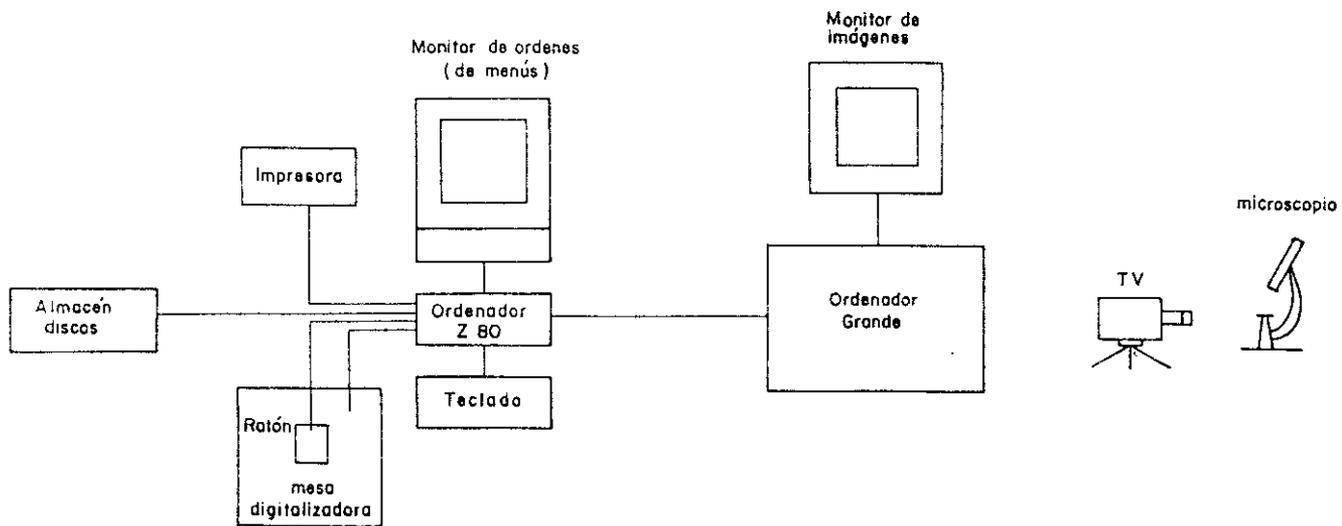
imagen, caracterizado por su gran cantidad de memoria y por su alta velocidad de procesamiento y de transferencia.

- Un ordenador capaz de procesar la evaluación de los resultados.

En este trabajo se ha utilizado un analizador de imagen IBAS 2 (Interactif Image Analysis System) que reúne satisfactoriamente las características descritas, figura 19.

3.3. MATERIALES EMPLEADOS.

Al restringir este estudio únicamente al campo de los aceros inoxidables martensíticos, cuyas familias más importantes corresponden a los tipos Cr13 y Cr14MoV, se procedió a una selección de cinco calidades representativas de las mismas. Dicha selección se realizó eligiendo aceros que, identificando los tipos de inoxidables martensíticos objeto de esta investigación, tuvieran diferencias suficientemente significativas en su composición química, como para permitir obtener conclusiones experimentales secuenciales sobre la influencia de dicha composición en el estudio de la transformación martensítica y lo más generalizadoras posible en relación con las propiedades finales de estas familias de



ANALIZADOR DE IMAGENES

Fig. 19.- Analizador de imágenes.

aceros.

De acuerdo con este criterio, los cinco aceros seleccionados fueron los denominados como: X60Cr14MoV, X45Cr14MoV, X45Cr13, X30Cr13 y X20Cr13, que pueden ser considerados representantes importantes de las citadas familias de inoxidables martensíticos.

Los cinco aceros son de fabricación nacional y las muestras de ensayo proceden de chapas laminadas a los espesores señalados en la tabla III. El estado metalúrgico inicial de las mismas, sobre el que se han desarrollado todos los estudios experimentales efectuados en este trabajo, corresponde al de un recocido globular; su estructura inicial está formada por carburos complejos globulares, tipo $M_{23}C_6$, distribuidos homogéneamente en una matriz ferrítica.

Con objeto de asegurar al máximo la composición química de cada uno de los aceros, los análisis se han contrastado por dos técnicas diferentes, vía húmeda e instrumental.

Tabla III.- Muestras seleccionadas

Acero	Espesor muestra (mm)
X60Cr14MoV	6,6
X45Cr14MoV	2,6
X45Cr13	1,2
X30Cr13	2,7
X20Cr13	2,4

Las composiciones químicas completas de los aceros seleccionados, ordenadas según tipos de aceros y porcentajes decrecientes de carbono, están reflejadas en la tabla IV.

Para la realización del estudio experimental de las transformaciones se procedió a la extracción de 100 microprobetas de dilatometría de cada uno de los aceros seleccionados. Dichas probetas fueron preparadas en instalaciones de corte por electroerosión y mecanizado posterior para la obtención de probetas de sección cuadrada de 2 mm de lado y 12 mm de longitud, o por mecanizados sucesivos en torno y microtorno hasta alcanzar probetas cilíndricas de

2 mm de diámetro y 12 mm de generatriz.

Tabla IV.- Composición química de los aceros seleccionados

ACEROS		COMPOSICION QUIMICA (% masa)								
Tipo	Denominación	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
X40-60Cr14MoV	X60Cr14MoV	0,61	0,30	0,47	0,016	0,015	14,1	0,17	0,52	0,19
	X45Cr14MoV	0,46	0,46	0,44	0,018	0,003	14,3	0,16	0,51	0,13
X20-50Cr13	X45Cr13	0,45	0,32	0,44	0,030	0,016	13,0	0,38		
	X30Cr13	0,27	0,26	0,40	0,015	0,007	13,4	0,10		
	X20Cr13	0,19	0,31	0,54	0,018	0,004	13,2	0,10		

Las microestructuras correspondientes al estado metalúrgico inicial del recocido globular de los cinco aceros ensayados se representan en el estudio metalográfico de la figura 20. Todas ellas están constituidas, como se señalaba anteriormente, por carburos complejos repartidos uniformemente sobre una matriz ferrítica. Como dato de partida, de gran interés para este

estudio, en cada micrografía, se ha indicado el porcentaje en área de carburos presentes en la microestructura de recocido.



Acero X60Cr14MoV
% en área de carburos: 12,9



Acero X45Cr14MoV
% en área de carburos: 10,7



Acero X45Cr13
% en área de carburos: 9,9



Acero X30Cr13
% en área de carburos: 5,7



Acero X20Cr13
% en área de carburos: 4,1

Fig. 20.- Microestructuras iniciales (x 800).

CAPITULO 4

4. ESTUDIO EXPERIMENTAL DEL CALENTAMIENTO CONTINUO DE LOS ACEROS ENSAYADOS.

4.1. TRANSFORMACIONES EN CALENTAMIENTO DE LOS ACEROS INOXIDABLES MARTENSITICOS Cr13 y Cr14MoV.

Tal como se expuso en el capítulo primero de este trabajo, los tres procesos fundamentales implicados en el calentamiento de los aceros son:

- Transformación de fases (formación de austenita)
- Transformación y disolución de carburos
- Homogeneización de la austenita.

Para estudiar las transformaciones en calentamiento continuo es necesario conocer la composición química del acero y su estructura inicial. La existencia en la microestructura inicial de fases metaestables a temperatura ambiente y cierto tipo de carburos condicionan dichas transformaciones. Dependiendo de la composición química del acero, los tipos de carburos que se encuentren en la microestructura inicial podrán transformarse en otros compuestos intersticiales con distinta estequiometría y estructura cristalina antes de disolverse en la austenita o, simplemente, permanecer estables hasta su

disolución. A partir de contenidos de carbono superiores al 0,3 % en los aceros inoxidables martensíticos del tipo Cr13 y algo superiores en los Cr14MoV, los carburos $M_{23}C_6$ de estructura F.C.C. presentes en la microestructura inicial, se transformarán en carburos M_7C_3 de estructura hexagonal durante el calentamiento. Sin embargo, para contenidos de carbono inferiores a los señalados, no se producirá la transformación de los carburos $M_{23}C_6$ durante el calentamiento, sino su simple disolución.

De la temperatura alcanzada durante el calentamiento dependerá que se presenten todos los fenómenos antes citados o que alguno de ellos no se produzca, teniendo en cuenta que siempre se presentarán en el orden dado anteriormente, es decir: formación de austenita, transformación y disolución de carburos y homogeneización de dicha austenita.

Partiendo, como condición invariante inicial para los cinco aceros ensayados, de un estado metalúrgico de recocido globular, constituido a nivel microestructural por ferrita y carburos del tipo $M_{23}C_6$, durante el calentamiento continuo de estos aceros la ferrita comenzará a transformarse en austenita al alcanzar la temperatura A_{c1} . Durante esta primera fase del calentamiento, los carburos $M_{23}C_6$ presentes en el estado inicial

permanecen inalterables en todos los casos; no sufrirán transformación alguna y el nivel de temperatura alcanzado no es suficientemente elevado para permitir una disolución significativa de estos compuestos intersticiales.

A medida que aumenta la temperatura de calentamiento, la transformación alotrópica $\alpha \rightarrow \gamma$ irá progresando y llegará a ser completa a la temperatura A_{c3} , donde toda la ferrita se habrá transformado ya en austenita. Las únicas fases en equilibrio a esta temperatura serán, por tanto, la austenita y los carburos.

A temperaturas que dependen, entre otros factores, de la composición química del acero y de los propios elementos metálicos que constituyen los carburos $M_{23}C_6$, dichos carburos comenzarán a transformarse, en su caso, y a disolverse en la austenita. Los elementos formadores de carburos se incorporan en solución sólida a la fase γ (F.C.C.) y, al ir aumentando la temperatura de calentamiento, el proceso de disolución de carburos avanzará y la austenita aumentará su concentración de solutos hasta alcanzar la temperatura A_{cc} . A partir de dicha temperatura, todos los carburos estarán ya disueltos en la única fase existente en el acero, la austenita.

La incorporación de elementos que se produce en la fase γ durante el proceso de disolución de carburos, tiene lugar preferentemente en las zonas de austenita que rodean los glóbulos de carburos. Como consecuencia de ello, al final del proceso de disolución, temperatura A_{cc} , la fase austenítica no será homogénea. La austenita situada en las proximidades de las zonas que ocupaban los glóbulos de carburos ya disueltos, tendrán mayor concentración de solutos que la austenita más alejada de ellas.

A medida que aumenta la temperatura de calentamiento, el gradiente de concentración de la austenita irá desapareciendo por difusión de los elementos carburígenos en la propia fase. A partir de la temperatura denominada A_{ch} , la fase austenítica del acero será homogénea con una composición química constante en todos sus puntos.

Como se señalaba también en el capítulo primero, la determinación experimental de los puntos críticos que delimitan los citados procesos de transformación en calentamiento continuo, no ha sido una labor rutinaria y fácil. En particular, para los procesos de disolución de carburos y homogeneización de la austenita, la determinación de sus correspondientes puntos críticos, A_{cc} y A_{ch} , ha exigido buscar

relaciones causa-efecto que permitieran su identificación y su confirmación experimental.

A continuación se exponen las pautas experimentales seguidas para la localización de los puntos críticos de calentamiento en los aceros inoxidable martensíticos. Veremos que, afortunadamente, la dilatometría de alta resolución permite analizar, con suficientes garantías experimentales, los procesos de transformación que tienen lugar durante el calentamiento continuo de estos materiales.

4.2. LOCALIZACION DILATOMETRICA DE LOS PUNTOS DE TRANSFORMACION EN CALENTAMIENTO CONTINUO.

4.2.1. PROCESO DE TRANSFORMACION DE LA FASE FERRITA EN AUSTENITA ($\alpha + C_g \longrightarrow \gamma + C_g$)

Partiendo, como se ha señalado en repetidas ocasiones, de una microestructura inicial de ferrita y carburos globulares del tipo $M_{23}C_6$, la zona de transformación $\alpha \longrightarrow \gamma$ se delimita mediante la determinación de los puntos A_{c1} y A_{c3} . Las curvas de dilatación lineal relativa en función de la temperatura ($\Delta L/L_0 = f(\theta)$) y su derivada $d(\Delta L/L_0)/dt = f(\theta)$, representadas esquemáticamente en la figura 21, ponen de

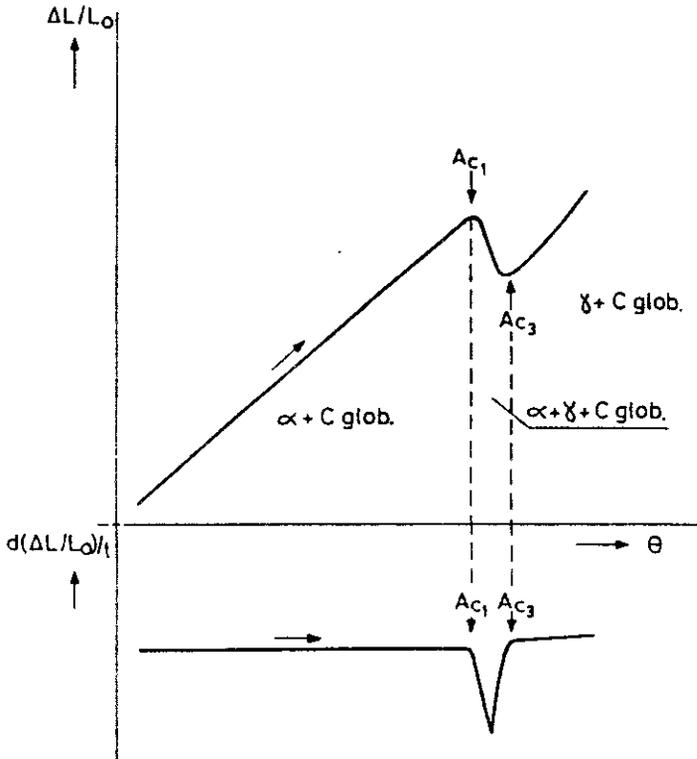


Fig. 21.- Esquema de la respuesta dilatométrica del proceso de transformación $\alpha \rightarrow \gamma$

manifiesto la contracción que se experimenta en el material durante la transformación de la fase α (B.C.C.) en γ (F.C.C.)

por calentamiento continuo. Esta anomalía de dilatación asociada a la propia transformación, convierte el análisis dilatométrico en uno de los métodos experimentales más sencillos y fiables para la delimitación de las zonas de existencia de las fases ferrítica y austenítica.

4.2.2. PROCESO DE DISOLUCION DE CARBUROS ($\gamma + C_9 \rightarrow \gamma_{inhomogénea}$)

En los aceros inoxidable martensíticos, el estudio del proceso de disolución de carburos complejos en la fase austenítica durante el calentamiento continuo es de especial interés. Según su composición química, en los aceros ensayados en este trabajo existen fundamentalmente carburos complejos tipo $M_{23}C_6$ de estructura F.C.C.

A diferencia de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$, el proceso de disolución de carburos en la austenita no tiene una respuesta dilatométrica única y característica que permita su inmediata identificación.

En las curvas dilatométricas de la figura 22 se pone de manifiesto que, en los aceros estudiados, el proceso de disolución de carburos va acompañado de una variación de longitud no lineal. Durante el calentamiento de las probetas

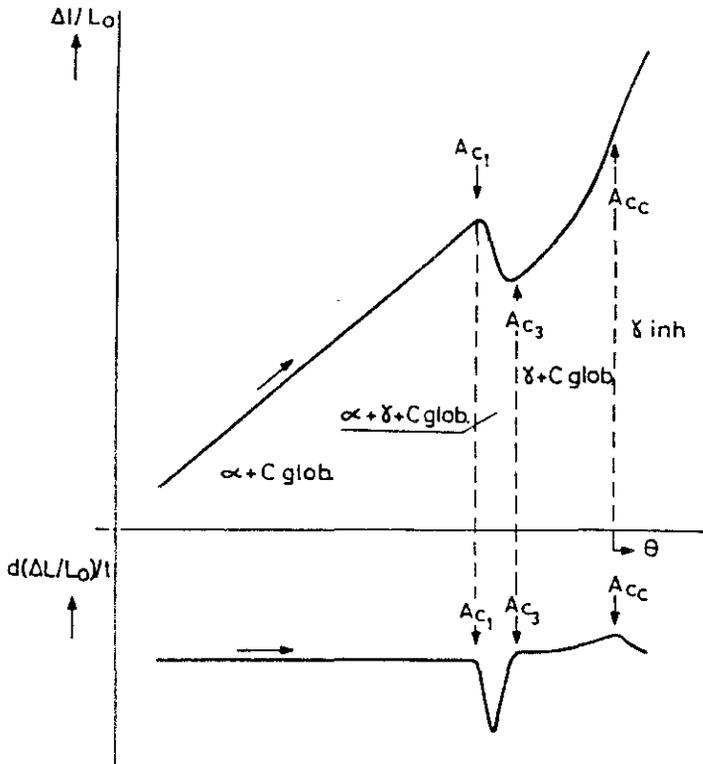


Fig. 22.- Esquema de la respuesta dilatométrica del proceso de disolución de carburos.

de ensayo, a temperaturas superiores a A_{C_3} se produce un incremento continuo de pendiente en la curva $\Delta L/L_0 = f(\theta)$ que corresponde a la disolución progresiva de los carburos en la austenita. El punto de inflexión de dicho tramo representa la

temperatura A_{cc} , a la cual finaliza el proceso de disolución.

La fiabilidad en la determinación de los puntos A_{cc} de estos aceros por análisis dilatométrico, ha podido ser confirmada mediante dos vías experimentales diferentes.

I. Presencia de carburos en las microestructuras de temple.

Efectuando tratamientos de temple desde temperaturas de calentamiento crecientes, se ha podido comprobar que el porcentaje en área de carburos presentes en la microestructura martensítica disminuye a medida que aumenta la temperatura de calentamiento. En los estudios metalográficos de carburos presentados en el apartado 4.6. para los cinco aceros ensayados, se pone de manifiesto que para temperaturas de calentamiento superiores a A_{cc} , el porcentaje en área de carburos alcanza valores próximos al nivel mínimo y, en cualquier caso, muy poco significativos.

II. Temperatura M_s mínima.

A medida que progresa la disolución de carburos durante el calentamiento, la fase austenítica se enriquece en carbono y en elementos carburígenos (Cr/Mo/V); por consiguiente, la

temperatura de comienzo de la transformación martensítica, M_s , deberá disminuir a medida que aumenta la temperatura de calentamiento, alcanzándose un valor mínimo constante de M_s para temperaturas de calentamiento superiores a A_{cc} , figura 23.

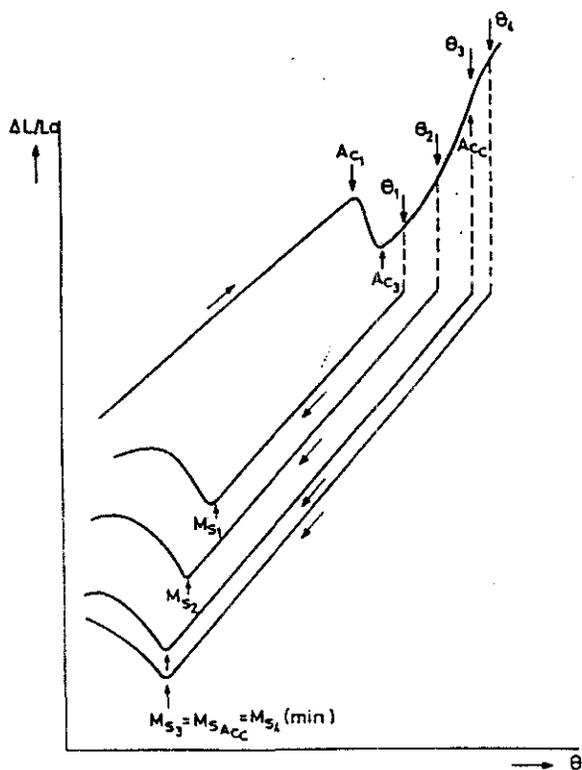


Fig. 23.- Efecto de la temperatura de calentamiento sobre M_s .

4.2.3. PROCESO DE HOMOGENEIZACION DE LA AUSTENITA ($V_{inh} \rightarrow V_h$)

Una vez finalizada la disolución de carburos en la austenita, dicha fase mantiene gradientes importantes de concentración. A medida que aumenta la temperatura de calentamiento, se va igualando la concentración en la fase austenítica por difusión en estado sólido, alcanzándose su homogeneidad a una temperatura A_{ch} . Tal como representa la figura 24, el análisis dilatométrico permite localizar esta temperatura en el punto donde la gráfica $\Delta L/L_0 = f(\theta)$ empieza a mantener el comportamiento lineal característico de la austenita homogénea.

4.3. PUNTOS CRITICOS EXPERIMENTALES

Para la determinación experimental de los puntos críticos de calentamiento, probetas en estado de recocido globular, de 2 mm de espesor y 12 mm de longitud, fueron sometidas a ensayos dilatométricos en calentamiento a velocidad constante de $0,05 \text{ K.s}^{-1}$. Dicha velocidad, como ha sido indicado anteriormente, es la que se utiliza de forma generalizada para la determinación de los puntos críticos de los aceros.

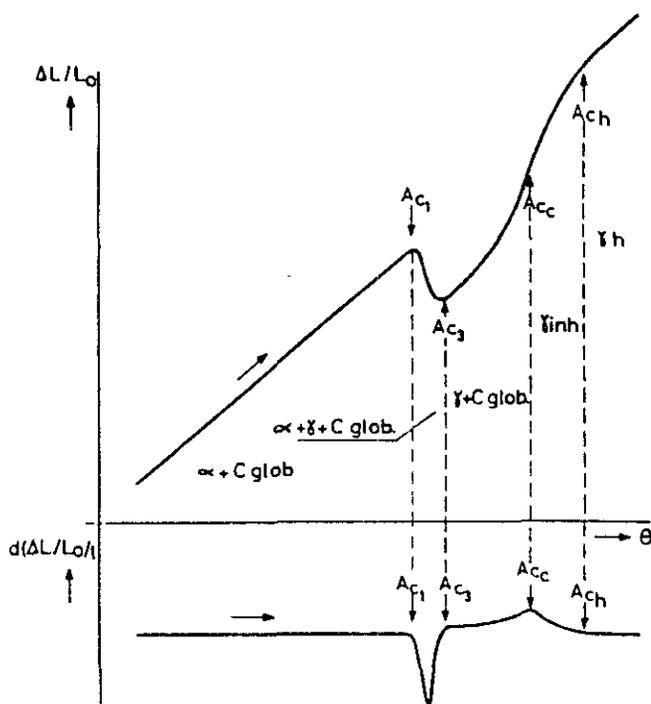


Fig. 24.- Esquema de la respuesta dilatométrica del proceso de homogeneización de la austenita. Esquema general.

Las temperaturas de los puntos críticos que se obtuvieron mediante estos ensayos están recogidas en la tabla V.

Tabla V.- Puntos críticos de calentamiento ($v_c=0,05 \text{ K.s}^{-1}$)

Acero	Temperaturas de los puntos críticos (K)			
	A_{c1}	A_{c3}	A_{cc}	A_{ch}
X60Cr14MoV	1100	1130	1391	1478
X45Cr14MoV	1135	1175	1344	1445
X45Cr13	1076	1123	1353	1438
X30Cr13	1098	1145	1313	1424
X20Cr13	1100	1180	1307	1402

A partir de estos valores podemos establecer un estudio comparativo de las temperaturas de los puntos críticos de aceros con el mismo contenido de cromo pero distinto contenido de carbono.

De acuerdo con el diagrama de equilibrio hierro-cromo-carbono, para un 13 % de cromo (figura 25), en los aceros X20Cr13, X30Cr13 y X45Cr13 se observa una disminución de las temperaturas de los puntos A_{c1} y A_{c3} a medida que aumenta el contenido de carbono, ya que este elemento, por su carácter

gammágeno, amplía el campo de existencia de la austenita, provocando como consecuencia una disminución de dichas temperaturas.

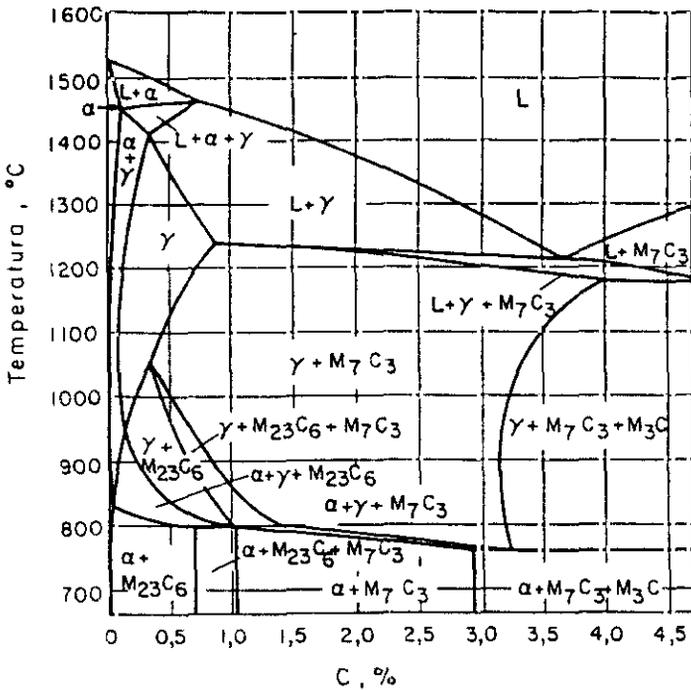


Fig. 25.- Sección al 13 % del diagrama de equilibrio hierro-cromo-carbono (135).

Como se observa en la tabla V para los aceros del tipo Cr13, las temperaturas de disolución de carburos (A_{cc}) obtenidas experimentalmente, evolucionan hacia valores más altos a medida que aumenta el contenido de carbono, lo cual concuerda con lo que se desprende del diagrama anterior respecto a dichos puntos críticos.

Lo expuesto para los aceros del tipo Cr13 es igualmente válido para justificar la variación de las temperaturas de los puntos críticos de los aceros Cr14MoV (X45Cr14MoV y X60Cr14MoV) respecto al contenido de carbono. En efecto, en estos aceros, al aumentar el contenido de este último elemento se produce, también, una disminución de A_{c1} y A_{c3} y una elevación en las temperaturas de A_{cc} .

Entre los aceros X45Cr13 y X45Cr14MoV, prácticamente con el mismo contenido de carbono pero distinto porcentaje de cromo, se observa un aumento de las temperaturas de A_{c1} y A_{c3} en el acero con mayor contenido de cromo debido al carácter alfégeno de este elemento -ampliación del campo de existencia de la ferrita-.

Finalmente, a medida que aumenta el porcentaje de carbono y elementos carburígenos en los aceros, se ha podido confirmar

un aumento de las temperaturas A_{ch} de homogeneización de la austenita. Es coherente, en este sentido, que mayores porcentajes de carburos produzcan un mayor nivel de heterogeneidad en la austenita después de su disolución exigiendo, a igualdad de velocidad de calentamiento, mayores temperaturas para homogeneizar dicha fase por difusión en estado sólido de los citados elementos carburígenos (C, Cr, Mo y V).

Como ya ha sido señalado, las temperaturas de los puntos críticos obtenidas por calentamiento a una velocidad de $0,05 \text{ K.s}^{-1}$, únicamente nos informan de la austenización de los aceros en condiciones próximas al equilibrio. Sin embargo, para abordar el estudio general de las transformaciones que tienen lugar durante el calentamiento es necesario someter el acero a tratamientos en condiciones reales, fuera del equilibrio. Con esta finalidad los cinco aceros estudiados fueron ensayados a velocidades de calentamiento entre $0,05 \text{ K.s}^{-1}$ y 2 K.s^{-1} , intervalo en el que se pueden considerar comprendidas las empleadas, normalmente, en el tratamiento térmico industrial de estos aceros.

Los valores experimentales, obtenidos mediante ensayos dilatométricos, de las temperaturas a las que se producen los

procesos de transformación de ferrita en austenita, disolución de carburos y homogeneización de dicha austenita, en el intervalo de velocidades de calentamiento definido anteriormente, están recogidos en la tabla VI.

De estos valores se deduce que la velocidad de calentamiento tiene una notable influencia sobre las temperaturas a las que se producen todas las transformaciones en el calentamiento continuo.

4.4. DIAGRAMAS EXPERIMENTALES DE AUSTENIZACION EN CALENTAMIENTO CONTINUO.

En el estudio de los procesos de transformación de fases, disolución de carburos y homogeneización de la austenita que tienen lugar durante el calentamiento, es imprescindible evaluar los efectos producidos por la aplicación de parámetros térmicos diferentes sobre dichos procesos.

Partiendo de una determinada microestructura inicial del acero, la velocidad y la temperatura de calentamiento son los dos parámetros que inciden más directamente sobre la cinética de los procesos que se desarrollan durante el calentamiento del material. La información precisa de la influencia de estos dos

Tabla VI.- Puntos críticos de transformaciones en calentamientos a diferentes velocidades.

ACERO	Velocidad Temperaturas de los puntos críticos (K) de Calent.				
	K. s ⁻¹	A _{cl}	A _{c3}	A _{cc}	A _{ch}
X60Cr14Mov	0,05	1100	1130	1391	1478
	0,5	1105	1145	1453	1556
	1	1108	1150	1467	1567
	2	1110	1155	1494	>1573
X45Cr14Mov	0,05	1135	1175	1344	1445
	0,5	1145	1185	1391	1489
	1	1152	1190	1407	1522
	2	1165	1205	1440	~1573
X45Cr13	0,05	1076	1123	1353	1438
	0,5	1083	1130	1383	1463
	1	1086	1135	1403	1503
	2	1093	1140	1433	1553
X30Cr13	0,05	1098	1145	1313	1424
	0,5	1105	1155	1360	1451
	1	1115	1165	1375	1467
	2	1125	1180	1397	1505
X20Cr13	0,05	1100	1180	1307	1402
	0,5	1105	1195	1344	1424
	1	1111	1205	1365	1462
	2	1118	1215	1386	1489

parámetros sobre las temperaturas a las que se producen las transformaciones durante el calentamiento se obtiene a través de los diagramas de austenización en calentamiento continuo. Dichos diagramas indican las temperaturas a las que se producen los diferentes procesos, en función de la velocidad de calentamiento.

Representando en coordenadas semilogarítmicas (tiempo-temperatura-transformación) los valores de la tabla VI se obtienen los diagramas de austenización en calentamiento continuo de los cinco aceros estudiados, figuras 26 a 30.

Como se deduce de lo anteriormente expuesto, a partir de estos diagramas podemos conocer no sólo la temperatura a la que tiene lugar una determinada transformación, para una velocidad de calentamiento dada, sino también la estructura de austenización real del acero (austenita y carburos, austenita no homogénea o austenita homogénea) a una determinada temperatura, en función de dicha velocidad de calentamiento.

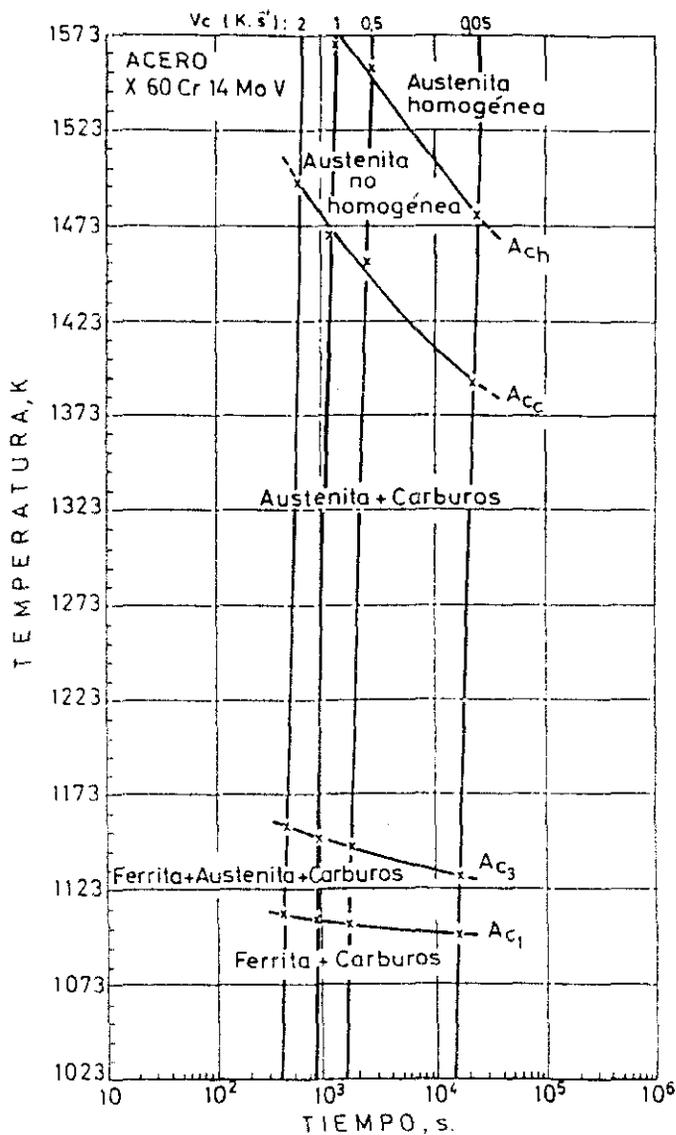


Fig. 26.- Diagrama de austenización en calentamiento continuo. Acero X60Cr14MoV.

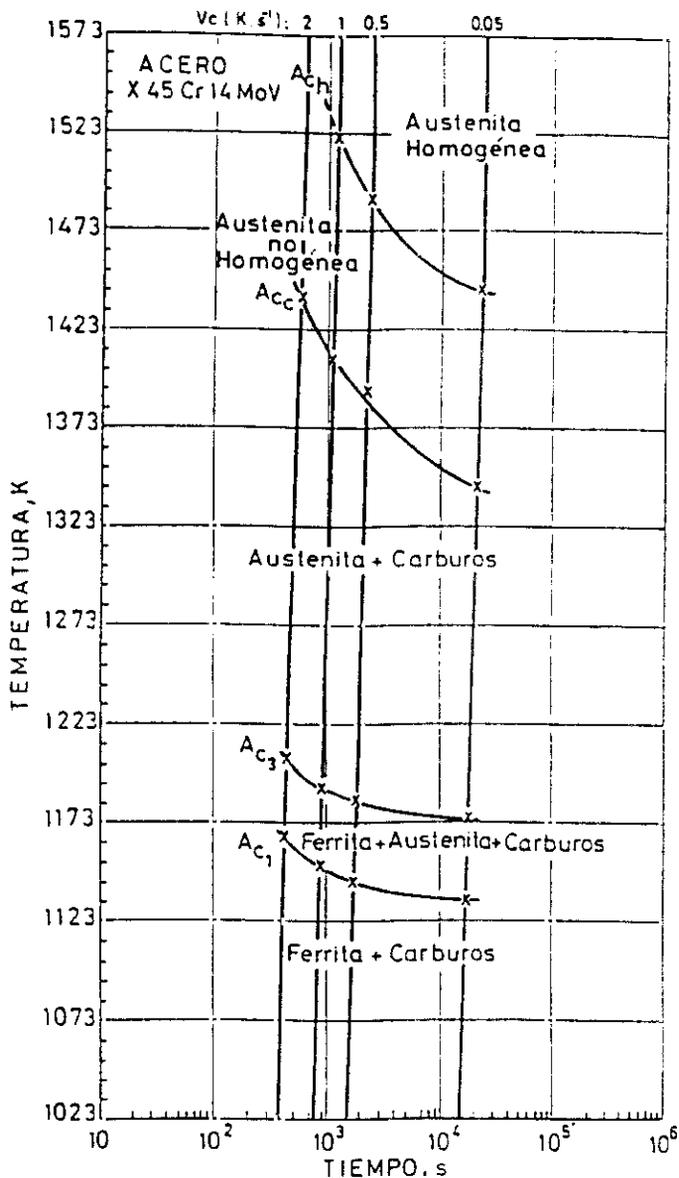


Fig. 27.- Diagrama de austenización en calentamiento continuo. Acero X45Cr14MoV.

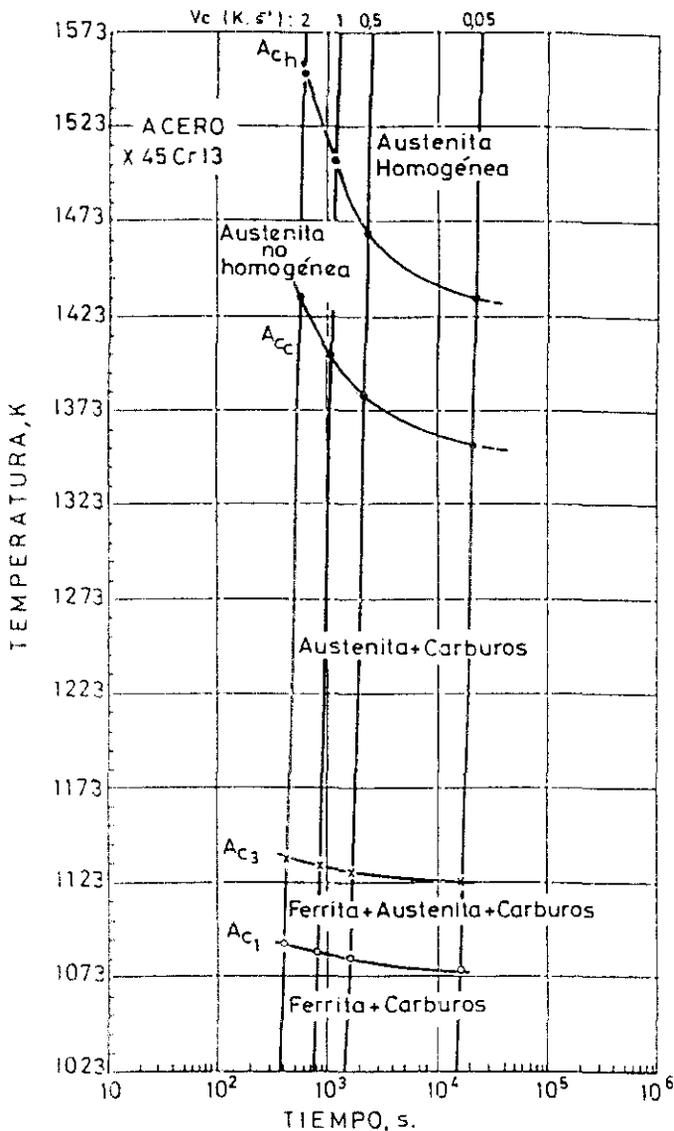


Fig. 28.- Diagrama de austenización en calentamiento continuo. Acero X45Cr13.

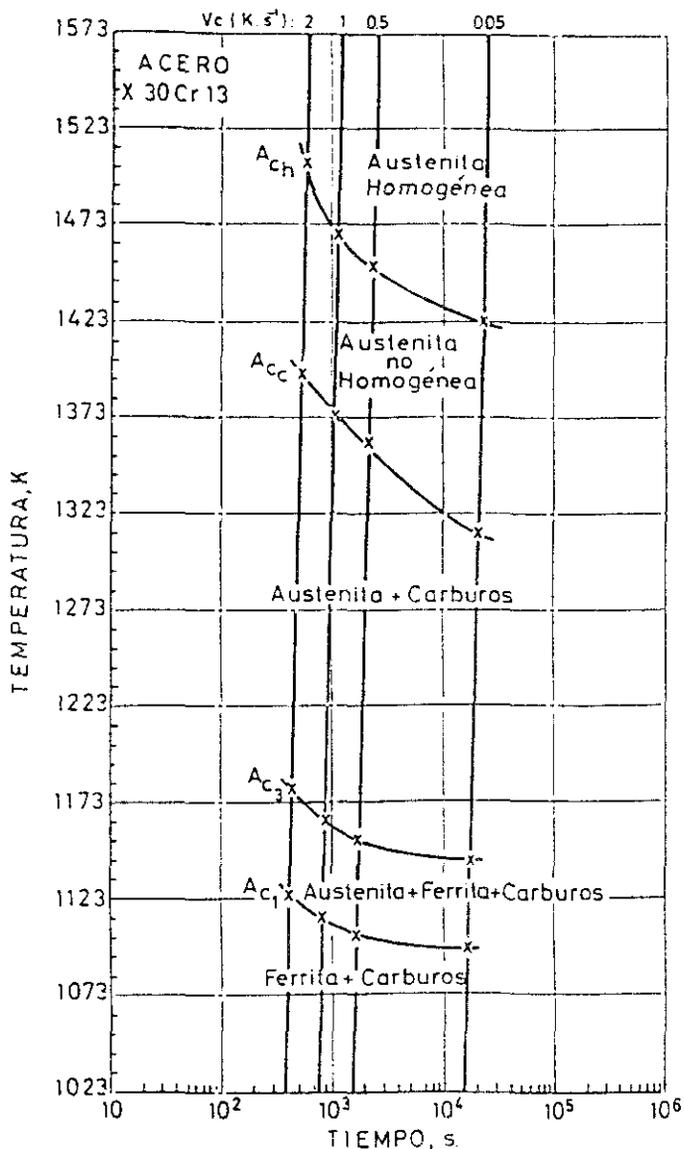


Fig. 29.- Diagrama de austenización en calentamiento continuo. Acero X30Cr13.

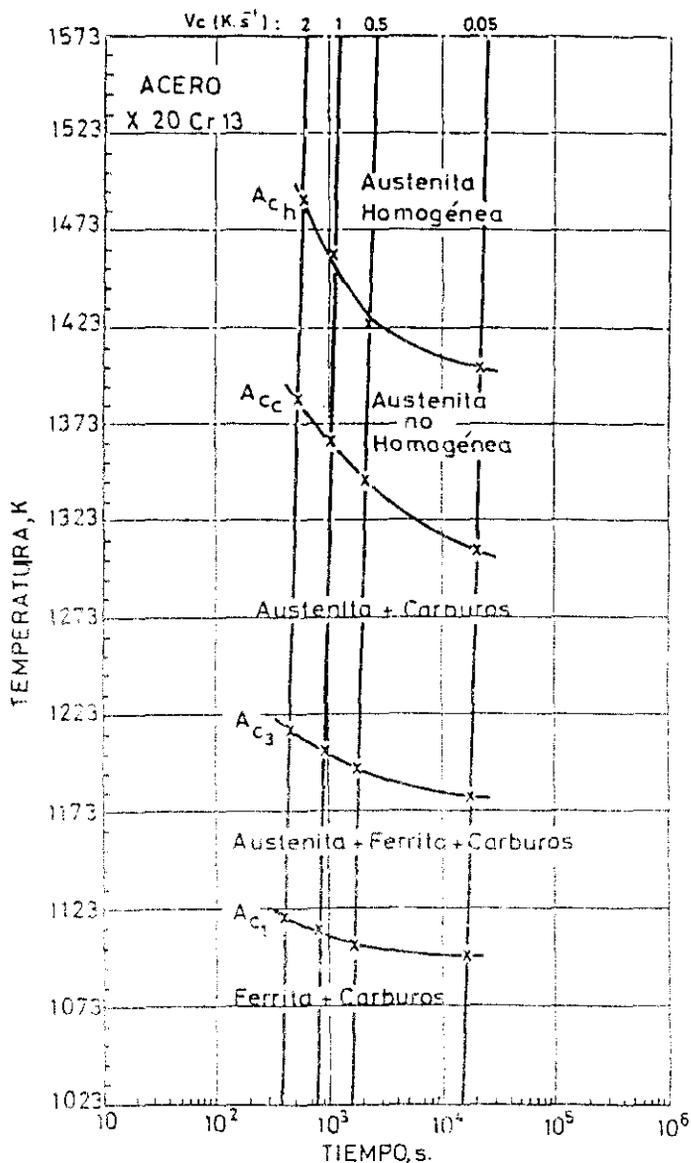


Fig. 30.- Diagrama de austenización en calentamiento continuo. Acero X20Cr13.

El conocimiento a partir de los diagramas de austenización, de los parámetros térmicos que deben ser aplicados durante el calentamiento del acero para obtener una determinada estructura de austenización es fundamental en la optimización de las propiedades de dicho acero en estado de temple.

La observación de todos los diagramas experimentales pone de manifiesto la considerable influencia de la velocidad de calentamiento sobre todas las transformaciones sufridas durante el calentamiento continuo y sobre el estado de austenización del acero a cada temperatura. En todos los casos es significativa la importante elevación de las temperaturas de todos los puntos críticos, especialmente del A_{cc} y A_{ch} a medida que aumenta la velocidad de calentamiento, incluso en los intervalos de variación relativamente pequeños ensayados en este trabajo.

De la información obtenida de estos diagramas de austenización en calentamiento continuo se desprende que para conseguir una misma estructura de austenización, velocidades de calentamiento crecientes exigen temperaturas más elevadas. Como consecuencia, la temperatura de calentamiento debe ser siempre un parámetro ineludiblemente vinculado a la velocidad a la que se realiza el propio calentamiento. No se puede considerar esta

temperatura como un parámetro del tratamiento, dependiente exclusivamente de la composición química del acero, cuyo valor se obtiene a partir de los diagramas de equilibrio correspondientes. Tal como se pone de manifiesto experimentalmente, despreciar el efecto que tiene la velocidad de calentamiento sobre el estado de austenización, constituye un error conceptual que puede tener importantes consecuencias sobre los resultados finales del tratamiento térmico de estos aceros.

4.5. EVOLUCION DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENITICO.

El tamaño de grano austenítico alcanzado en el acero mediante la aplicación de un calentamiento efectuado bajo determinadas condiciones de velocidad, temperatura y tiempo de mantenimiento, puede considerarse como uno de los parámetros fundamentales y definitorios del estado de austenización.

El tamaño de grano austenítico tiene una gran influencia sobre el tipo de transformación que sufrirá la austenita durante el enfriamiento del acero a una determinada velocidad (temple). En efecto, como fue expuesto anteriormente, un tamaño de grano austenítico fino favorece la formación de perlita y, por el contrario, la transformación martensítica se verá favorecida

por un tamaño de grano austenítico grueso.

En el próximo capítulo se estudia la influencia del aumento de tamaño de grano sobre el desplazamiento del frente de transformación perlítica y sobre la velocidad crítica de transformación total en martensita de los aceros ensayados.

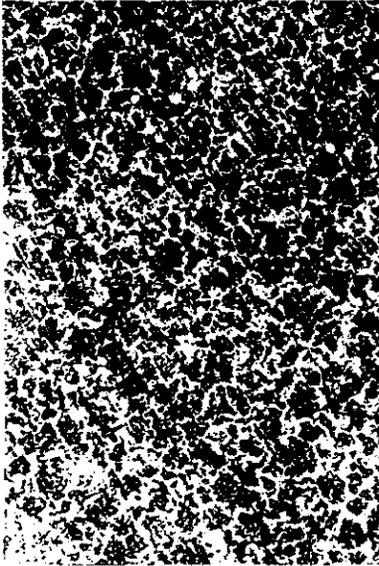
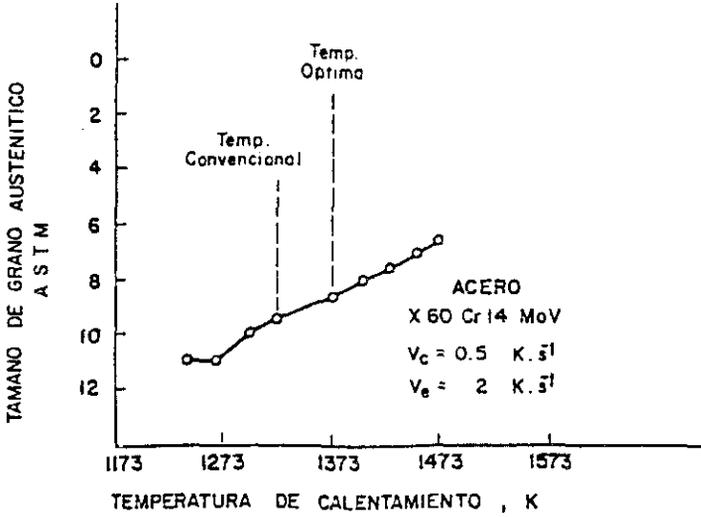
Con objeto de analizar el fenómeno de crecimiento de grano austenítico, en los aceros seleccionados se ha determinado experimentalmente el efecto que produce sobre dicho parámetro la temperatura alcanzada en los ciclos de calentamiento continuo. Para ello, se han realizado numerosos ensayos sometiendo diferentes probetas de cada acero a calentamientos a velocidad de $0,5 \text{ K.s}^{-1}$ hasta diferentes temperaturas; después de un tiempo de mantenimiento de 60 segundos a cada una de las temperaturas ensayadas, las probetas fueron templadas a una velocidad de enfriamiento de 2 K.s^{-1} hasta la temperatura ambiente.

El estudio metalográfico llevado a cabo para la determinación del tamaño de grano austenítico en las microestructuras de temple, fue extremadamente complicado y laborioso en los cinco aceros. La pasividad mostrada por los bordes de granos austeníticos para ser debidamente atacados, hizo necesario

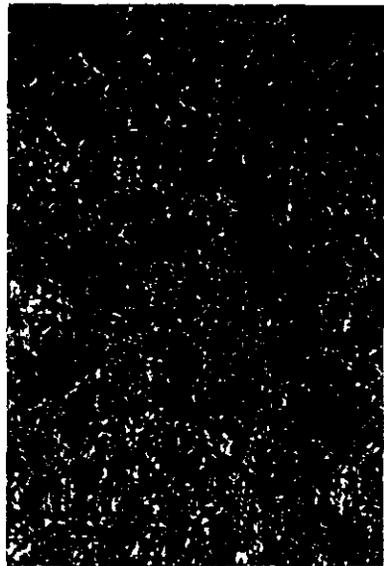
ensayar numerosos tipos de reactivos químicos, empleando incluso soluciones no referenciadas y ataques electroquímicos en algunos casos. En las figuras 31 a 35 se aporta, para cada acero, una selección de micrografías de diferentes tamaños de grano austenítico junto con las respectivas gráficas de variación de dicho tamaño de grano (ASTM) con la temperatura de calentamiento.

Las temperaturas convencional y óptima que aparecen en estas gráficas se refieren a las elegidas para el estudio del enfriamiento continuo de cada acero, las cuales serán definidas y explicadas en el próximo capítulo

El fenómeno de crecimiento de grano austenítico en estos aceros está controlado por la acción de los carburos complejos. Su presencia constituye una barrera al movimiento de los límites de grano que es capaz de dificultar o impedir el crecimiento del mismo. La cantidad, tipo, morfología y distribución de dichos carburos son factores decisivos para la efectividad de su acción. Carburos esferoidales de tamaño fino, numerosos y uniformemente repartidos por la fase austenítica, retardarán con mayor intensidad el crecimiento de grano que los carburos groseros, no homogéneos y con distribuciones no uniformes.



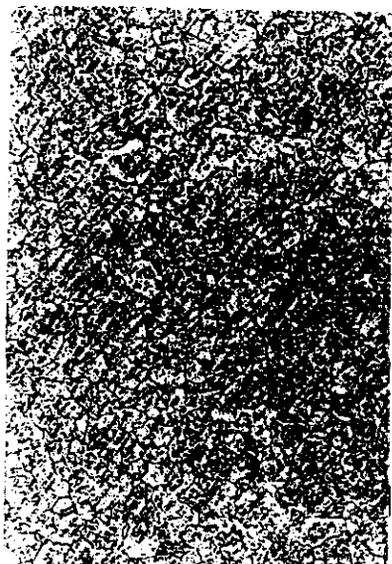
T^a. Cal. 1297 K (x 200)



T^a. Cal. 1323 K (x 400)



T¹. Cal. 1373 K (x 400)



T². Cal. 1429 K (x 200)

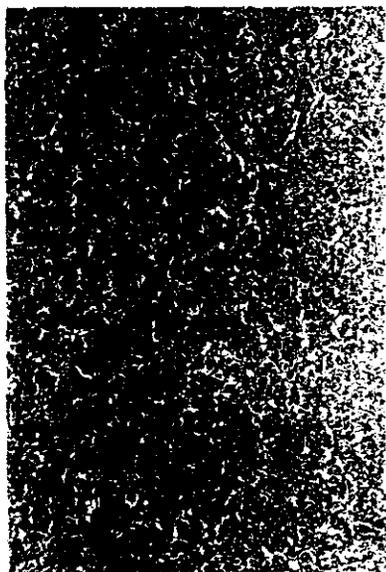
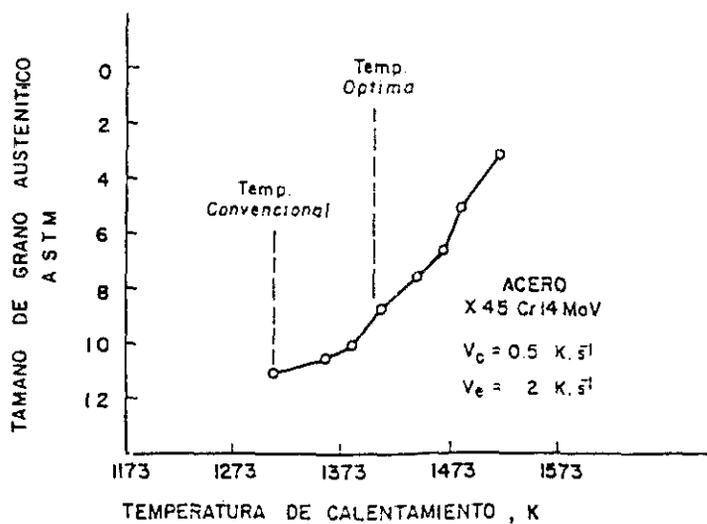


T³. Cal. 1456 K (x 200)



T⁴. Cal. 1473 K (x 200)

Fig. 31.- Variación del tamaño de grano austenítico (ASTM) en función de la temperatura de calentamiento. Estudio metalográfico. Acero X60Cr14MoV.



Tª. Cal. 1313 K (x 400)



Tª. Cal. 1360 K (x 400)

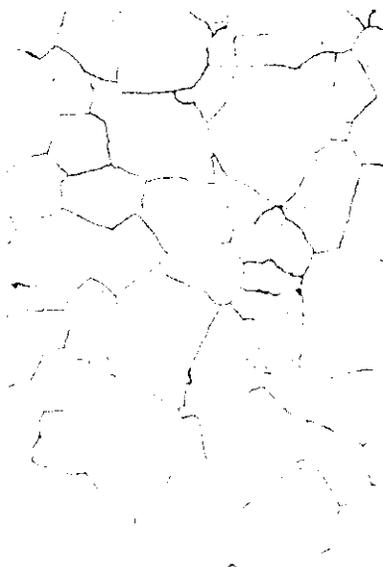
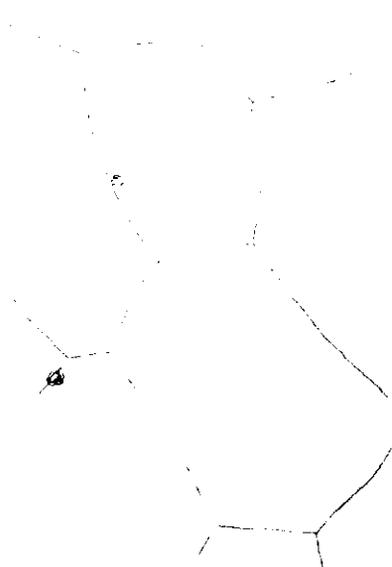
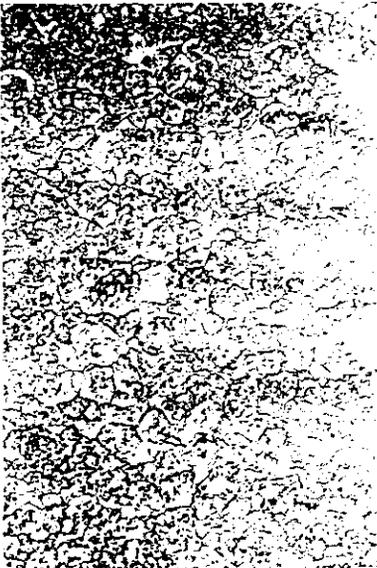
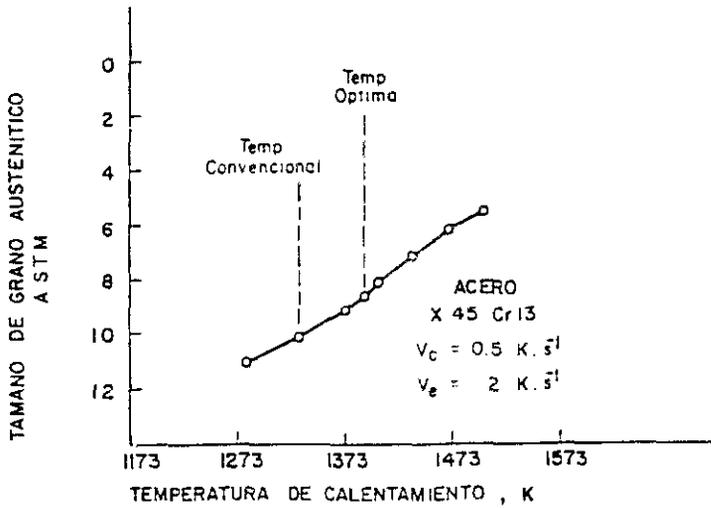
T^a. Cal. 1413 K (x 200)T^a. Cal. 1445 K (x 200)T^a. Cal. 1473 K (x 200)T^a. Cal. 1520 K (x 200)

Fig. 32.- Variación del tamaño de grano austenítico (ASTM) en función de la temperatura de calentamiento. Estudio metalográfico. Acero X45Cr14MoV



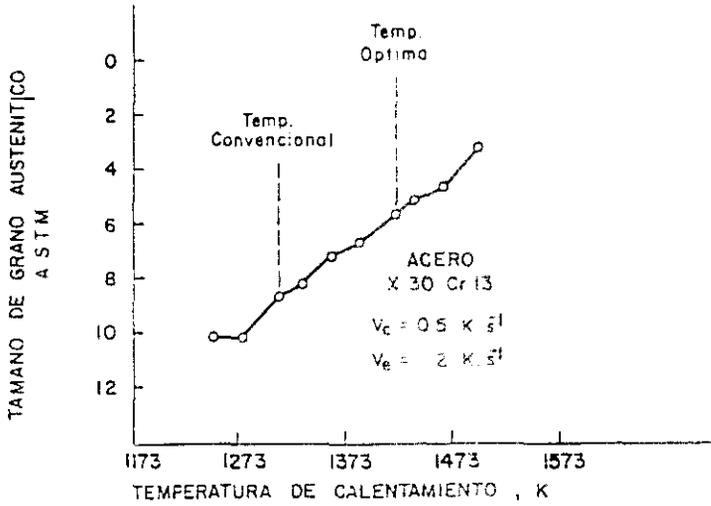
T^o. Cal. 1283 K (x 800)



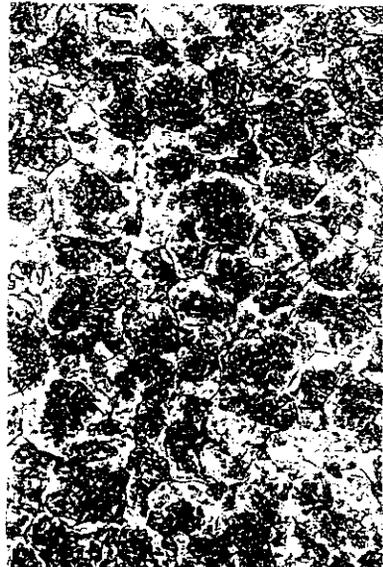
T^o. Cal. 1333 K (x 400)

T^a. Cal. 1393 K (x 200)T^a. Cal. 1441 K (x 100)T^a. Cal. 1473 K (x 100)T^a. Cal. 1505 K (x 100)

Fig. 33.- Variación del tamaño de grano austenítico (ASTM) en función de la temperatura de calentamiento. Estudio metalográfico. Acero X45Cr13.



T¹. Cal. 1253 K (x 400)



T². Cal. 1313 K (x 400)

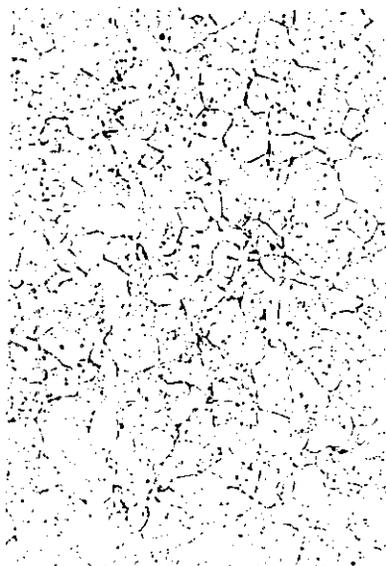
T^o. Cal. 1360 K (x 200)T^o. Cal. 1423 K (x 100)T^o. Cal. 1467 K (x 200)T^o. Cal. 1498 K (x 200)

Fig. 34.- Variación del tamaño de grano austenítico (ASTM) en función de la temperatura de calentamiento. Estudio metalográfico. Acero X30Cr13.

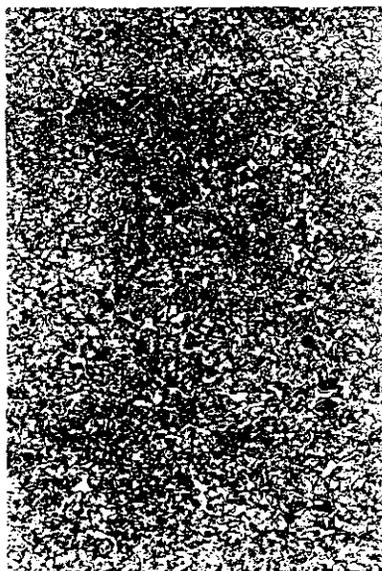
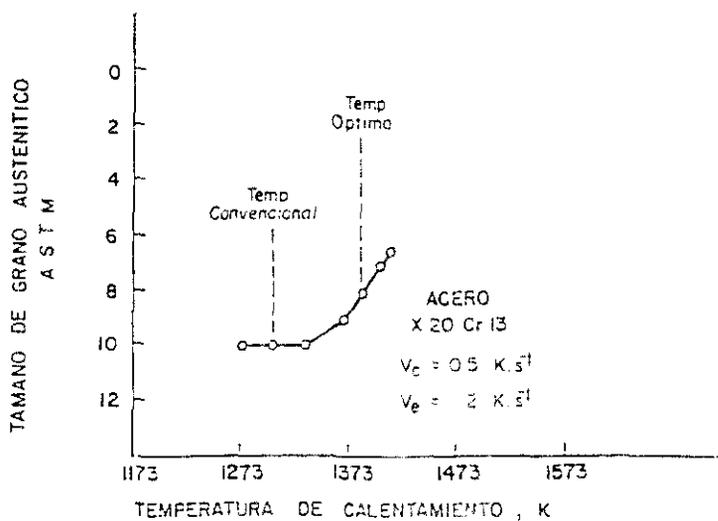


Fig. Cal. 1274 K (x 400)



Fig. Cal. 1303 K (x 400)

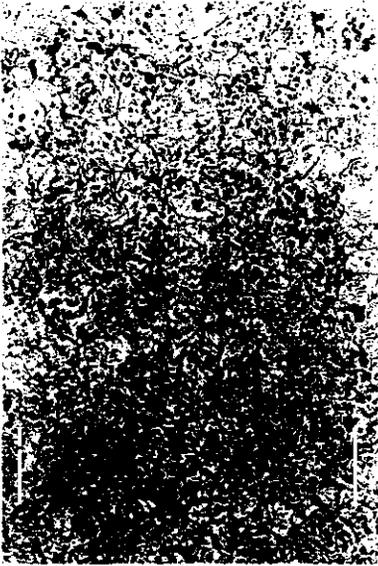
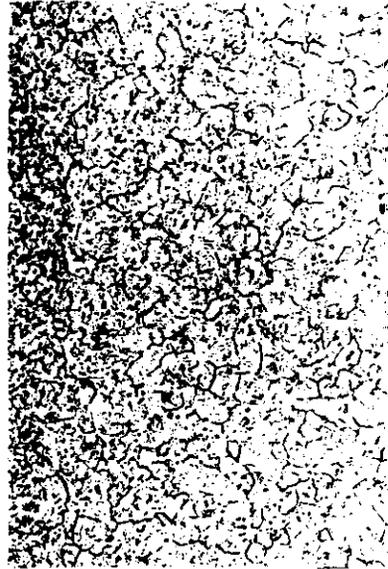
T^o. Cal. 1368 K (x 400)T^o. Cal. 1383 K (x 200)T^o. Cal. 1386 K (x 400)T^o. Cal. 1413 K (x 200)

Fig. 35.- Variación del tamaño de grano austenítico (ASTM) en función de la temperatura de calentamiento. Estudio metalográfico. Acero X20Cr13.

Como demuestran los resultados experimentales obtenidos en este trabajo, figuras 31 a 35, la temperatura de calentamiento desempeña un papel fundamental en los fenómenos de crecimiento de grano austenítico. En este sentido, es necesario señalar que la importancia de la temperatura se debe no sólo al hecho de ser una variable directamente relacionada con la energía necesaria para producir el movimiento de límites, sino también con los procesos de disolución de carburos. Como veremos en el siguiente apartado, el porcentaje en área de carburos presente en la fase austenítica disminuye considerablemente con el aumento de la temperatura de calentamiento, reduciéndose como consecuencia la acción inhibitoria que ejercen estos carburos sobre el crecimiento de grano austenítico asociado a todo aumento de dicha temperatura.

4.6. PROCESOS DE DISOLUCION DE CARBUROS.

La acción ejercida por los carburos en los aceros inoxidables martensíticos, no sólo se extiende al control del crecimiento de grano austenítico, ya referido anteriormente, sino también a las propiedades finales del material. De forma general, la presencia de carburos en las microestructuras martensíticas mejora la resistencia al desgaste de las piezas templadas pero, según su disposición, distribución y cantidad, pueden afectar

negativamente a la resistencia a la corrosión de estos materiales. En este sentido, hay que señalar que los carburos que permanezcan sin disolverse en la austenita a la temperatura de calentamiento estarán presentes en la estructura final de temple, por lo que es importante conocer su estado de disolución a dicha temperatura.

Por otra parte, los fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica detectados en los aceros inoxidable tipo X20-50Cr13 y X40-60Cr14MoV están íntimamente relacionados con la presencia de carburos, bien procedentes de la precipitación durante el enfriamiento o bien de los que quedaron sin disolver en el calentamiento. Este aspecto será tratado con detalle en los próximos capítulos.

Dada la composición química de los aceros estudiados, los carburos presentes en los mismos en el estado inicial son fundamentalmente del tipo $(Cr,Fe)_{23}C_6$, de estructura F.C.C. y su porcentaje en área, medido mediante análisis de imagen, está directamente relacionado con el contenido de carbono de cada acero. En efecto, en la tabla VII se puede apreciar que el nivel de carburos disminuye con el contenido de dicho elemento.

Tabla VII.- Nivel de carburos en el estado inicial

Acero	Porcentaje en área de carburos (%)
X60Cr14MoV	12,9
X45Cr14MoV	10,7
X45Cr13	9,9
X30Cr13	5,7
X20Cr13	4,1

Con objeto de estimar la evolución del proceso de disolución de carburos en función de la temperatura de calentamiento, se han medido, mediante análisis de imagen, los porcentajes en área de carburos presentes en las microestructuras de temple efectuados en las mismas condiciones referidas en el apartado anterior para el tamaño de grano austenítico, es decir: velocidad de calentamiento: $0,5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, tiempo de mantenimiento a las diferentes temperaturas ensayadas: 60 s y velocidad de enfriamiento hasta temperatura ambiente: $2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$.

Se ha elegido una velocidad de enfriamiento de $2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ por ser la límite en las instalaciones industriales de tratamiento en continuo, pero esta velocidad es insuficiente para inhibir

totalmente la precipitación de carburos durante el temple. En estas condiciones, las cantidades precipitadas durante el enfriamiento modificarán las medidas reales del porcentaje en área de carburos no disueltos en la austenita a cada una de las temperaturas de calentamiento ensayadas. No obstante, los resultados obtenidos permiten hacer algunas consideraciones de interés sobre el proceso de disolución de carburos en estos aceros.

Las figuras 36 a 40 representan las gráficas de variación del porcentaje en área de carburos en función de las temperaturas de calentamiento. Junto a cada una de las gráficas de cada acero, se aporta un estudio metalográfico de carburos correspondiente a una selección de micrografías, donde se puede apreciar la morfología y distribución de los mismos. En todos los casos sobre las propias gráficas se han representado las respectivas temperaturas de los puntos A_{cc} de cada acero. Estos puntos tienen especial importancia en el estudio de la disolución de carburos ya que delimitan el final de dicho proceso.

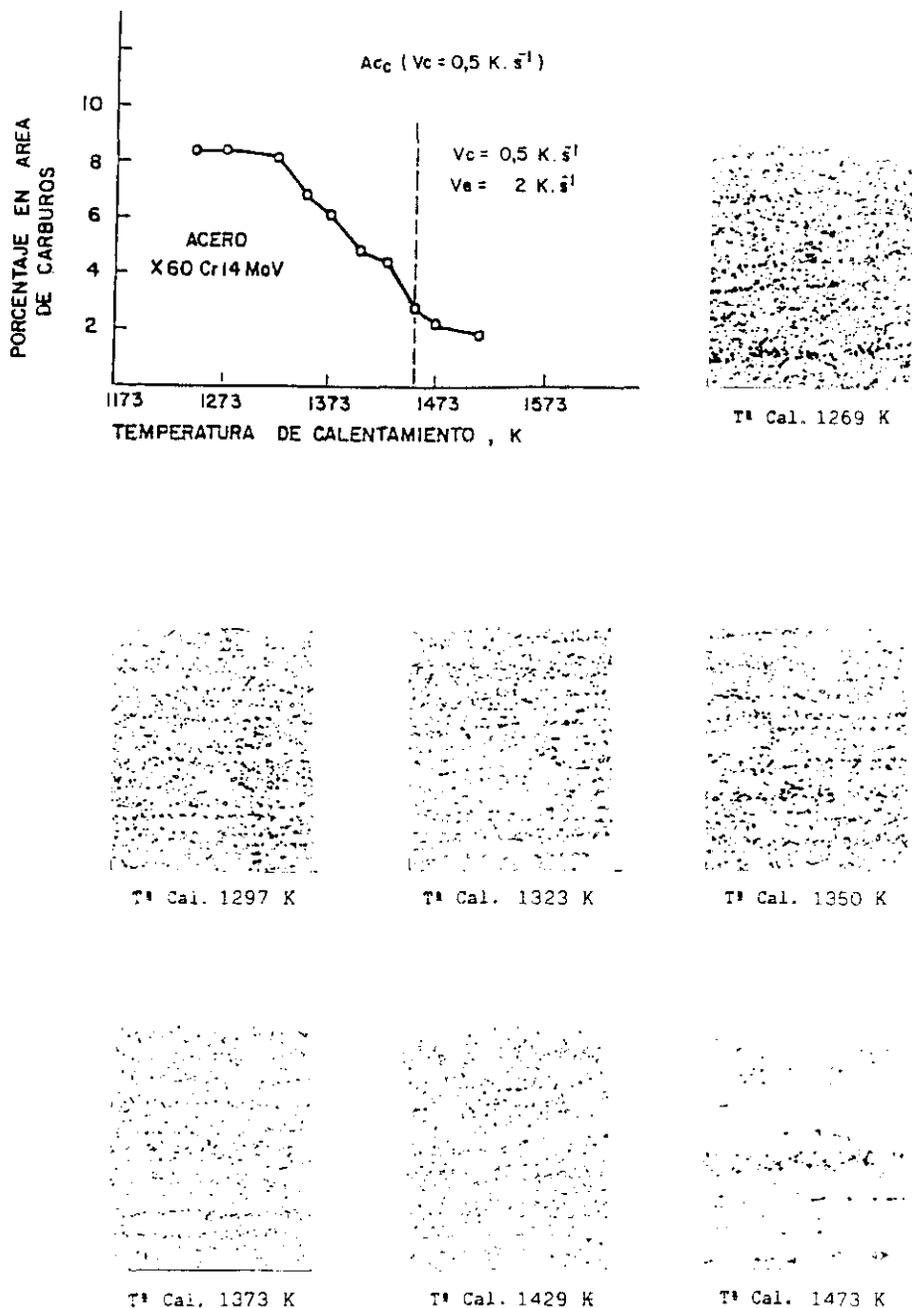
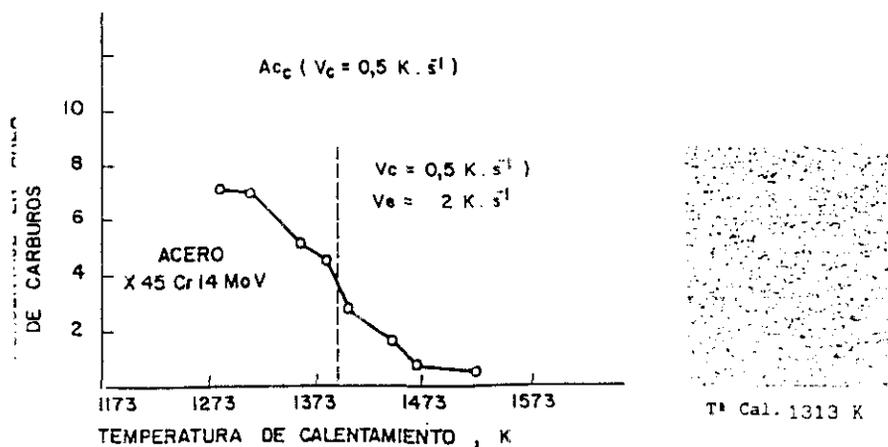


Fig. 36.- Variación del porcentaje en área de carburos en estados de temple desde diferentes temperaturas de calentamiento. Estudio metalográfico (x500) Acero X60Cr14MoV.



T# Cal. 1360 K



T# Cal. 1386 K



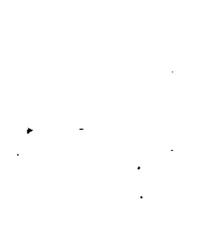
T# Cal. 1403 K



T# Cal. 1445 K

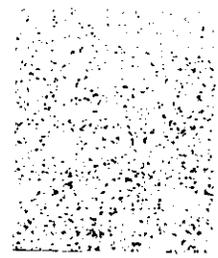
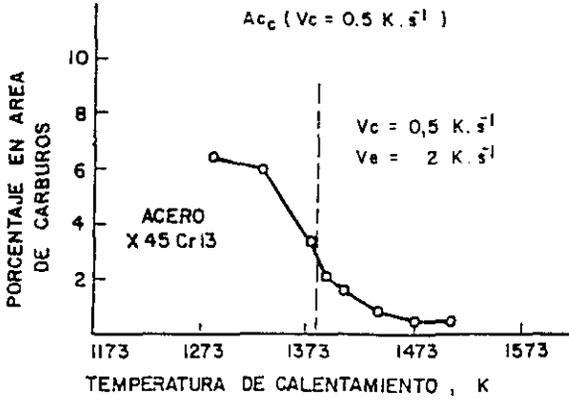


T# Cal. 1467 K



T# Cal. 1520 K

Fig. 37.- Variación del porcentaje en área de carburos en estados de temple desde diferentes temperaturas de calentamiento. Estudio metalográfico (x500) Acero X45Cr14MoV.



T^o Cal. 1283 K



T^o Cal. 1333 K



T^o Cal. 1379 K



T^o Cal. 1393 K



T^o Cal. 1441 K



T^o Cal. 1473 K



T^o Cal. 1505 K

Fig. 38.- Variación del porcentaje en área de carburos en estados de temple desde diferentes temperaturas de calentamiento. Estudio metalográfico (x500) Acero X45Cr13.

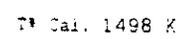
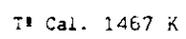
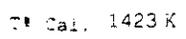
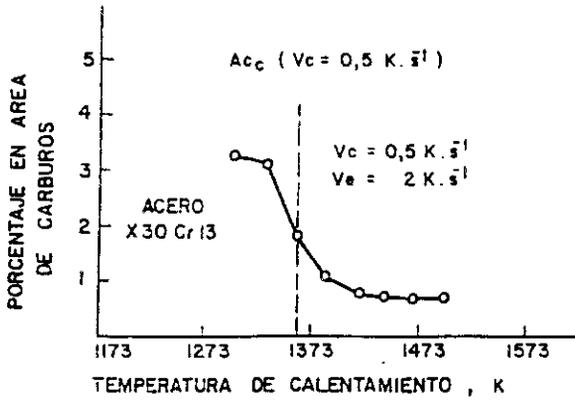
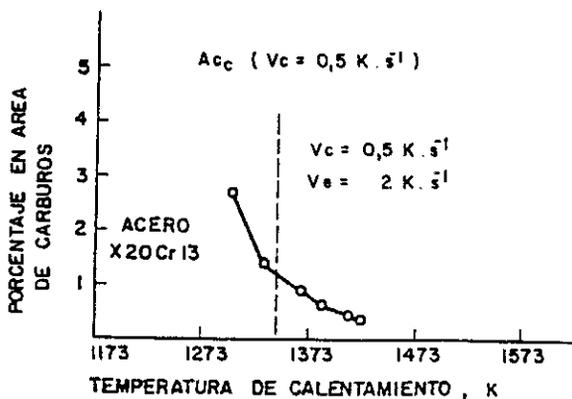


Fig. 39 - Variación del porcentaje en área de carburos en estados de temple desde diferentes temperaturas de calentamiento. Estudio metalográfico (x500) Acero X30Cr13.



T° Cal. 1303 K



T° Cal. 1331 K



T° Cal. 1368 K



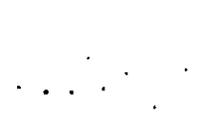
T° Cal. 1383 K



T° Cal. 1402 K



T° Cal. 1413 K



T° Cal. 1418 K

Fig. 40.- Variación del porcentaje en área de carburos en estados de temple desde diferentes temperaturas de calentamiento. Estudio metalográfico ($\times 500$) Acero X20Cr13.

En las gráficas de los cinco aceros, figuras 36 a 40, se puede observar que el porcentaje en áreas de carburos es muy bajo en las proximidades de los A_{cc} , estimando justificable suponer que los porcentajes medidos a temperaturas superiores a A_{cc} , corresponderán a los carburos precipitados durante el enfriamiento y no a la existencia de carburos sin disolver a dichas temperaturas.

CAPITULO 5**5. ESTUDIO EXPERIMENTAL DEL ENFRIAMIENTO CONTINUO DE LOS ACEROS
ENSAIADOS.****5.1. ESTABLECIMIENTO DE LAS TEMPERATURAS DE CALENTAMIENTO.
TEMPERATURAS OPTIMAS DE TEMPLE.**

Una vez destacada la importancia que tienen los diagramas de austenización en calentamiento continuo para poder conocer el estado de austenización real en el que se encuentran estos aceros a una determinada temperatura, según la velocidad a la que se realiza su calentamiento, la elección de la estructura de austenización más apropiada para optimizar el tratamiento de temple en función de las propiedades específicas exigidas para cada aplicación, representa una cuestión de especial interés en este estudio.

De forma general, las propiedades fundamentales y características de estos aceros inoxidables martensíticos son: alta dureza y elevada resistencia a la corrosión. En este sentido, como ya ha sido apuntado anteriormente, comprobaciones experimentales han permitido demostrar que los carburos que permanecen sin disolverse en la austenita a la temperatura de calentamiento, estarán presentes en la estructura final de temple y, como consecuencia, se reducirá la resistencia a la

corrosión del material. Esta propiedad queda así directamente ligada al estado de austenización. Por otra parte, un gran número de aplicaciones específicas de estos aceros requieren que se alcance, por temple, el máximo nivel de dureza posible; como se verá a continuación, la influencia de la austenización es decisiva también para dicha propiedad. Por consiguiente, la optimización simultánea de ambas propiedades condicionará la elección del estado de austenización del acero.

Con objeto de valorar experimentalmente la influencia de los parámetros de austenización sobre la dureza de estos aceros después del temple, y estimando que el rango de velocidades de calentamiento y enfriamiento utilizado normalmente en el tratamiento industrial de temple en continuo de estos aceros está limitado entre 0,5 y 2 K.s⁻¹, en este estudio se han ensayado tratamientos térmicos de temple a diferentes temperaturas, bajo la aplicación de dos tipos de ciclos térmicos cuyas condiciones pueden considerarse extremas en relación con las empleadas en la práctica industrial. Uno de ellos corresponde al ciclo térmico más favorable posible dentro de las limitaciones operativas señaladas para las instalaciones de producción industrial; la velocidad de calentamiento más baja, 0,5 K.s⁻¹, que permite desarrollar con cierta aproximación al equilibrio los procesos de transformación de

fases, disolución de carburos y homogeneización producidos a cada temperatura, y la velocidad de enfriamiento más alta, 2 K.s^{-1} , que dificulta la negativa reprecipitación de carburos y asegura la obtención de una estructura totalmente martensítica en estos aceros. El otro ciclo, que representa las condiciones prácticas más desfavorables, comprende un calentamiento a la velocidad más alta del rango, 2 K.s^{-1} , que se aleja excesivamente de las condiciones de equilibrio y provoca un desfase importante en el desarrollo de los procesos de transformación, disolución y homogeneización antes citados y un enfriamiento a la velocidad más baja, $0,5 \text{ K.s}^{-1}$, que aumenta las posibilidades de precipitación de carburos.

Para ambas condiciones extremas de ensayo, las durezas máximas de temple de los cinco aceros estudiados se alcanzan a las temperaturas de calentamiento señaladas en la tabla VIII. Efectivamente, como era previsible a nivel teórico, en todos los aceros se alcanzan durezas máximas de temple más elevadas en el ciclo favorable, el que comprende baja velocidad de calentamiento y alta velocidad de enfriamiento. Los resultados experimentales de la variación de la dureza de temple respecto a la temperatura de calentamiento de los cinco aceros, correspondientes a dicho ciclo favorable, están representados en las figuras 41 a 45. En la referida tabla VIII se indican,

asimismo, las durezas máximas alcanzadas según este ciclo.

Tabla VIII.- Temperaturas de calentamiento correspondientes a la dureza máxima.

Acero	Temperatura de Calentamiento (K)	Dureza máxima (HRC)
X60Cr14MoV	1373	60
X45Cr14MoV	1403	59
X45Cr13	1393	60
X30Cr13	1423	57
X20Cr13	1383	49

De estos resultados se desprende que, a efectos de dureza máxima, las temperaturas de calentamiento señaladas en la tabla VIII pueden considerarse como las temperaturas óptimas de temple de los cinco aceros estudiados.

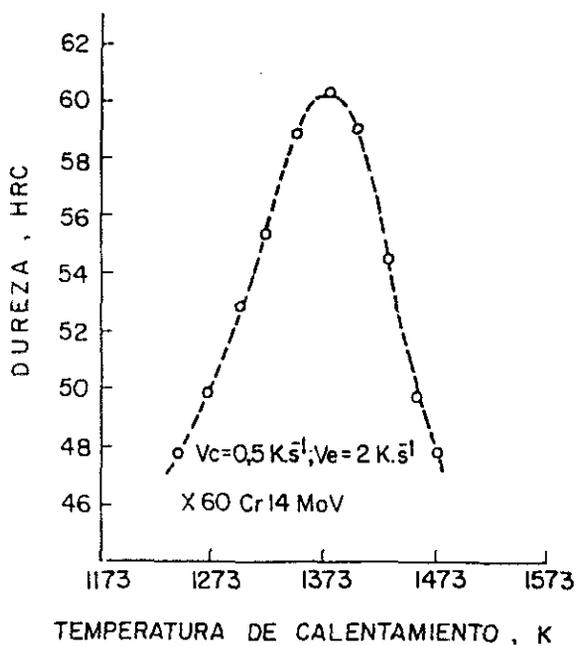


Fig. 41.- Durezas de temple en función de la temperatura de calentamiento. Acero X60Cr14MoV.

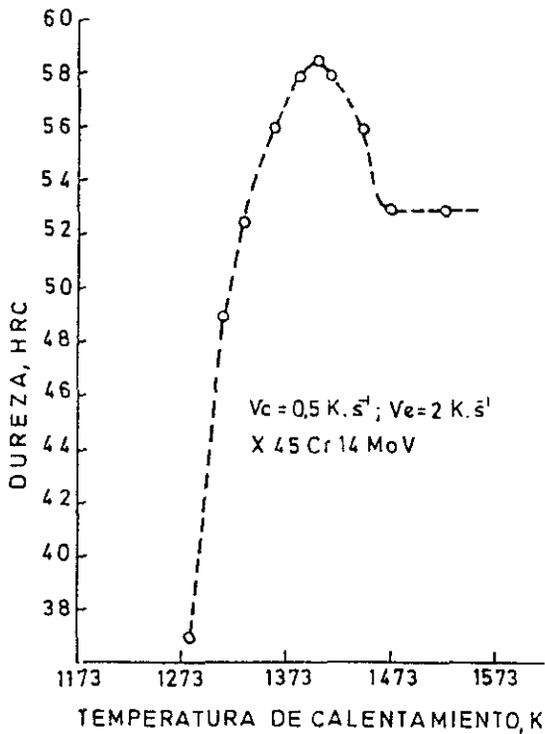


Fig. 42.- Durezas de temple en función de la temperatura de calentamiento. Acero X45Cr14MoV.

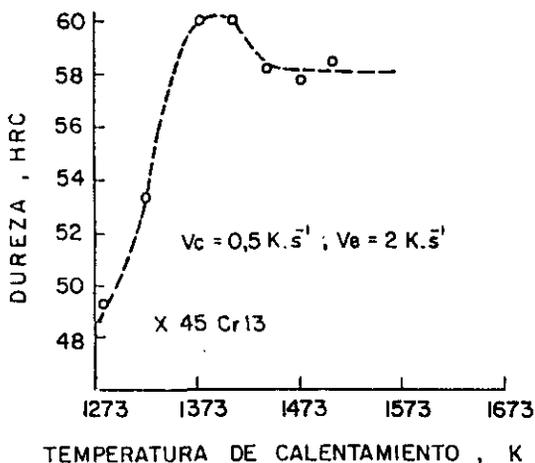


Fig. 43.- Durezas de temple en función de la temperatura de calentamiento. Acero X45Cr13.

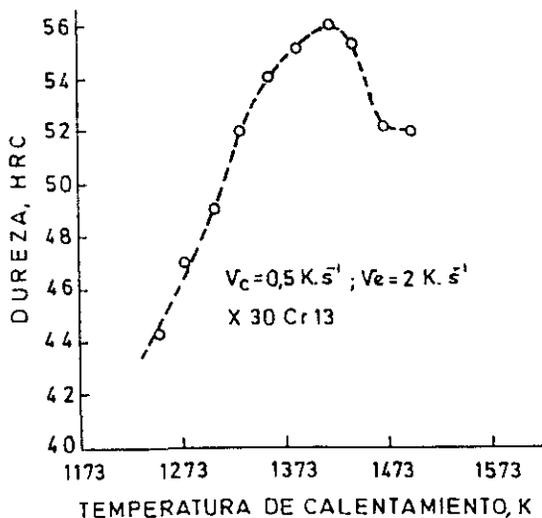


Fig. 44.- Durezas de temple en función de la temperatura de calentamiento. Acero X30Cr13.

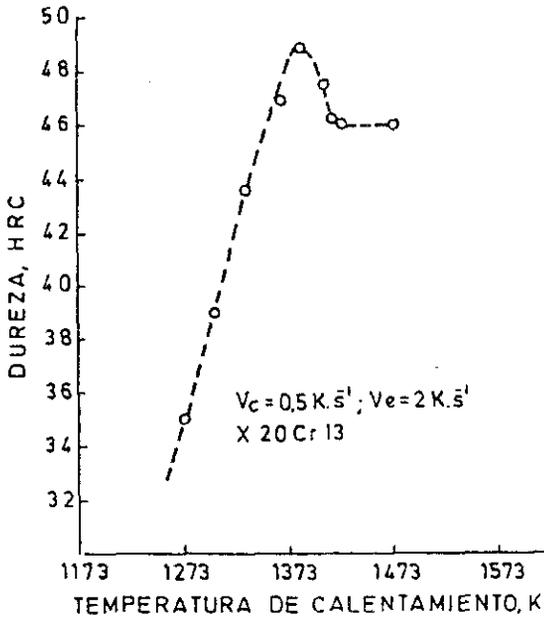


Fig. 45.- Durezas de temple en función de la temperatura de calentamiento. Acero X20Cr13.

Aunque estos resultados experimentales han permitido determinar las temperaturas de calentamiento que proporcionan la máxima dureza de temple en cada acero, en la práctica industrial se siguen empleando de forma muy generalizada temperaturas de calentamiento inferiores a las óptimas de temple señaladas en la tabla VIII. Así, las temperaturas máximas propuestas para

estos aceros en numerosas referencias, (60), (136-140), son las recogidas en la tabla IX. Dichas temperaturas, que denominaremos convencionales, son bastante inferiores a las óptimas de temple determinadas experimentalmente en este estudio.

Tabla IX.- Temperaturas convencionales y óptimas de temple

Acero	Temperatura convencional (K)	Temperatura óptima (K)
X60Cr14MoV	1323	1373
X45Cr14MoV	1313	1403
X45Cr13	1333	1393
X30Cr13	1313	1423
X20Cr13	1303	1383

A pesar de todo ello, es importante aclarar que la necesidad de alcanzar el máximo potencial de características en estos materiales por tratamiento de temple, viene condicionada por los requerimientos específicos de cada aplicación y por la evaluación de los problemas y dificultades técnicas u operativas que presenta su consecución. En este sentido, es necesario considerar que la realización de tratamientos de

temple a temperaturas más elevadas, supone mayores riesgos de agrietamientos de temple producidos por las tensiones internas generadas en el material y una disminución de las propiedades de ductilidad y límite elástico, como consecuencia del crecimiento de grano austenítico, además de implicar la posible aparición de austenita retenida por efecto del descenso de las temperaturas de transformación martensítica.

Con objeto de mantener una aproximación a las condiciones prácticas generales en que se efectúa el temple industrial de estos aceros, el estudio de la descomposición anisotérmica de la austenita en los cinco aceros se ha realizado bajo dos estados de austenización diferentes. Uno de ellos toma como base de referencia las temperaturas convencionales y, el otro, las temperaturas óptimas de temple determinadas experimentalmente. El contraste y comparación de los resultados obtenidos para ambos estados es, sin duda, un aspecto de gran interés en esta investigación.

5.2. ESTABLECIMIENTO DE CONDICIONES EXPERIMENTALES INVARIANTES.

En el estudio experimental del enfriamiento continuo de los cinco aceros inoxidable martensíticos objeto de este trabajo, además de la composición química y el estado inicial se han

mantenido, como factores experimentales invariantes, la velocidad de calentamiento y el tiempo de mantenimiento a las dos diferentes temperaturas de calentamiento ensayadas en cada acero.

Por consideraciones expuestas anteriormente, los calentamientos se realizaron a una velocidad constante de $0,5 \text{ K.s}^{-1}$.

El tiempo de mantenimiento se fijó en 60 segundos, sobre probetas de ensayo de 2 mm de espesor y 12 mm de longitud.

Según los diagramas de austenización representados en las figuras 26 a 30, los estados de austenización que tendrán estos aceros a las temperaturas convencionales y óptimas, por efecto de calentamientos continuos a velocidad de $0,5 \text{ K.s}^{-1}$, son los indicados en la tabla X.

Como se observa, en esta tabla se han incluido las temperaturas de los puntos críticos A_{cc} de cada acero correspondientes a la velocidad de calentamiento de $0,5 \text{ K.s}^{-1}$.

Tabla X.- Estados de austenización

Acero	$A_{cc}(K)$ $v_c: 0,5 \text{ K.s}^{-1}$	Temperatura de calenta- miento (K)	Estado de auste- nización
X60Cr14MoV	1453	1323	Austenita + Carburos
		1373	Austenita + Carburos
X45Cr14MoV	1391	1313	Austenita + Carburos
		1403	Austenita no homogénea
X45Cr13	1383	1333	Austenita + Carburos
		1393	Austenita no homogénea
X30Cr13	1360	1313	Austenita + Carburos
		1423	Austenita no homogénea
X20Cr13	1344	1303	Austenita + Carburos
		1383	Austenita no homogénea

Evidentemente, cuando la temperatura de calentamiento de un acero es inferior a la de su respectivo A_{cc} , la estructura del estado de austenización estará formada por austenita y carburos complejos sin disolver; por el contrario, cuando dicha temperatura es superior a la del A_{cc} , la estructura del estado

de austenización será totalmente austenítica, aunque esta fase no haya alcanzado la homogeneidad de composición.

5.3. DETERMINACION DILATOMETRICA DE LOS PUNTOS DE TRANSFORMACION EN ENFRIAMIENTO CONTINUO.

Las fases y microconstituyentes que se pueden generar por descomposición anisotérmica de la austenita en estos aceros son: ferrita, perlita y martensita. A continuación se analiza brevemente la sistemática empleada para la localización de los puntos correspondientes a estas transformaciones sobre las curvas dilatométricas.

En enfriamiento continuo existen transformaciones tales como la ferrítica ($\gamma \rightarrow \alpha$), en las que la dilatación macroscópica de la probeta es tan grande que no sólo compensa la contracción lineal y normal experimentada en el propio enfriamiento de la austenita, sino que la supera, llegando a invertir el signo de la pendiente y apareciendo así el correspondiente mínimo en la curva dilatométrica. Progresivamente y a medida que se desarrolla la transformación, la curva evoluciona pasando por un punto de inflexión hacia un máximo para volver posteriormente a contraer. Este punto, que indica el final de la transformación ferrítica y el comienzo en su caso de la

perlítica, es el punto A_{r1} , como se observa en la figura 46.

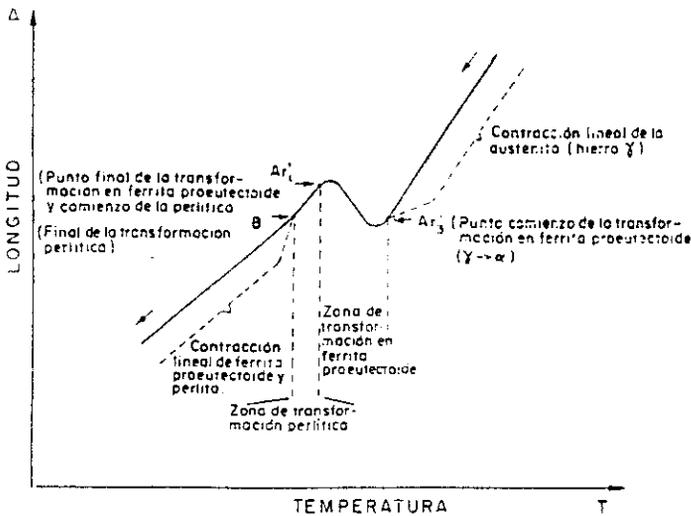


Fig. 46.- Situación de los puntos principio y final de transformación ferrítica y perlítica, sobre la curva dilatométrica de enfriamiento.

En las probetas enfriadas lentamente en las que su estructura final es de ferrita+perlita, la localización del punto final de transformación perlítica es más difícil de determinar por

métodos dilatométricos, ya que el tramo de curva que la define no presenta una conducta general de variación característica.

Con objeto de salvar las dificultades que existen para determinar con exactitud el punto final de la transformación perlítica por medio de las curvas de variación de longitud-temperatura, el estudio dilatométrico se complementa con un método metalográfico cuya fiabilidad experimental es óptima (141).

Este método consiste en enfriar lentamente y a velocidad determinada una probeta del acero ensayado hasta alcanzar una temperatura preestablecida en la que se supone transformada totalmente la austenita en ferrita+perlita. Una vez alcanzada dicha temperatura, se interrumpe el enfriamiento normal programado en la probeta para templarla rápidamente.

Si la temperatura de interrupción preestablecida para el ensayo es igual o menor que la temperatura real de transformación total de la austenita para esa velocidad de enfriamiento, el análisis microscópico efectuado sobre la probeta revelará una microestructura formada totalmente por ferrita y perlita. A continuación van repitiéndose ensayos como el anterior, con idéntica velocidad de enfriamiento pero aumentando la

temperatura de interrupción, hasta obtener después del temple una microestructura de ferrita+perlita con la presencia de algunos núcleos aislados de martensita. La presencia de esta fase indicará, lógicamente, que durante el enfriamiento de la probeta hasta dicha temperatura de interrupción, la austenita no se había transformado totalmente en ferrita+perlita y que la cantidad de austenita sin transformar a la temperatura de interrupción, se ha transformado en martensita.

La temperatura correspondiente al final de la transformación perlítica para una velocidad de enfriamiento determinada, será la más alta posible desde la que, interrumpido el enfriamiento normal de la probeta y templada rápidamente, se obtenga una microestructura final totalmente ferrítico-perlítica.

La magnitud de las respuestas dilatométricas correspondientes a cada transformación, depende en gran medida del grado de deformación macroscópica en el que se encuentra la probeta de ensayo en el momento de producirse dichas transformaciones y, en definitiva, del porcentaje de fases y/o microconstituyentes y número de ellos que se formaron con anterioridad a uno determinado. Por tanto, no es posible establecer a este respecto una ley general, ni afirmar que la dilatación experimentada en el curso de la formación de un

microconstituyente o fase específica es de mayor magnitud que otra, puesto que dependerá de los niveles de contracción alcanzados en el enfriamiento y de si antes se habían producido o no otros tipos de transformaciones que, al generar las correspondientes dilataciones absolutas o relativas, producirían las consiguientes interferencias y modificaciones en las dilataciones específicas originadas por la formación de nuevos microconstituyentes.

La transformación ferrítica no es la única capaz de producir una inversión de pendiente en la curva dilatométrica, sino que también puede ser originada por la transformación martensítica, que es, sin duda, la que más espectacularmente se revela por métodos dilatométricos.

Existen dos causas fundamentales que pueden explicar este hecho. Una es el propio sistema en que cristaliza la martensita, y otra la baja temperatura a que se produce esta transformación. Como ya se ha señalado en este trabajo, la martensita es una fase metaestable formada por saturación de carbono en el hierro α ; cristaliza en el sistema tetragonal que es un cúbico centrado en el cuerpo distorsionado en una de sus tres longitudes por la presencia de átomos de carbono en posiciones intersticiales de la red.

Según esto, parece evidente que la dilatación macroscópica producida durante la transformación de austenita en martensita sea mayor que la correspondiente a la formación de ferrita (hierro α B.C.C.), ya que en aquélla, la austenita (F.C.C.) se ha transformado en un constituyente que tiene un efecto adicional de dilatación producido por la propia tetragonalidad de su red. Por otra parte, al ser la martensita un microconstituyente formado a bajas temperaturas, el nivel de contracción experimentado por la austenita durante el enfriamiento rápido hasta M_s debe haber sido grande y, en estas condiciones, la transformación martensítica, origen de importantes dilataciones, puede producir variaciones relativas más bruscas sobre la curva dilatométrica que si dicha transformación se hubiera producido a temperaturas superiores, donde el nivel de contracción alcanzado por enfriamiento de la austenita habría sido menor.

La figura 47.a) representa la curva dilatométrica de una probeta que, sometida a temple, alcanza una microestructura totalmente martensítica. En algunas ocasiones el radio de curvatura del mínimo de la curva es tan pequeño que llega a adoptar una forma sensiblemente angular, figura 47.b).

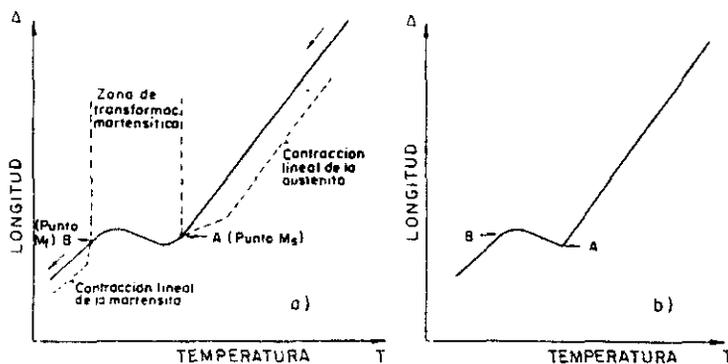


Fig. 47.- Situación de los puntos principio y final de transformación martensítica sobre la curva dilatométrica.

Dada la gran similitud que tienen los efectos dilatométricos producidos por las transformaciones de la austenita en sus diferentes productos de descomposición, se puede plantear la pregunta de cómo distinguir en ellos la formación de unos u

otros microconstituyentes, es decir, cómo saber si para una determinada velocidad de enfriamiento, la curva dilatométrica de la probeta indica la transformación ferrítica, perlítica o martensítica.

La respuesta sería obvia si existieran unos intervalos fijos de temperatura que delimitaran las posibilidades de formación de cada una de las fases o microconstituyentes pero, el hecho real es que esta delimitación no existe y que los intervalos de temperatura en los que se pueden producir las transformaciones son tan amplios que pueden llegar a solaparse entre sí. Este es uno de los motivos fundamentales que hacen del análisis metalográfico un método complementario de apoyo, necesariamente unido al método dilatométrico en el estudio e identificación de transformaciones de inequilibrio.

Mediante el estudio metalográfico de toda probeta ensayada a una determinada velocidad de enfriamiento, podremos conocer las fases y microconstituyentes presentes en su microestructura final y, por consiguiente, el número de transformaciones sufridas por la austenita.

Todas estas transformaciones se ven reflejadas por las correspondientes variaciones de pendiente que, de forma más o

menos acentuada, se producen en la curva dilatométrica registrada en cada ensayo. La secuencia en que tiene lugar la formación de los microconstituyentes transformados de la austenita es teóricamente conocida y esto permite asociar cada variación de pendiente detectada en la curva dilatométrica a su correspondiente transformación.

Aunque, como ya hemos señalado, los intervalos de temperatura posibles en que se producen las formaciones de fases y microconstituyentes son tan amplios, que se pueden solapar entre sí, el orden en que éstos aparecen durante la transformación total de la austenita por enfriamiento continuo está perfectamente establecido. Por tanto, si en la estructura final de una probeta observada al microscopio están presentes los tres productos en que se puede descomponer, por enfriamiento continuo, la austenita de estos aceros, éstos se habrán formado necesariamente según el siguiente orden: ferrita-perlita-martensita. Si únicamente aparecen dos de ellos, se mantendrá el mismo orden de formación señalado, sin más que eliminar el que no estuviera presente en la microestructura final.

Las pautas generales expuestas en este apartado para la determinación de los puntos de transformación anisotérmica de

la austenita, han permitido profundizar en el conocimiento de las transformaciones de inequilibrio que se producen en estos aceros y obtener sus correspondientes diagramas experimentales T.T.T. de enfriamiento continuo.

5.4. DIAGRAMAS EXPERIMENTALES T.T.T. DE ENFRIAMIENTO CONTINUO.

Los diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo permiten conocer la evolución de las transformaciones estructurales producidas en un acero en el curso de enfriamientos a diferentes velocidades.

La construcción de los diagramas experimentales T.T.T. de cada acero exige que todos los factores que influyen sobre la transformación anisotérmica de la austenita permanezcan constantes, a excepción, lógicamente, de la velocidad de enfriamiento, cuyo intervalo de variación debe permitir la formación de todas las posibles fases y/o microconstituyentes generados por descomposición anisotérmica de la austenita. Para ello, probetas con idéntica composición química y a partir del mismo estado inicial, han sido sometidas a ciclos térmicos en los que los parámetros de calentamiento (velocidad, temperatura y tiempo) se han mantenido invariables, realizando el enfriamiento a distintas velocidades.

En las figuras 48 a 57 se representan los diagramas experimentales T.T.T. de enfriamiento continuo de los cinco aceros inoxidables martensíticos estudiados. Las condiciones invariantes preestablecidas para su determinación se resumen en la parte superior de cada uno de ellos.

Los parámetros empleados tradicionalmente para caracterizar los diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo han sido las velocidades críticas de enfriamiento, que se definen como las velocidades límite para obtener una determinada transformación. Las empleadas en este trabajo han sido las siguientes:

Velocidad crítica de temple martensítico: es la velocidad de enfriamiento mínima para obtener una estructura totalmente martensítica.

Velocidad crítica de transformación total en perlita: es la velocidad de enfriamiento máxima para obtener una estructura constituida únicamente por perlita.

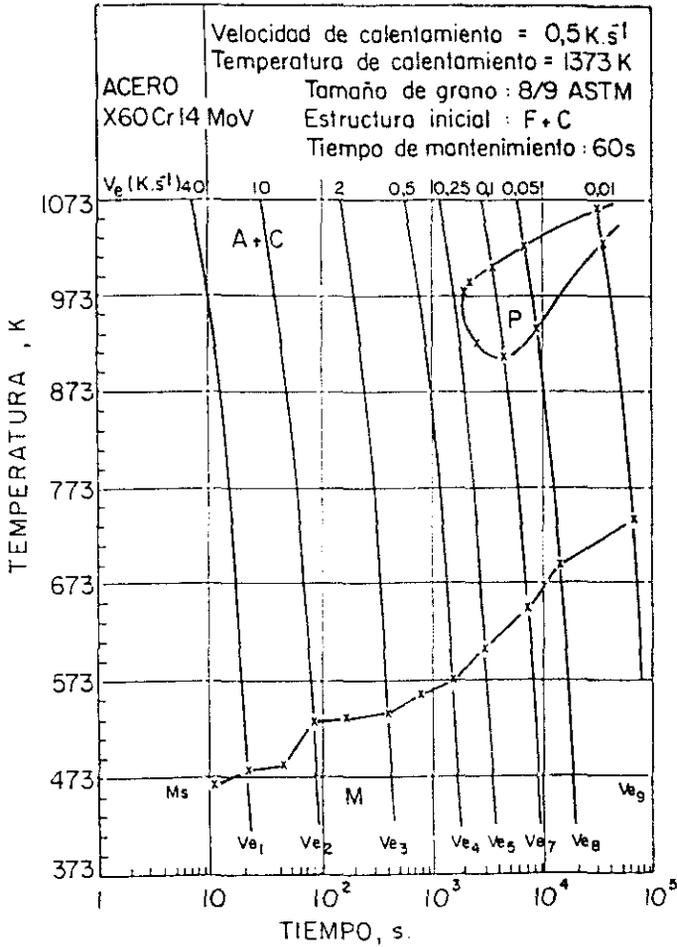


Fig. 48.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1373 K . Acero X60Cr14MoV.

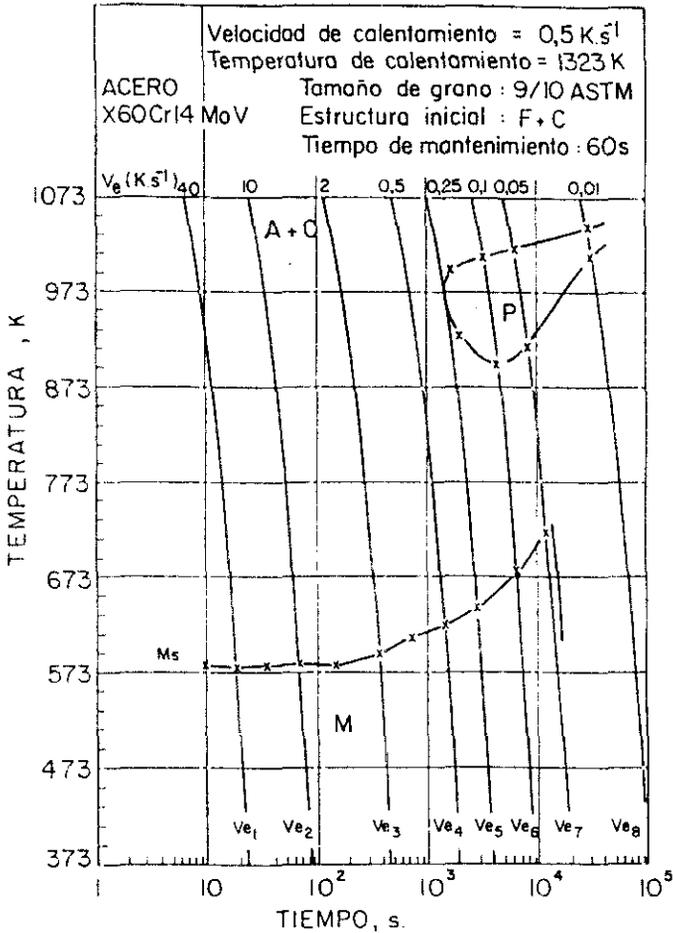


Fig. 49.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1323 K . Acero X60Cr14MoV.

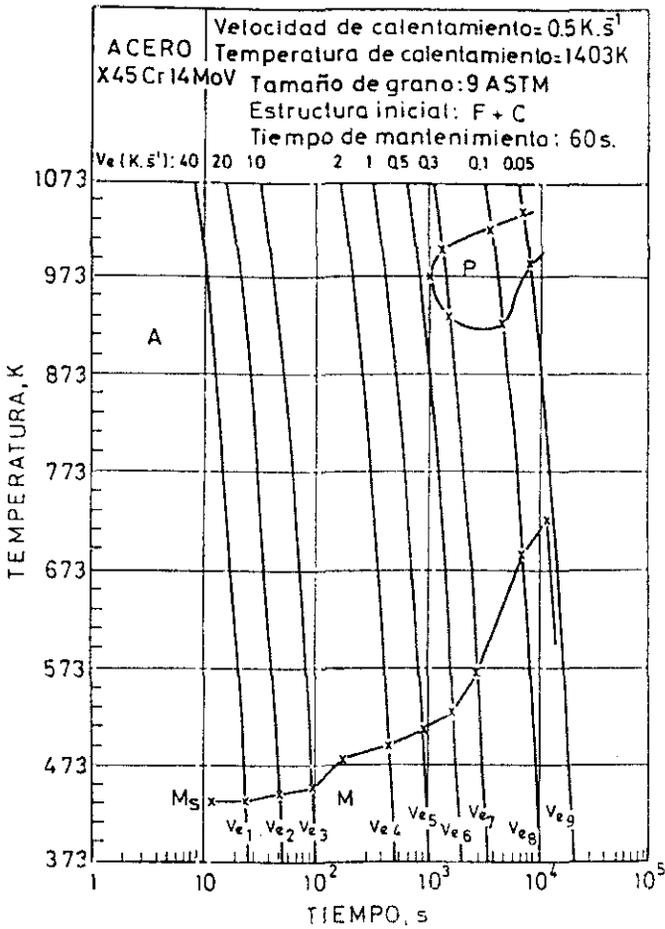


Fig. 50.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1403 K. Acero X45Cr14MoV.

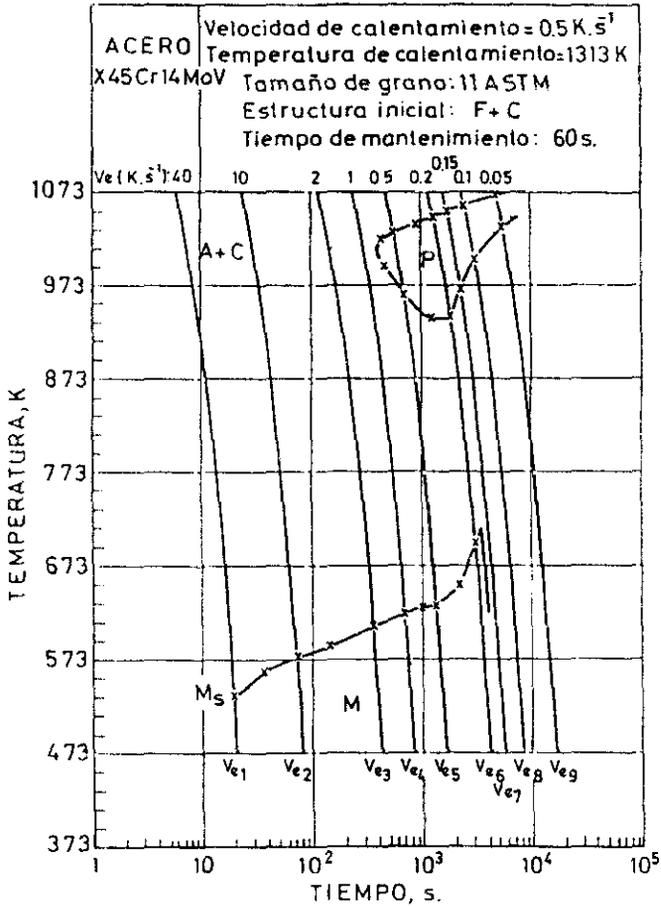


Fig. 51.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1313 K . Acero X45Cr14MoV.

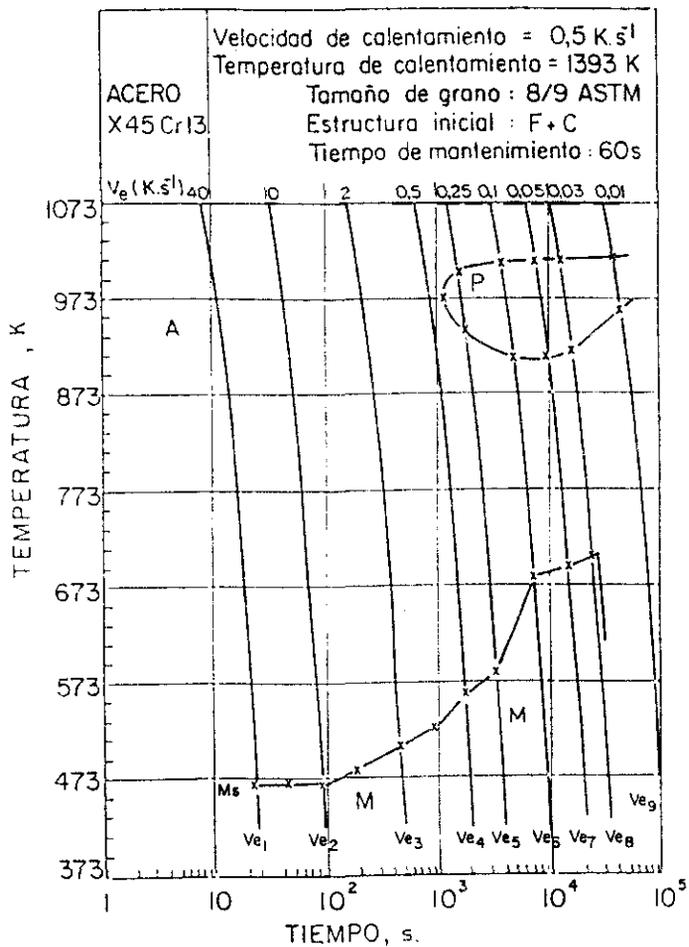


Fig. 52.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1393 K . Acero X45Cr13.

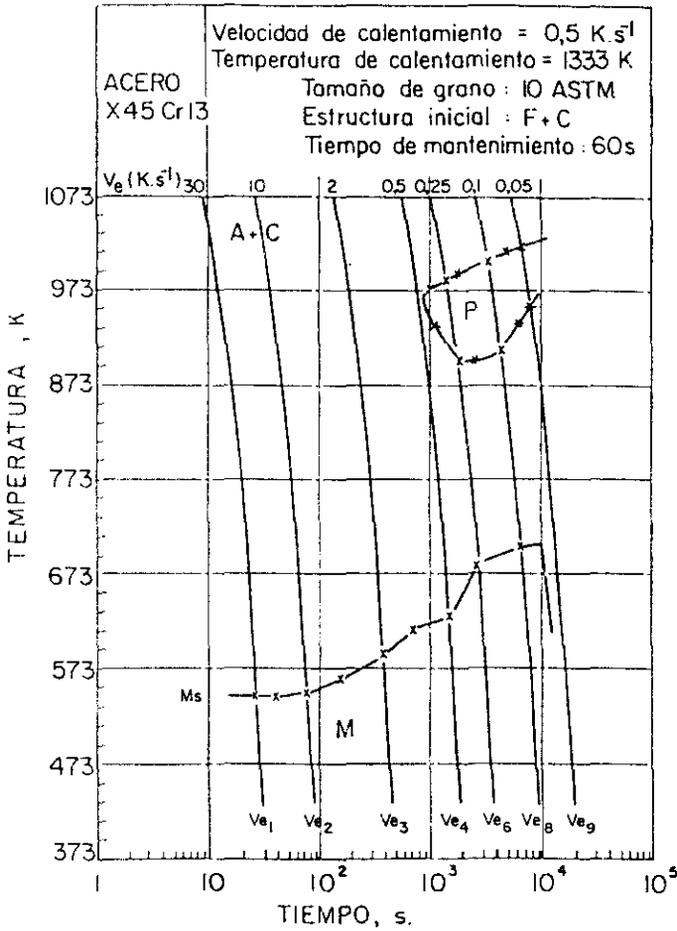


Fig. 53.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1333 K . Acero X45Cr13.

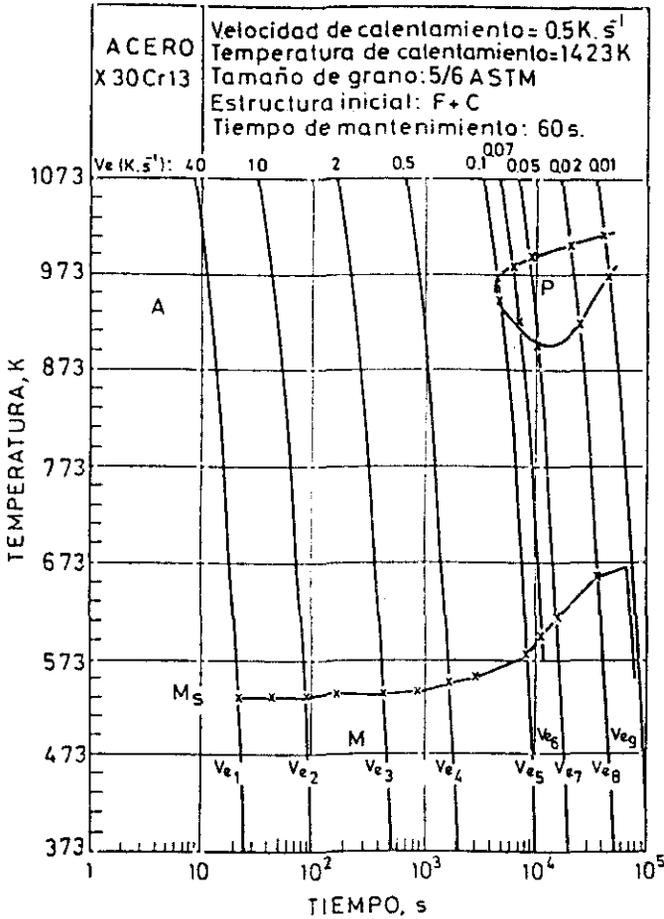


Fig. 54.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1423 K. Acero X30Cr13.

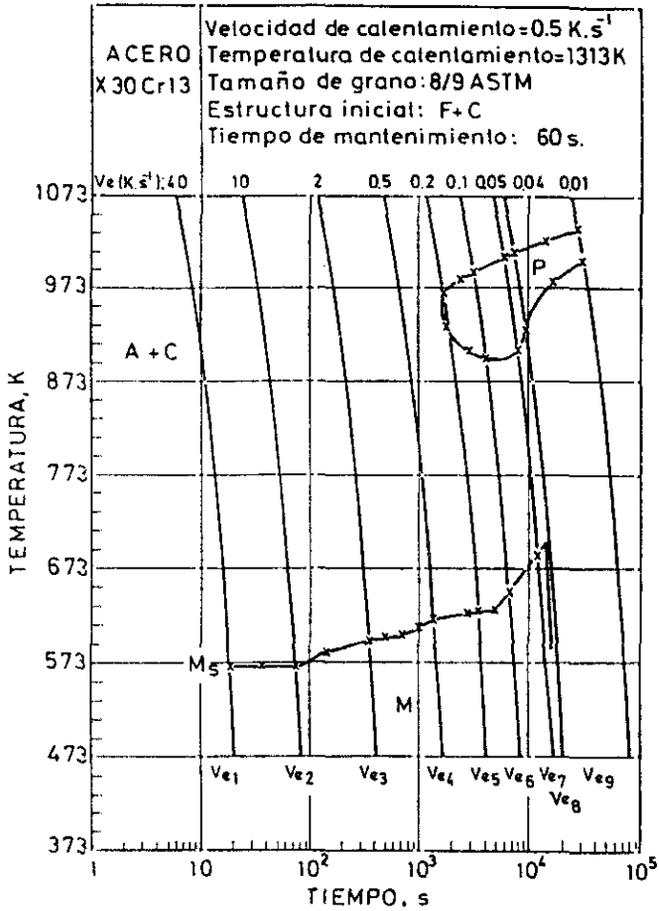


Fig. 55.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1313 K . Acero X30Cr13.

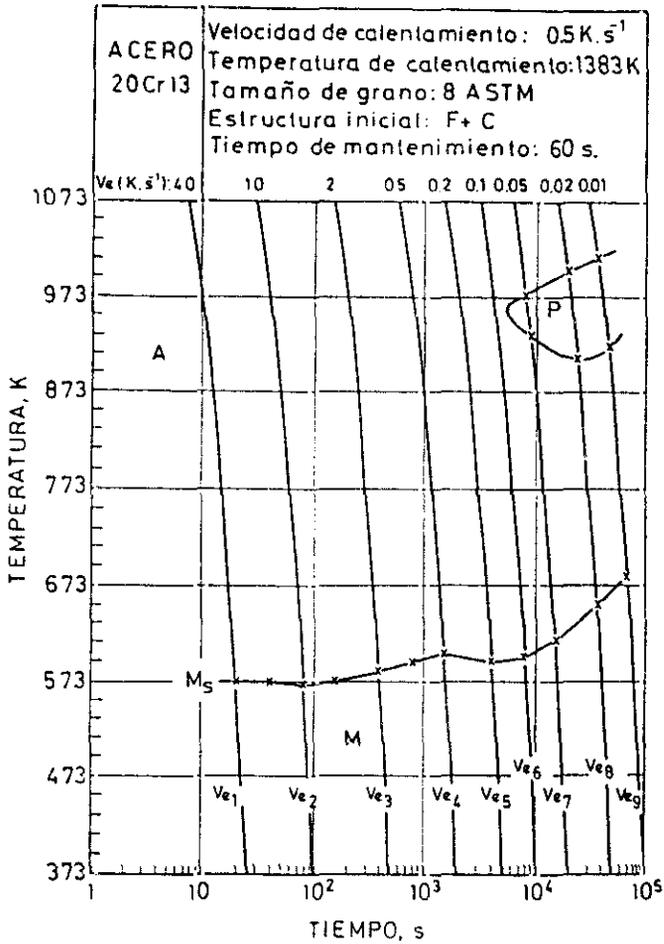


Fig. 56.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1383 K . Acero X20Cr13.

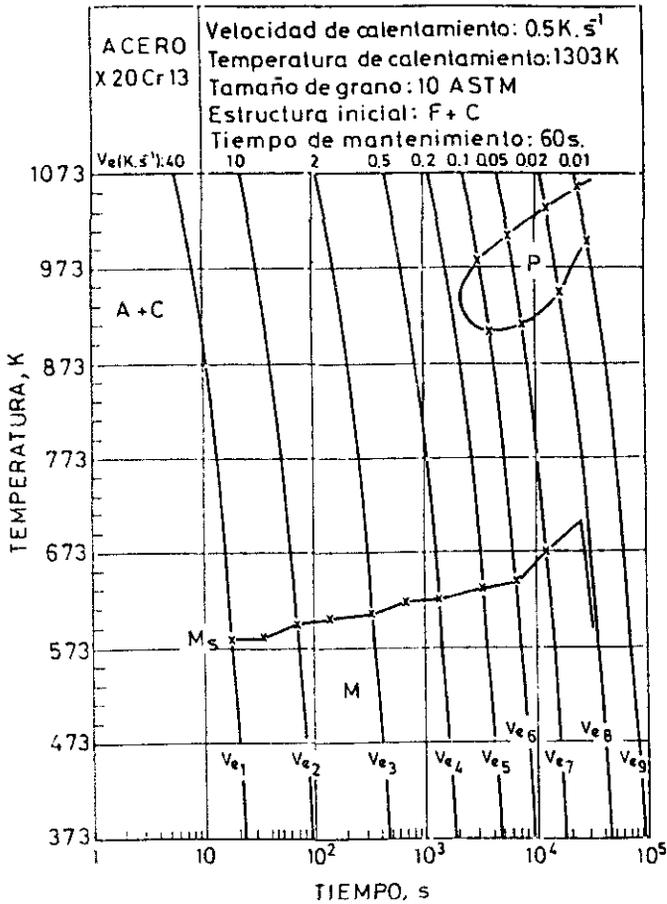


Fig. 57.- Diagrama T.T.T. de enfriamiento continuo desde 1303K . Acero X20Cr13.

Sin embargo el empleo de las velocidades críticas no permite establecer comparaciones reales entre diagramas, ya que la curva de velocidad de enfriamiento será distinta para cada temperatura de austenización. Por esta razón se ha introducido el concepto de índices K, que caracterizan con más rigor las transformaciones de la austenita, facilitando el empleo y aplicación práctica de los diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo.

El índice K se define como el tiempo necesario para que, durante un determinado proceso de enfriamiento, la temperatura de la probeta ensayada pase de 1073 a 773 K. Generalmente, para los diferentes índices K de enfriamiento crítico se emplea la notación $\Delta t_{8/5}$, por corresponder al tiempo de enfriamiento entre las dos temperaturas indicadas anteriormente, expresadas en grados centígrados, (800 a 500°C).

Los índices K de enfriamiento crítico más representativos en los diagramas T.T.T. de estos aceros son:

- Índice K_m de enfriamiento crítico para la transformación completa en martensita. Es el mayor tiempo de enfriamiento posible entre 1073 y 773 K para que se produzca la transformación completa de la fase austenítica en martensita

(microestructura final totalmente martensítica).

El valor de $\Delta t_{8/5}$ para este índice, coincidirá, en los diagramas de los aceros ensayados, con el del índice de enfriamiento crítico para el comienzo de la transformación perlítica, pues éste es el microconstituyente que aparecería inmediatamente después de la martensita para $\Delta t_{8/5}$ superiores a aquél.

- Índice K_p de enfriamiento crítico para la transformación completa en perlita. Es el menor tiempo de enfriamiento necesario entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) para que se produzca la transformación total de la austenita en perlita (microestructura final perlítica).

Aunque estos son los índices que definen mejor las características específicas de los diagramas T.T.T. de los aceros estudiados, de forma análoga se podrían emplear tantos otros como fuera necesario para definir, no sólo el comienzo y final de una transformación, sino los porcentajes de una determinada fase y/o microconstituyente en la microestructura final.

Con objeto de esquematizar los resultados obtenidos de los

diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo de los aceros estudiados, la tabla XI recoge los índices K y velocidades críticas de transformación completa en martensita y en perlita.

Tabla XI.- Parámetros críticos de enfriamiento

Acero	Temp. de Calentamiento (K)	K_m ($\Delta t_{8/5}$) (s)	Veloc. crítica de martensita ($K.s^{-1}$)	K_p ($\Delta t_{8/5}$) (s)	Veloc. crítica de perlita ($K.s^{-1}$)
X60Cr14MoV	1323	1200	0,25	7500	0,04
	1373	1500	0,20	>30000	<0,01
X45Cr14MoV	1313	400	0,75	2000	0,15
	1403	750	0,40	6000	0,05
X45Cr13	1333	600	0,50	4200	0,07
	1393	750	0,40	15000	0,02
X30Cr13	1313	860	0,35	7500	0,04
	1423	2000	0,15	30000	0,01
X20Cr13	1303	1500	0,20	15000	0,02
	1383	3000	0,10	>30000	<0,01

Los resultados experimentales obtenidos en este trabajo para los parámetros críticos de enfriamiento, tabla XI, demuestran

que, en los cinco aceros ensayados, la austenita se transforma totalmente en martensita, incluso para velocidades de enfriamiento muy bajas. Evidentemente, estos aceros inoxidables martensíticos, denominados de autotemple, se caracterizan por su alta templabilidad si bien, el significado de esta propiedad y su relación con la velocidad crítica de transformación total en martensita, son cuestiones que deben ser tratadas con el necesario rigor conceptual para poder interpretar de forma coherente los resultados experimentales.

A excepción del cobalto, todos los elementos de aleación aumentan en mayor o menor grado la templabilidad de los aceros; esto implica que las velocidades críticas de transformación total en martensita disminuyen. Sin embargo, es importante precisar a este respecto que la templabilidad del acero se refiere implícitamente a la de su fase austenítica; sólo en tanto en cuanto la austenita sea capaz de aumentar su concentración de elementos aleantes en solución sólida, se producirá un aumento de templabilidad en el acero.

En los aceros hipoeutectoides de baja aleación éste es un hecho general; durante la austenización de los mismos, los elementos aleantes se incorporan en solución sólida al hierro γ y esta fase -la austenita- tendrá la misma composición química que el

propio acero del que procede. En estos aceros se podrá predecir que, a igualdad de tamaño de grano austenítico, la templabilidad de diferentes aceros aumentará con el contenido de elementos aleantes. Sin embargo, esta afirmación no es rigurosamente cierta cuando en el calentamiento del acero, además de la fase austenítica, existen otras fases que, por su propia constitución, obligarán a que la composición química general del acero sea diferente a la de su fase austenítica.

En los aceros inoxidables martensíticos, las fases que coexisten con la austenita en el estado de austenización son los carburos complejos. Estos carburos están formados por carbono y diferentes elementos aleantes carburígenos y, como consecuencia, en función de la cantidad y naturaleza de carburos que haya a la temperatura de calentamiento, la austenita de un mismo acero podrá tener diferente composición. A mayor cantidad de carburos, más se alejará la composición de la austenita de la general del acero del que procede. En definitiva, la velocidad crítica de transformación total de la austenita en martensita dependerá de su propia composición a la temperatura de calentamiento y no de la composición química del acero a temperatura ambiente.

Por otra parte, aun estando todos los carburos disueltos en la austenita a la temperatura de calentamiento, la propia heterogeneidad de composición creada en dicha fase durante el proceso de disolución, haría imposible hacer predicciones válidas sobre las velocidades críticas en base a la composición general de estos aceros, pues cada zona de austenita tendría, en función de su composición, una velocidad crítica diferente. Según su definición, la velocidad crítica de transformación martensítica obtenida experimentalmente correspondería a la de las zonas de austenita más empobrecidas en carbono y elementos carburígenos, no a la de una austenita homogénea de igual composición que el acero. Únicamente en estas condiciones, austenita homogénea, sería posible establecer relaciones entre la composición química general de estos aceros y sus parámetros críticos de enfriamiento.

Todas estas consideraciones explican por qué, desde los estados de austenización elegidos para los aceros estudiados, se obtienen resultados experimentales de parámetros críticos que no son comparables entre sí y que no guardan la misma relación con la composición química que los aceros de baja aleación.

5.5. EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENITICO SOBRE LOS
PARAMETROS CRITICOS DE ENFRIAMIENTO.

En la tabla XII se recogen los valores del tamaño de grano austenítico de cada acero a sus correspondientes temperaturas convencionales y óptimas.

Tabla XII.- Tamaños de grano austenítico a las temperaturas convencional y óptima.

Acero	Tamaño de grano austenítico ASTM	
	Tª Convencional	Tª Optima
X60Cr14MoV	9/10	8/9
X45Cr14MoV	11	9
X45Cr13	10	8/9
X30Cr13	8/9	5/6
X20Cr13	10	8

Estos resultados ponen de manifiesto que la elevación de temperaturas de calentamiento propuesta en este trabajo para optimizar la dureza de los aceros estudiados, produce un crecimiento de grano austenítico moderado. Es importante

resaltar la eficaz acción inhibitoria producida por los carburos sobre dicho crecimiento. En general, cuanto mayor sea el contenido de carburos en el acero durante su proceso de calentamiento, menor será el crecimiento de grano austenítico asociado al aumento de temperatura. Hay que tener en cuenta, además, la posición relativa de las temperaturas de calentamiento respecto a los intervalos en los que se producen los fenómenos de disolución de carburos en cada acero, cuyo límite superior corresponde al punto crítico A_{cc} .

Como se desprende de la tabla XII, todos los aceros ensayados en este trabajo mantienen tamaños de grano finos (≥ 6 ASTM) a las temperaturas óptimas propuestas. En los tres aceros de mayor contenido de carbono, la acción de los carburos permite inhibir eficazmente el crecimiento de grano austenítico, manteniéndolos a niveles muy finos (≥ 8 ASTM), incluso en el caso del X45Cr14MoV y del X45Cr13 cuyas temperaturas óptimas superan ligeramente a las de sus correspondientes A_{cc} .

En los dos aceros de menor contenido de carbono, X30Cr13 y X20Cr13, el crecimiento de grano entre la temperatura de calentamiento convencional y la óptima es más acusado. En efecto, en dichos aceros la acción inhibitoria de los carburos es menos eficaz, ya que sus temperaturas óptimas, especialmente

en el caso del acero X30Cr13, son significativamente superiores a las de sus respectivas temperaturas de disolución total A_{cc} .

Como ya ha sido señalado en este trabajo, el tamaño de grano tiene una influencia decisiva sobre el tipo de transformación que sufrirá la austenita durante el enfriamiento continuo. Con la finalidad de analizar esta influencia, en la tabla XIII se recogen los valores de las velocidades críticas de transformación total en perlita y martensita correspondientes a los diferentes tamaños de grano alcanzados en cada acero por calentamientos a las temperaturas prefijadas en los diagramas T.T.T. (temperaturas convencionales y óptimas).

Estos resultados experimentales confirman que el aumento de tamaño de grano austenítico de un acero produce un desplazamiento de su frente de transformación perlítico hacia velocidades de enfriamiento inferiores, más acusado cuanto mayor es el crecimiento de grano.

Tabla XIII.- Influencia del tamaño de grano austenítico sobre las velocidades críticas perlítica y martensítica.

Acero	T* Calentamiento (K)	Tamaño grano austenítico (ASTM)	Veloc. Crítica de perlita (K.s ⁻¹)	Veloc. crítica de martensita (K.s ⁻¹)
X60Cr14MoV	1323	9/10	0,04	0,25
	1373	8/9	<0,01	0,20
X45Cr14MoV	1313	11	0,15	0,75
	1403	9	0,05	0,40
X45Cr13	1333	10	0,07	0,50
	1393	8/9	0,02	0,40
X30Cr13	1313	8/9	0,04	0,35
	1423	5/6	0,01	0,15
X20Cr13	1303	10	0,02	0,20
	1383	8	<0,01	0,10

Aunque el crecimiento de grano austenítico que se produce en los cinco aceros ensayados, al aumentar la temperatura de calentamiento desde la convencional a la óptima, se mantiene en niveles admisibles, de la tabla anterior se deduce que variaciones muy pequeñas del tamaño de grano austenítico, como

en el caso del acero X60Cr14MoV y del X45Cr13, son suficientes para disminuir la velocidad crítica de transformación total en martensita.

En los aceros X45Cr14MoV, X30Cr13 y X20Cr13, donde las diferencias de tamaños de grano entre la temperatura convencional y óptima son más acusadas, la velocidad crítica de la martensita se reduce aproximadamente a la mitad.

5.6. DIAGRAMAS $\Delta t_{8/5}$ - MICROESTRUCTURAS - DUREZA FINAL. ESTUDIO METALOGRAFICO.

Los diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo, figuras 48 a 57, aportan una valiosa información cualitativa de las fases y microconstituyentes generados por transformación anisotérmica de la austenita, imprescindible para el conocimiento de los tratamientos térmicos de los aceros. Sin embargo, con objeto de completar al máximo esta información, el estudio experimental de este trabajo comprende también resultados cuantitativos de gran interés. En este sentido, las figuras 58 a 67 recogen los diagramas dureza - composición microestructural en función de la velocidad de enfriamiento, expresada a través del tiempo de enfriamiento entre 1073 K y 773 K ($\Delta t_{8/5}$), y los respectivos estudios metalográficos de una

selección de microestructuras finales, que corresponden a las velocidades más significativas representadas a su vez en cada uno de los diagramas experimentales T.T.T.

Las curvas de los diagramas dureza - composición microestructural - $\Delta t_{8/5}$, representan los valores de dureza que se obtienen para cada una de las posibles microestructuras generadas en el acero por diferentes procesos de enfriamiento. La interpretación y lectura de dichos diagramas es directa, pues el corte vertical que representa un tiempo de enfriamiento determinado, $\Delta t_{8/5}$, con cada una de las curvas del diagrama da, en la escala de la derecha, los porcentajes de cada una de las fases y microconstituyentes presentes en la microestructura final y, en la escala izquierda, el valor correspondiente de su dureza HV5.

Tal como se indicó anteriormente, en los estudios metalográficos se han seleccionado las microestructuras obtenidas a las velocidades de enfriamiento más significativas de cada diagrama T.T.T. En cada una de estas microestructuras, además de la velocidad, figura el $\Delta t_{8/5}$ correspondiente y su composición microestructural.

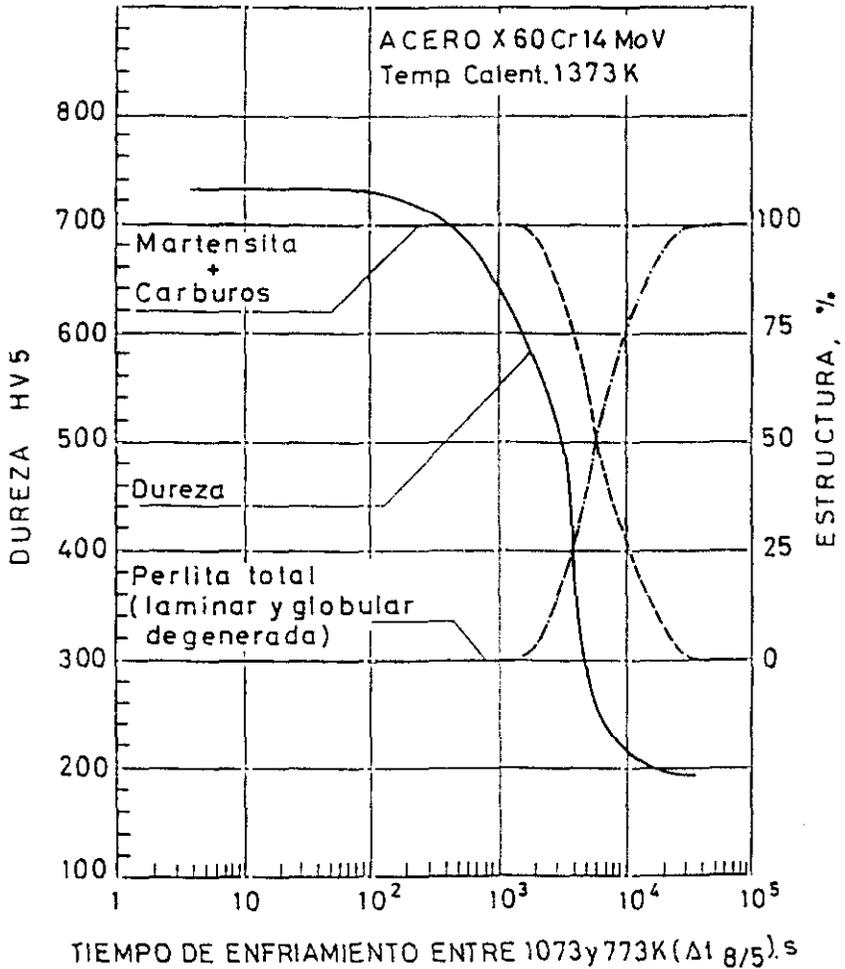
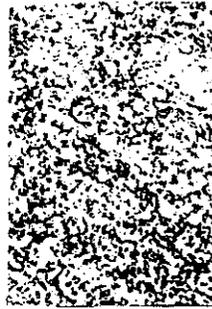


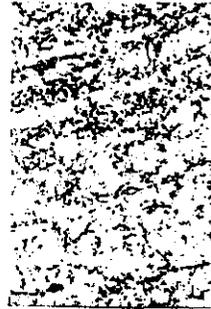
Fig. 58. - Diagrama dureza - % de estructura en función de $At_{8/5}$ del acero X60Cr14MoV desde 1373 K. Estudio metalográfico (x800).



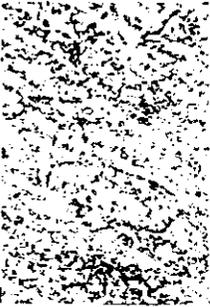
$v_{e1} = 40 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



$v_{e2} = 10 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_{e3} = 2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



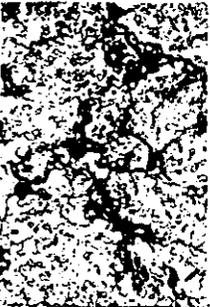
$v_{e4} = 0,5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e5} = 0,25 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1200 \text{ s}$



$v_{e6} = 0,2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1500 \text{ s}$



$v_{e7} = 0,1 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 15% P; 85% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e8} = 0,05 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 50% P; 50% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$



$v_{e9} = 0,01 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 95% P; 5% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30.000 \text{ s}$

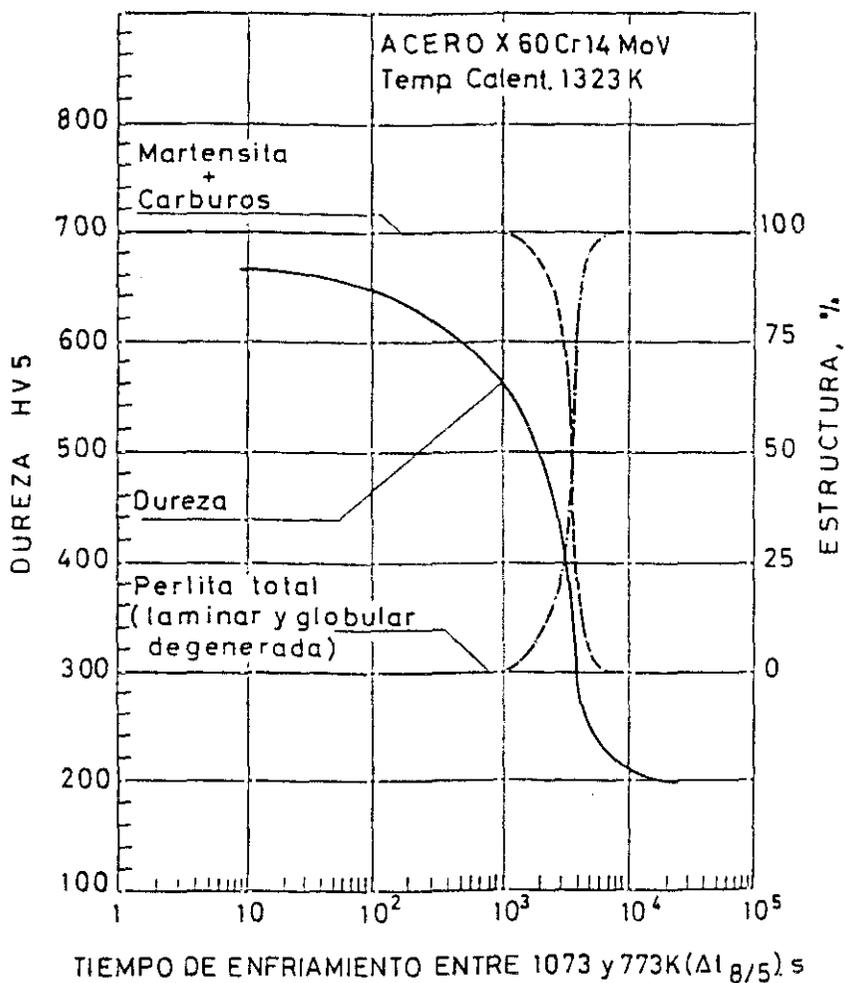
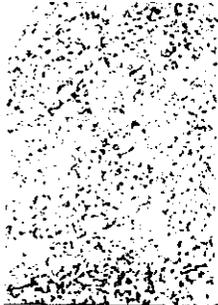
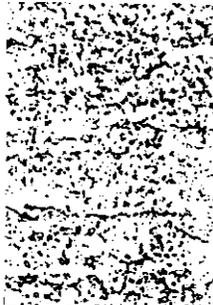


Fig. 59.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X60Cr14MoV desde 1323 K. Estudio metalográfico (x800).



$v_{e_1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



$v_{e_2} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_{e_3} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



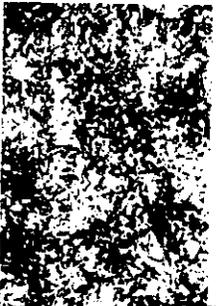
$v_{e_4} = 0,5 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



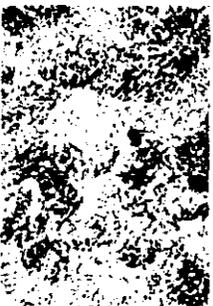
$v_{e_5} = 0,25 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1200 \text{ s}$



$v_{e_6} = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 15% P; 85% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e_7} = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 95% P; 5% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$



$v_{e_8} = 0,01 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P;
 $\Delta t_{8/5} = 30.000 \text{ s}$

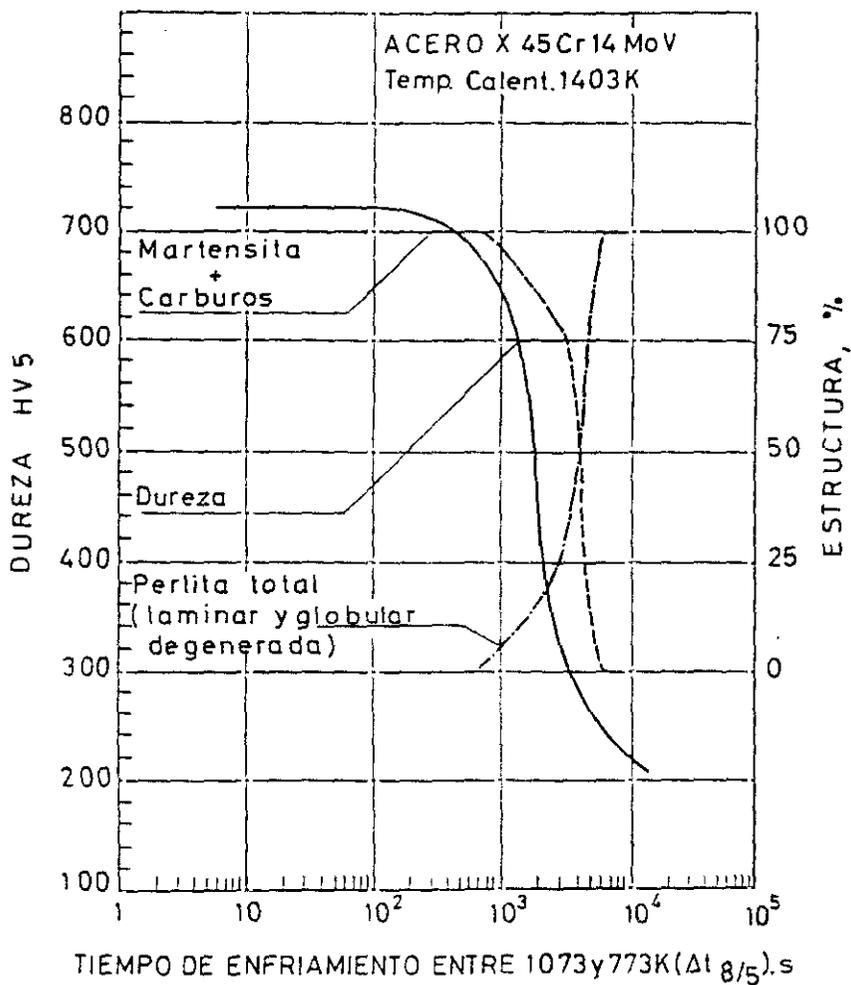


Fig. 60.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X45Cr14MoV desde 1403 K. Estudio metalográfico (x800).



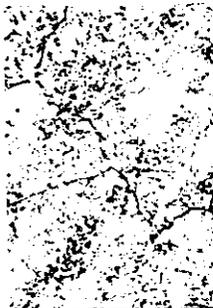
$v_{e_1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



$v_{e_2} = 20 \text{ K.s}^{-1}$; 100% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 15 \text{ s}$



$v_{e_3} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_{e_4} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



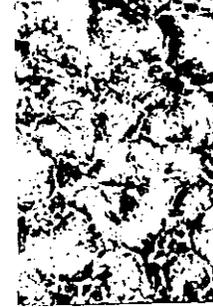
$v_{e_5} = 1 \text{ K.s}^{-1}$; 100% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 300 \text{ s}$



$v_{e_6} = 0,5 \text{ K.s}^{-1}$; 100% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e_7} = 0,3 \text{ K.s}^{-1}$; 98% P; 98% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 1000 \text{ s}$



$v_{e_8} = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 25% P; 75% H+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e_9} = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$

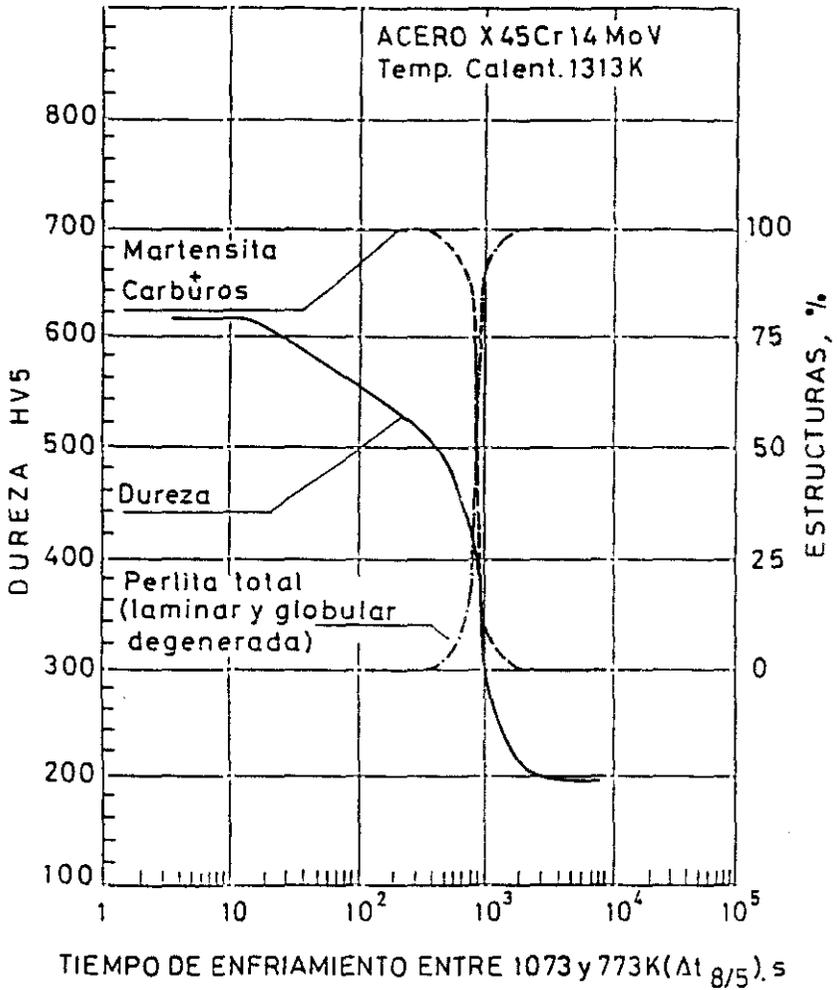


Fig. 61.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X45Cr14MoV desde 1313 K. Estudio metalográfico (x800).



$v_{e1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



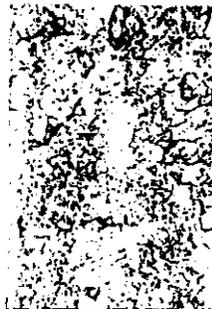
$v_{e2} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_{e3} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



$v_{e4} = 1 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 300 \text{ s}$



$v_{e5} = 0,5 \text{ K.s}^{-1}$; 5% P; 95% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e6} = 0,2 \text{ K.s}^{-1}$; 95% P; 5% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1.500 \text{ s}$



$v_{e7} = 0,15 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 2000 \text{ s}$



$v_{e8} = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e9} = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$

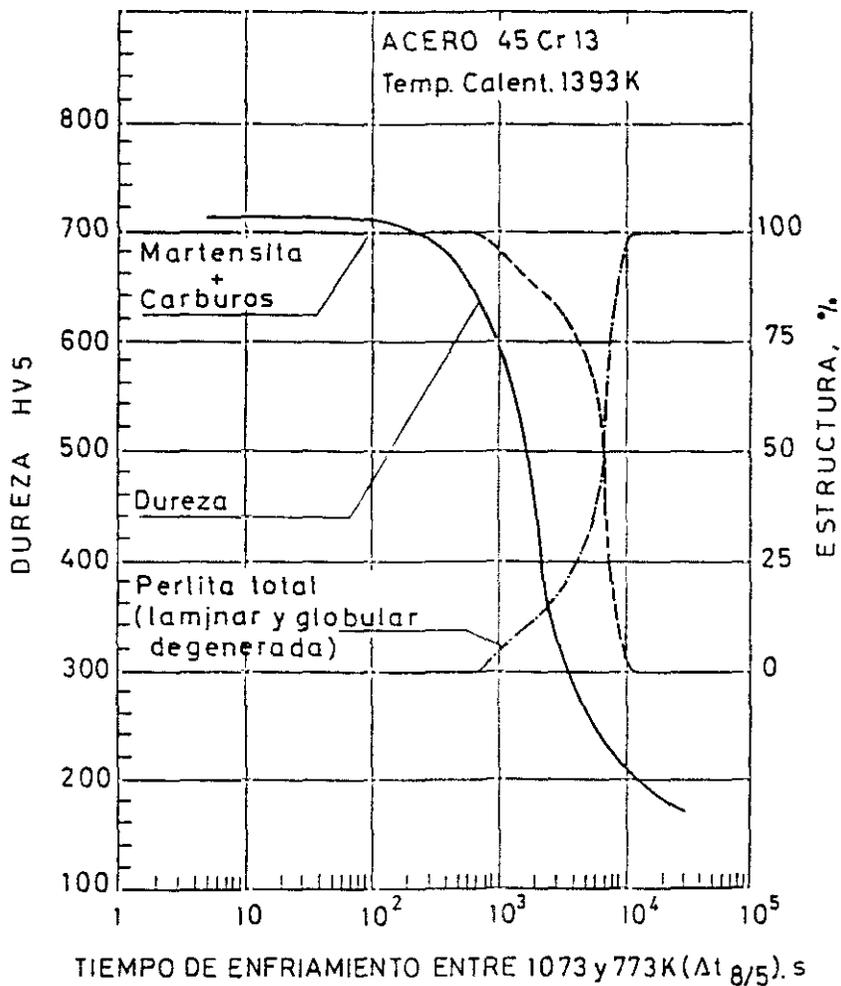


Fig. 62.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X45Cr13 desde 1393 K. Estudio metalográfico ($\times 800$).



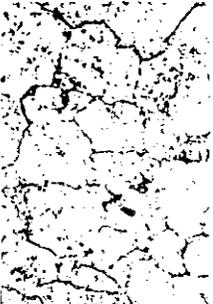
$v_{e1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



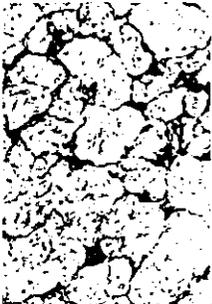
$v_{e2} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



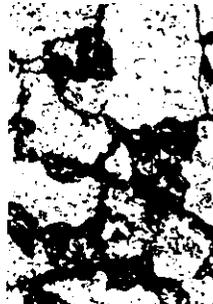
$v_{e3} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



$v_{e4} = 0,4 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 750 \text{ s}$



$v_{e5} = 0,25 \text{ K.s}^{-1}$; 7% P; 93% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1200 \text{ s}$



$v_{e6} = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 15% P; 85% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e7} = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 30% P; 70% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$



$v_{e8} = 0,03 \text{ K.s}^{-1}$; 90% P; 10% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 10.000 \text{ s}$



$v_{e9} = 0,01 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 30.000 \text{ s}$

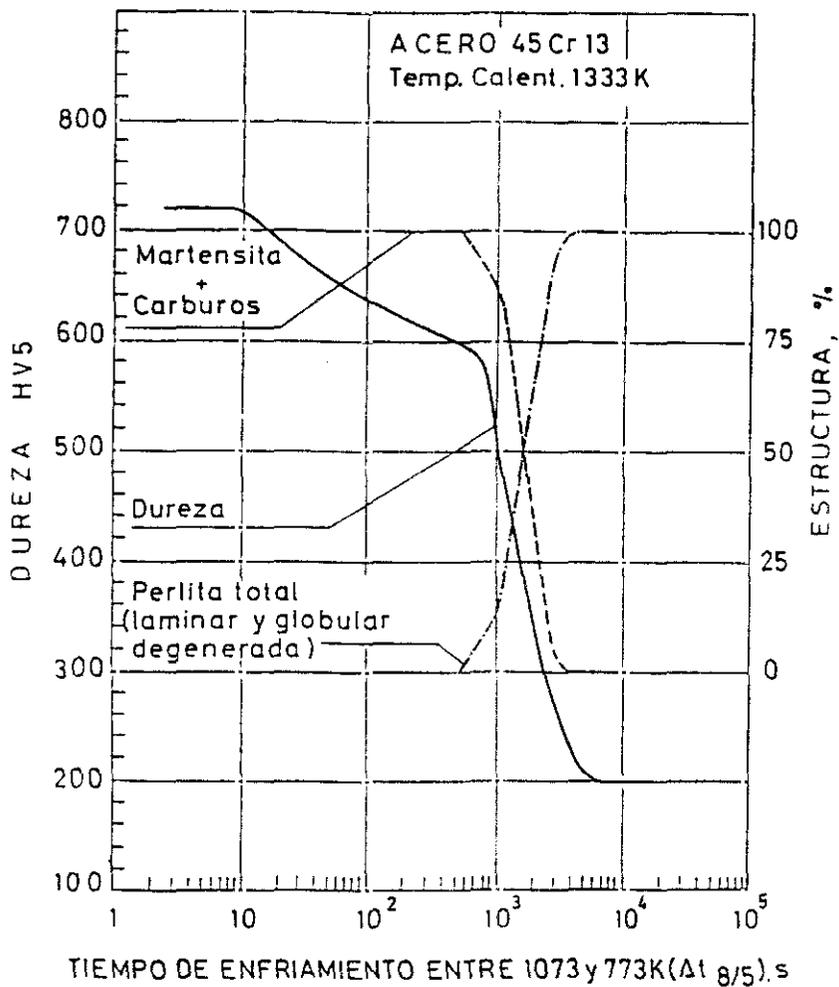
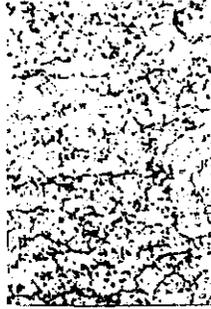


Fig. 63.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X45Cr13 desde 1333 K. Estudio metalográfico (x800).



$v_{e_1} = 30 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 5 \text{ s}$



$v_{e_2} = 10 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



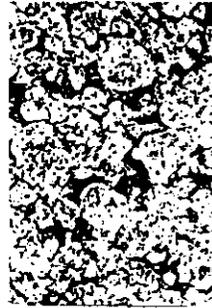
$v_{e_3} = 2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



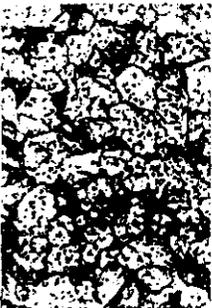
$v_{e_4} = 0,5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e_5} = 0,33 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 8% P; 92% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 9.100 \text{ s}$



$v_{e_6} = 0,25 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 15% P; 85% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1.200 \text{ s}$



$v_{e_7} = 0,2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 35% P; 65% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1500 \text{ s}$



$v_{e_8} = 0,1 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 90% P; 10% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e_9} = 0,05 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$

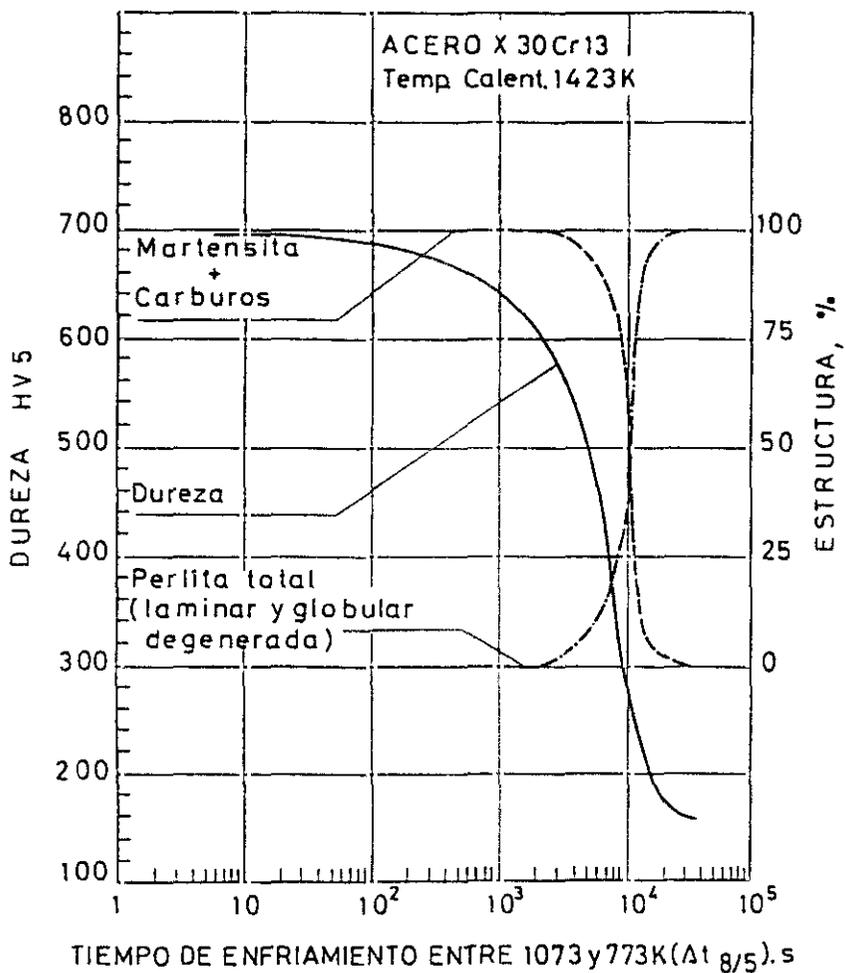
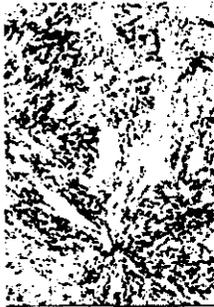


Fig. 64.- Diagrama dureza - $\Delta t_{8/5}$ de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X30Cr13 desde 1423 K. Estudio metalográfico ($\times 800$).



$v_{e_1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



$v_{e_2} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_{e_3} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



$v_{e_4} = 0,5 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e_5} = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 2% P; 98% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e_6} = 0,07 \text{ K.s}^{-1}$; 5% P; 95% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 4.286 \text{ s}$



$v_{e_7} = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 10% P; 90% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$



$v_{e_8} = 0,02 \text{ K.s}^{-1}$; 95% P; 5% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 15.000 \text{ s}$



$v_{e_9} = 0,01 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 30.000 \text{ s}$

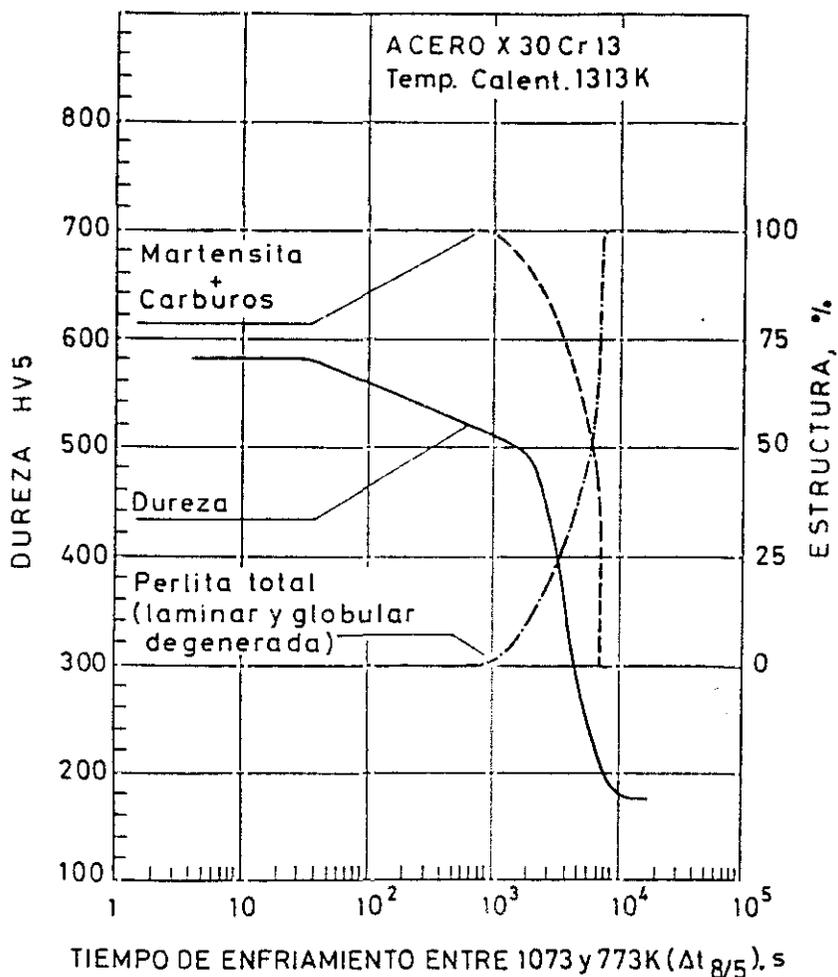


Fig. 65.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X30Cr13 desde 1313 K. Estudio metalográfico ($\times 800$).



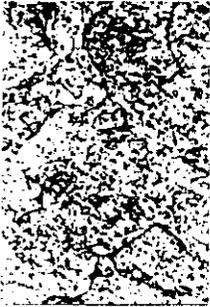
$v_{e1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 7.5 \text{ s}$



$v_{e2} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 30 \text{ s}$



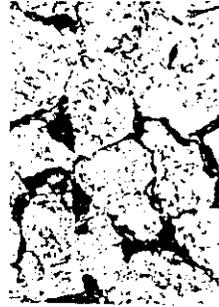
$v_{e3} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 150 \text{ s}$



$v_{e4} = 0.5 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e5} = 0.2 \text{ K.s}^{-1}$; 9% P; 99% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 1500 \text{ s}$



$v_{e6} = 0.1 \text{ K.s}^{-1}$; 22% P; 78% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e7} = 0.05 \text{ K.s}^{-1}$; 47% P; 53% M+C
 $\Delta t_{B/5} = 6000 \text{ s}$



$v_{e8} = 0.04 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{B/5} = 7.500 \text{ s}$



$v_{e9} = 0.01 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{B/5} = 30.000 \text{ s}$

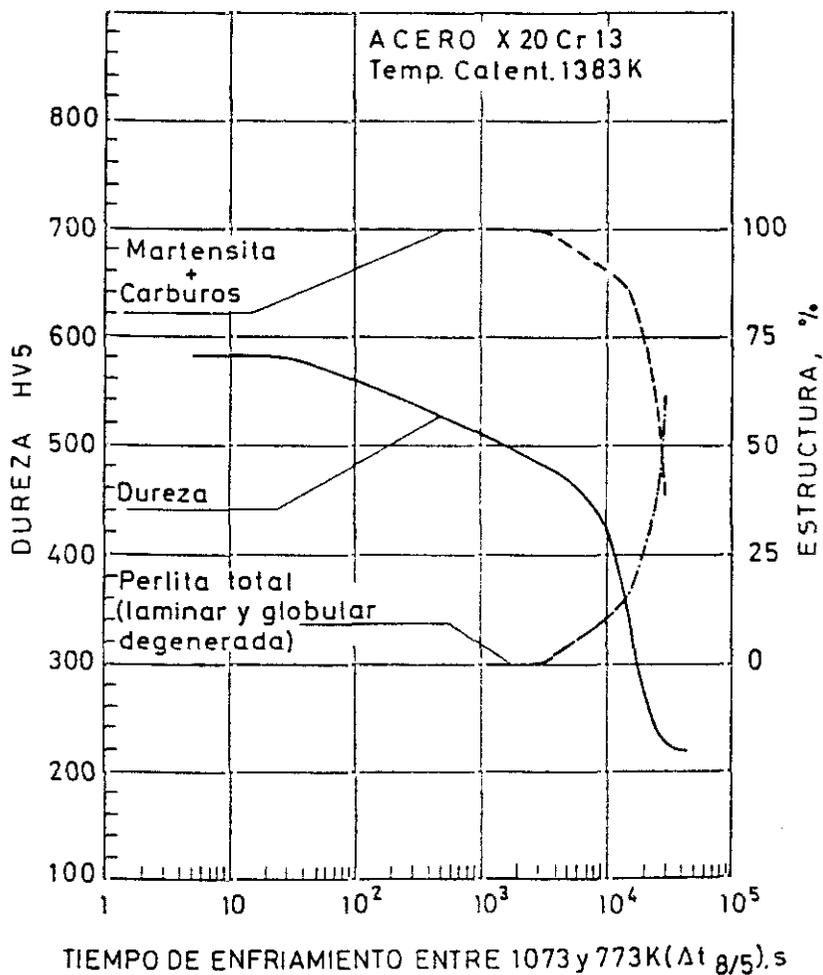


Fig. 66.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X20Cr13 desde 1383 K. Estudio metalográfico ($\times 800$).



$v_1 = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



$v_2 = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_3 = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



$v_4 = 0,5 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_5 = 0,2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1500 \text{ s}$



$v_6 = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 2% P; 98% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_7 = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 5% P; 95% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$



$v_8 = 0,02 \text{ K.s}^{-1}$; 15% P; 85% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 15.000 \text{ s}$



$v_9 = 0,01 \text{ K.s}^{-1}$; 60% P; 40% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30.000 \text{ s}$

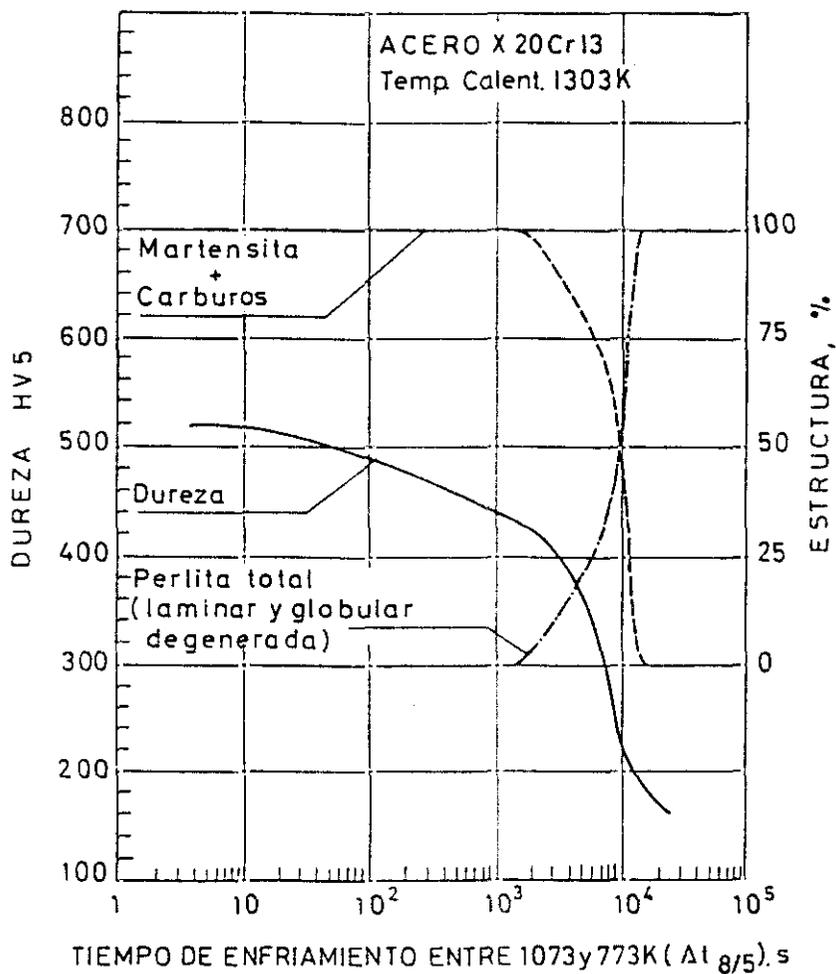


Fig. 67.- Diagrama dureza - % de estructura en función de $\Delta t_{8/5}$ del acero X20Cr13 desde 1303 K. Estudio metalográfico ($\times 800$).



$v_{e1} = 40 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 7,5 \text{ s}$



$v_{e2} = 10 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 30 \text{ s}$



$v_{e3} = 2 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 150 \text{ s}$



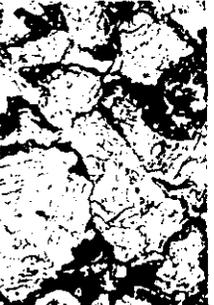
$v_{e4} = 0,5 \text{ K.s}^{-1}$; 100% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 600 \text{ s}$



$v_{e5} = 0,2 \text{ K.s}^{-1}$; 2% >P; 98% <M+C
 $\Delta t_{8/5} = 1500 \text{ s}$



$v_{e6} = 0,1 \text{ K.s}^{-1}$; 10% P; 90% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 3000 \text{ s}$



$v_{e7} = 0,05 \text{ K.s}^{-1}$; 25% P; 75% M+C
 $\Delta t_{8/5} = 6000 \text{ s}$



$v_{e8} = 0,02 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 15.000 \text{ s}$



$v_{e9} = 0,01 \text{ K.s}^{-1}$; 100% P
 $\Delta t_{8/5} = 30.000 \text{ s}$

En relación con las estructuras características de estos aceros inoxidables martensíticos, los estudios metalográficos de las figuras 58 a 67 demuestran que, para velocidades de enfriamiento superiores a las críticas de transformación completa en martensita, se forman en todos los casos microestructuras constituidas por martensita y carburos con diferentes morfologías, según la composición química del acero, el tamaño de grano austenítico y la velocidad de enfriamiento. Para velocidades de enfriamiento ligeramente inferiores a la crítica martensítica, se detecta la presencia incipiente de pequeñas formaciones perlíticas en los antiguos bordes de grano de la fase austenítica. Finalmente, para velocidades de enfriamiento sucesivamente más lentas, el porcentaje de perlita presente en la matriz de martensita y carburos aumenta progresivamente, alcanzando el 100 % para enfriamientos a la velocidad crítica de transformación total en perlita. En algunos casos, como el del acero X60Cr14MoV a 1373 K y el del X20Cr13 a 1383 K, las limitaciones operativas de las técnicas de enfriamiento empleadas no han permitido obtener las estructuras totalmente perlíticas, que se producirían para enfriamientos a velocidades inferiores a $0,01 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$. En relación con la transformación perlítica de los cinco aceros ensayados se puede observar que, a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento, la perlita se presenta bajo dos

formas diferentes: perlita laminar y perlita globular degenerada. En este último tipo, formado por carburos globulares y alargados sobre un fondo ferrítico, el carburo procedente de la propia transformación perlitica se deposita sobre los carburos ya existentes, engrosándolos o dándoles una cierta forma alargada. De forma general en todos los aceros ensayados, a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento, la perlita globular degenerada aumenta en relación con la laminar y, esta última, se vuelve más grosera y resoluble.

5.7. DUREZAS DE LAS ESTRUCTURAS MARTENSITICAS DE TEMPLE.

Para intentar caracterizar las microestructuras martensíticas de mayor dureza obtenidas en cada acero por tratamiento térmico de temple a diferentes velocidades de enfriamiento, y con objeto de conocer el efecto que tiene este parámetro de enfriamiento sobre la dureza final, en las figuras 68 a 72 se representan gráficamente las curvas de variación de la dureza martensítica en función de $\Delta t_{8/5}$ para los dos estados de austenización identificados por sus correspondientes temperaturas de calentamiento. La extensión de las curvas comprende exclusivamente los intervalos de velocidades de enfriamiento superiores a las críticas de transformación martensítica, para los cuales se obtienen, por enfriamiento

continuo, estructuras totalmente martensíticas en los aceros.

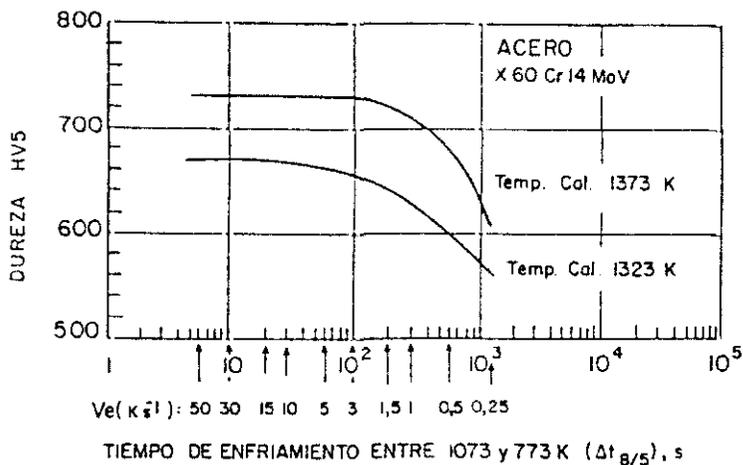


Fig. 68.- Dureza martensítica en función de v_c .
Acero X60Cr14MoV.

Según la figura 68, en el acero X60Cr14MoV calentado a 1323 K, la dureza martensítica aumenta desde 560 HV5, para una velocidad de enfriamiento de $0,25 K.s^{-1}$, próxima a la crítica de transformación martensítica, hasta un máximo de 670 HV5 para velocidades superiores a $20 K.s^{-1}$. A la temperatura de calentamiento óptima de este acero (1373 K), la martensita aumenta su dureza desde 610 HV5, para $0,25 K.s^{-1}$, hasta un máximo de 730 HV5 para enfriamientos a velocidades superiores a $2 K.s^{-1}$.

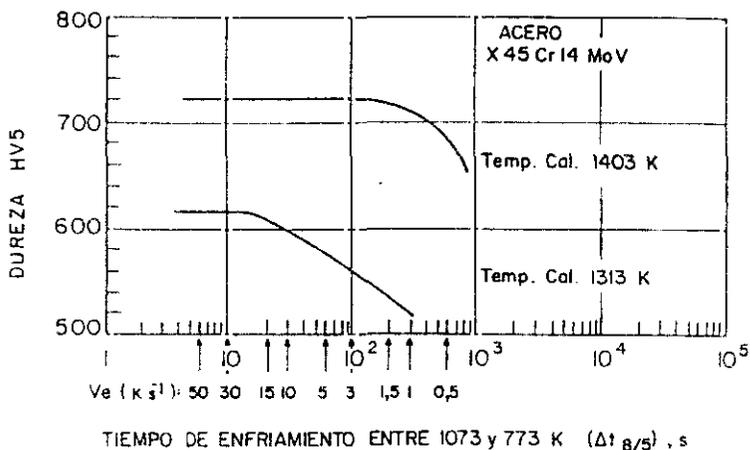


Fig. 69.- Dureza martensítica en función de v_c .
Acero X45Cr14MoV.

En el acero X45Cr14MoV calentado a 1313 K, figura 69, la martensita aumenta su dureza desde 520 HV5 para una velocidad de enfriamiento de $1 K.s^{-1}$, ligeramente superior a la crítica, hasta un máximo de 615 HV5 para velocidades de enfriamiento superiores a $20 K.s^{-1}$. Para la temperatura de calentamiento de 1403 K, este acero aumenta la dureza desde 660 HV5, para su velocidad crítica de $0,40 K.s^{-1}$, hasta un máximo de 720 HV5 para velocidades de enfriamiento superiores a $2 K.s^{-1}$.

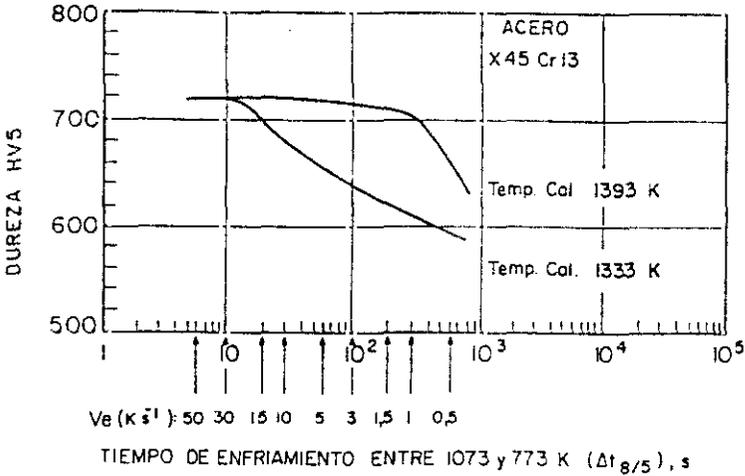


Fig. 70.- Dureza martensítica en función de v_c .
Acero X45Cr13.

Según la figura 70, en el acero X45Cr13 calentado a 1333 K, la martensita aumenta su dureza desde 590 HV5 para una velocidad de enfriamiento de 0,5 K.s⁻¹, coincidente con la crítica de transformación total en martensita, hasta un máximo de 720 HV5 para velocidades de enfriamiento superiores a 25 K.s⁻¹. Para la temperatura de calentamiento de 1393 K, este acero aumenta la dureza desde 640 HV5 para su velocidad crítica de 0,40 K.s⁻¹, hasta un máximo de 720 HV5 a partir de velocidades de enfriamiento superiores a 5 K.s⁻¹.

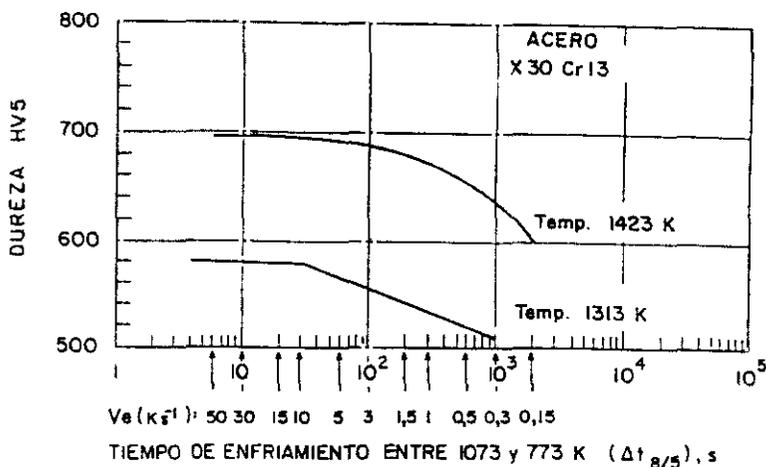


Fig. 71.- Dureza martensítica en función de v_c .
Acero X30Cr13.

En el acero X30Cr13 calentado a una temperatura de 1313 K, figura 71, la dureza martensítica aumenta desde 510 HV5, para su velocidad crítica de $0,35 K.s^{-1}$, hasta una dureza máxima de 580 HV5 para velocidades de enfriamiento superiores a $10 K.s^{-1}$. A la temperatura de calentamiento óptima de este acero, 1423 K, la martensita aumenta su dureza desde 600 HV5, para su velocidad crítica de $0,15 K.s^{-1}$, hasta un máximo de 695 HV5 para enfriamientos a velocidades superiores a $7 K.s^{-1}$.

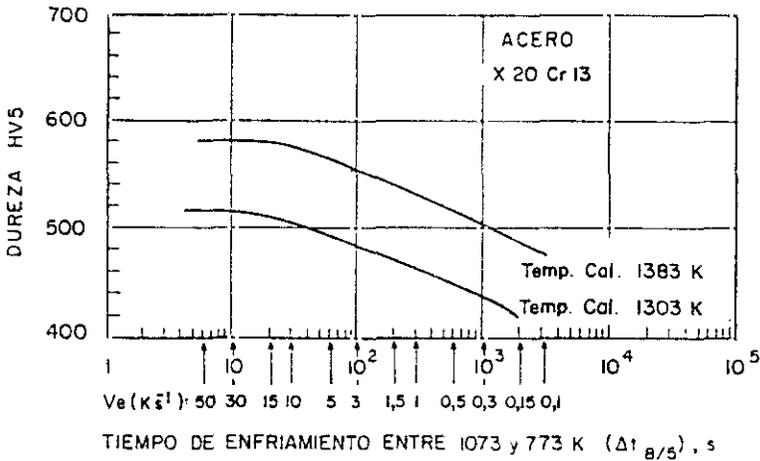


Fig. 72.- Dureza martensítica en función de v_e .
Acero X20Cr13.

Por último, para el acero X20Cr13 calentado a 1303 K, en la figura 72 se observa que la martensita aumenta su dureza desde 430 HV5, para la velocidad crítica de 0,20 $K.s^{-1}$, hasta un máximo de 515 HV5 para velocidades de enfriamiento superiores a 25 $K.s^{-1}$. En este mismo acero, calentado a la temperatura óptima de 1383 K, la dureza martensítica aumenta desde 480 HV5 para la velocidad crítica de transformación martensítica, 0,1 $K.s^{-1}$, hasta una dureza máxima de 580 HV5 para enfriamientos a velocidades superiores a 12 $K.s^{-1}$.

Aunque la optimización de propiedades que se consigue a la temperatura más elevada de las dos ensayadas para cada acero será objeto de discusión en el apartado de conclusiones, a la vista de los resultados experimentales podemos adelantar que, a las temperaturas óptimas de temple, no sólo se obtienen las durezas más elevadas, sino que se requieren velocidades de enfriamiento inferiores para conseguirlas.

CAPITULO 6

6. FENOMENOS DE DESDOBLAMIENTO DE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA.

6.1. IDENTIFICACION DE LOS FENOMENOS DE DESDOBLAMIENTO.

La extraordinaria importancia que tiene la transformación martensítica en estos aceros, derivada de su decisiva influencia sobre las propiedades finales, justifica el estudio de las características específicas y diferenciadoras de dicha transformación.

A diferencia de otros aceros, la transformación anisotérmica de la austenita en martensita de los aceros inoxidables martensíticos estudiados no se realiza de forma continua a lo largo de un intervalo de temperaturas, sino que, en determinadas condiciones, dicha transformación se desarrolla en etapas sucesivas y diferenciadas. Un extenso trabajo experimental sobre la transformación martensítica en aceros Cr13 y Cr14MoV, llevado a cabo mediante análisis dilatométrico de alta resolución, ha permitido observar y analizar estas diferentes etapas de transformación parcial, cuyas respuestas experimentales de morfología muy variada se registran con claridad a través de dicha técnica.

Con objeto de diferenciar e identificar las etapas de desdoblamiento detectadas en los aceros ensayados, en este estudio se ha empleado el símbolo genérico M_s para representar la temperatura de comienzo de la transformación martensítica desarrollada según el comportamiento normal, de forma continua a través de una única etapa.-curva dilatométrica 1 de la figura 73-. Cuando se presenta el fenómeno de desdoblamiento, la temperatura de la etapa que es identificada por un mínimo en la curva dilatométrica, y que corresponde a la transformación principal, se denomina M_{s1} . Las etapas de transformación parcial detectadas a temperaturas superiores a M_{s1} se representan por M_{s11} y, finalmente, las temperaturas de comienzo de las etapas que se producen sucesivamente por debajo de M_{s1} se denominan M_{s0} y M_{s00} . Las curvas 2 y 3 de la citada figura 73 representan un ejemplo de estos desdoblamientos identificados por los símbolos correspondientes.

La explicación genérica del fenómeno de desdoblamiento de la transformación martensítica, se fundamenta en la formación de martensitas diferentes que proceden de la descomposición anisotérmica de austenitas coexistentes con distinta composición química. Admitiendo que esta heterogeneidad química de la austenita es debida al efecto de los carburos, los fenómenos de desdoblamiento deben estar relacionados con los

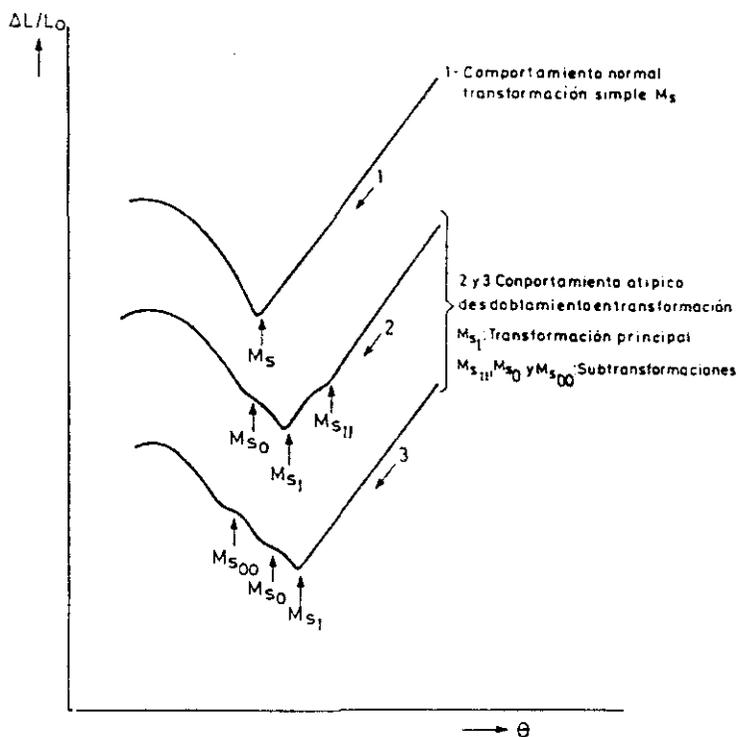


Fig. 73.- Identificación de las etapas de desdoblamiento martensítico.

procesos de disolución y precipitación de los mismos y, por consiguiente, con todos los parámetros del ciclo térmico; muy especialmente con la velocidad y temperatura de calentamiento y con la velocidad a la que se realiza el enfriamiento.

Como se señaló en el capítulo de introducción de este trabajo, las investigaciones sobre este tema únicamente hacen referencia a la precipitación de carburos como causa del desdoblamiento de la transformación martensítica. La explicación dada a este fenómeno en dichas investigaciones, se basa en que la precipitación de carburos que se produce durante el enfriamiento provoca en la austenita fuertes gradientes de concentración de los elementos que los forman. Las zonas próximas a los carburos precipitados se transformarán en martensita a temperaturas más altas que las zonas más alejadas de los mismos, ya que en aquéllas la concentración es menor que en estas últimas. La diferencia entre las temperaturas a las que se produce la transformación en martensita de las distintas zonas de austenita da lugar al escalonamiento detectado en el desarrollo de esta transformación.

El razonamiento expuesto es válido para explicar las etapas representadas por M_{s1} y M_{s2} en la figura 73. Sin embargo, como se verá más adelante, en este trabajo han sido detectados desdoblamientos de la transformación martensítica incluso en condiciones en que no se produce precipitación de carburos durante el enfriamiento o esta precipitación no es suficientemente significativa como para provocar gradientes de concentración en la austenita. Por otra parte si la

precipitación de carburos durante el enfriamiento fuese la única causa del desdoblamiento de la transformación martensítica sólo quedarían justificadas las etapas M_{s11} y M_{s1} , pero no podrían ser explicados los desdoblamientos M_{s0} y M_{s00} detectados en los cinco aceros inoxidables ensayados.

A lo largo de este capítulo se aportan los resultados experimentales de los fenómenos de desdoblamiento obtenidos en la transformación martensítica de estos aceros, se analiza la influencia de los parámetros de calentamiento y enfriamiento y se establecen, finalmente, las causas que originan y explican cada una de las diferentes etapas de desdoblamiento observadas.

6.2. INFLUENCIA DE LOS PARAMETROS DE CALENTAMIENTO. ESTADO DE AUSTENIZACION.

Para estudiar los fenómenos atípicos que se producen en estos aceros durante la transformación anisotérmica de la austenita en martensita y considerando, como ya se ha señalado, que dichos fenómenos están vinculados a la heterogeneidad química de la austenita producida por efecto de los carburos, resulta necesario conocer la influencia específica del estado de austenización que se alcanza en el acero durante el calentamiento.

Con este objetivo, se han elegido tres estados de austenización diferentes para cada acero. Dos de ellos corresponden a los alcanzados a sus respectivas temperaturas óptimas y convencionales y, el tercero, a temperaturas de calentamiento ligeramente superiores a las de homogeneización A_{ch} . En todos los casos se han mantenido las mismas condiciones de velocidad de calentamiento ($0,5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) y tiempo de mantenimiento (60 s) que fueron establecidas como invariantes en el estudio general de las transformaciones en enfriamiento continuo, por lo que la modificación del estado de austenización se realiza exclusivamente en base a las temperaturas de calentamiento señaladas.

Para poder valorar la influencia específica del estado de austenización sobre el desdoblamiento de la transformación martensítica, es necesario que durante el enfriamiento no se produzca una precipitación significativa de carburos que, al originar gradientes de concentración en la austenita, puedan enmascarar los efectos producidos específicamente por el estado de austenización. Es decir, es necesario aislar al máximo posible la influencia que, sobre dicho fenómeno, puedan tener las condiciones de enfriamiento. Para ello, todos los enfriamientos correspondientes a estos ensayos se efectuaron a altas velocidades, del orden de $50 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, que permiten inhibir

eficazmente la precipitación de carburos durante el enfriamiento. En la tabla XIV se representan los resultados experimentales que se han obtenido en el estudio llevado a cabo bajo las citadas condiciones.

Estos resultados demuestran que si durante el calentamiento se alcanza una estructura de austenita homogénea, la transformación martensítica se desarrollará sin desdoblamiento, en una única etapa. En los cinco aceros, la transformación martensítica producida a alta velocidad de enfriamiento desde temperaturas de calentamiento ligeramente superiores a sus correspondientes A_{ch} , no experimentará fenómenos de desdoblamiento.

Por otra parte, partiendo de estados de austenización constituidos por austenita y carburos, que se alcanzan a las temperaturas convencionales, en todos los aceros se producen desdoblamientos del tipo M_{30} , (tabla XIV). Finalmente, en el caso de estructuras de austenización formadas por austenita no homogénea, los aceros X45Cr14MoV y X45Cr13 experimentan desdoblamientos del mismo tipo M_{30} , pero los dos aceros más bajos en carbono, X30Cr13 y X20Cr13, no presentan desdoblamiento. La diferente respuesta observada entre estas dos parejas de aceros cuando se parte en ambas de un estado

Tabla XIV.- Efecto del estado de austenización sobre los fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica.

ACERO	A_{ch} ($v_c: 0,5 \text{ K.s}^{-1}$)	Temp. Calentam. K	Estado de austenización	Transformación martensítica	Tipo de desdoblamiento
X60Cr14MoV	1556	1568	Austenita homogénea	no desdoblada	--
		1373	Austenita + carburos	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
		1323	Austenita + carburos	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
X45Cr14MoV	1489	1500	Austenita homogénea	no desdoblada	--
		1403	Austenita no homogénea	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
		1313	Austenita + carburos	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
X45Cr13	1463	1475	Austenita homogénea	no desdoblada	--
		1393	Austenita no homogénea	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
		1333	Austenita + carburos	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
X30Cr13	1451	1463	Austenita homogénea	no desdoblada	--
		1423	Austenita no homogénea	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
		1313	Austenita + carburos	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
X20Cr13	1424	1436	Austenita homogénea	no desdoblada	--
		1383	Austenita no homogénea	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$
		1303	Austenita + carburos	desdoblada	$M_{51} - M_{50}$

de austenita no homogénea alcanzado a sus respectivas temperaturas óptimas, se debe a que dichas temperaturas están más próximas a las de homogeneización A_{c1} en el caso de los aceros X30Cr13 y X20Cr13 que en los aceros X45Cr14MoV y X45Cr13. Como consecuencia de esto, el nivel de heterogeneidad de la austenita en los dos primeros aceros será muy bajo a las temperaturas óptimas, resultando insuficiente para poder producir desdoblamiento en la transformación martensítica, al contrario de lo que sucede en los aceros X45Cr14MoV y X45Cr13.

Aunque al final de este capítulo se tratarán en profundidad todos estos aspectos del fenómeno de desdoblamiento, el análisis de los resultados obtenidos sobre la influencia del estado de austenización permite efectuar algunas consideraciones de interés. Desde estados de austenización en los cuales la austenita no ha alcanzado niveles suficientes de homogeneidad, bien como consecuencia de no haberse finalizado el proceso de disolución de carburos o por no haber sido eliminados los gradientes de concentración de carbono y elementos carburígenos mediante difusión en estado sólido, la transformación anisotérmica de la austenita en martensita experimentará desdoblamientos del tipo M_{30} , que indican la existencia de pequeñas zonas de austenita enriquecidas en relación con la fase austenítica masiva. Se demuestra así que,

aun en ausencia de precipitación de carburos durante el enfriamiento, en los cinco aceros estudiados se presentan fenómenos de desdoblamiento y que éstos, del tipo M_{s0} , están claramente vinculados al estado de austenización alcanzado durante el calentamiento de los mismos.

6.3. INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.

Con objeto de analizar la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre el desdoblamiento de la transformación martensítica de estos aceros, en las figuras 74 a 83 se representan los diagramas experimentales de enfriamiento continuo correspondientes a dicha transformación. Dichos diagramas, que pueden considerarse como una abstracción de los diagramas T.T.T. de enfriamiento continuo donde se representan, exclusivamente, los resultados del estudio de la transformación martensítica, se han realizado desde los dos estados de austenización correspondientes a las temperaturas convencionales y óptimas de cada acero. En cada uno de estos diagramas se señalan, con trazos discontinuos, las curvas de velocidades críticas de enfriamiento para producir la transformación total en martensita ($v_{crit(M)}$).

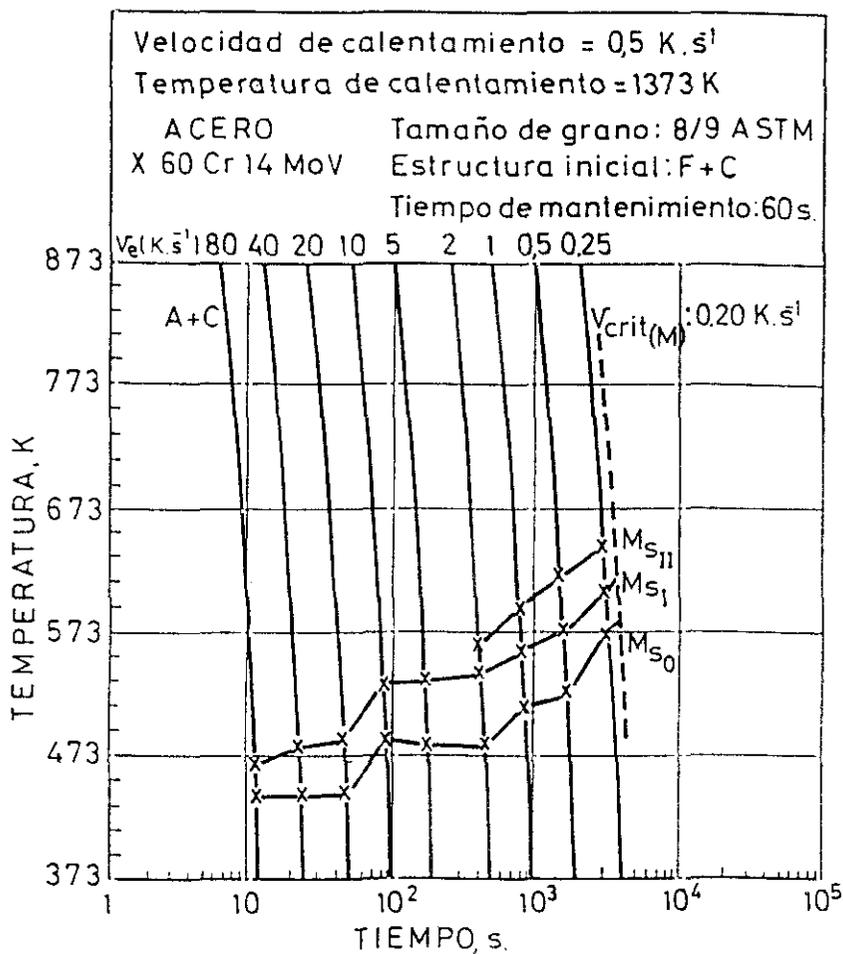


Fig. 74.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1373 K . Acero X60Cr14MoV.

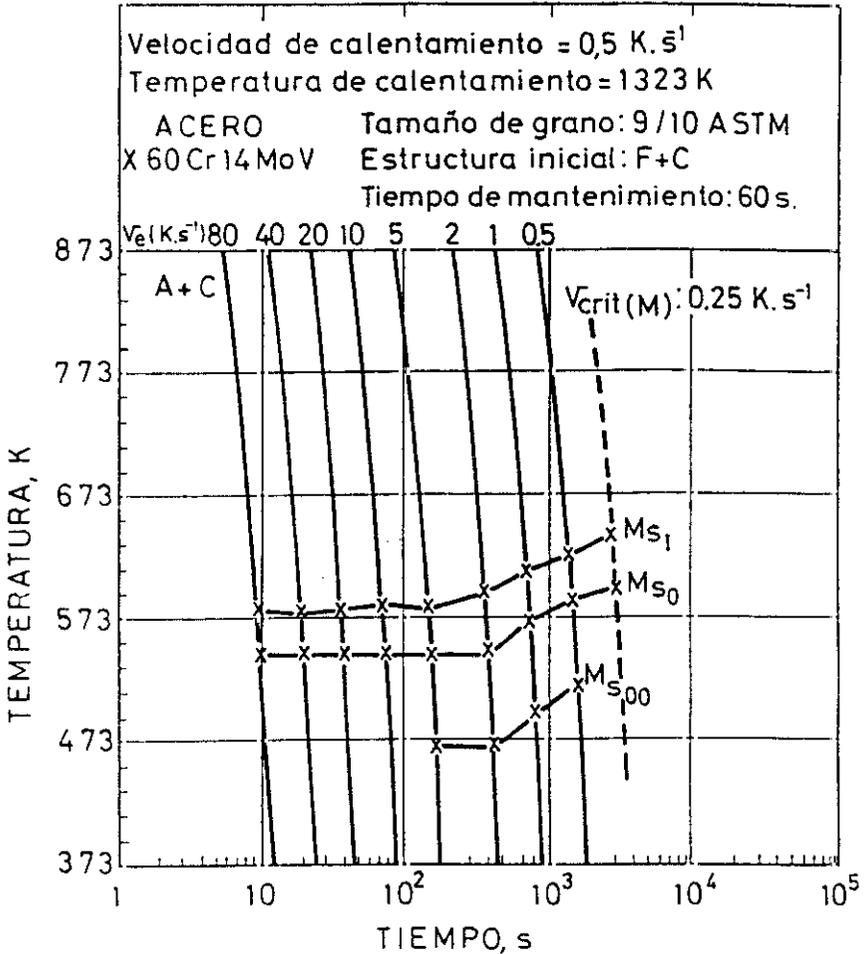


Fig. 75.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1323 K . Acero X60Cr14MoV.

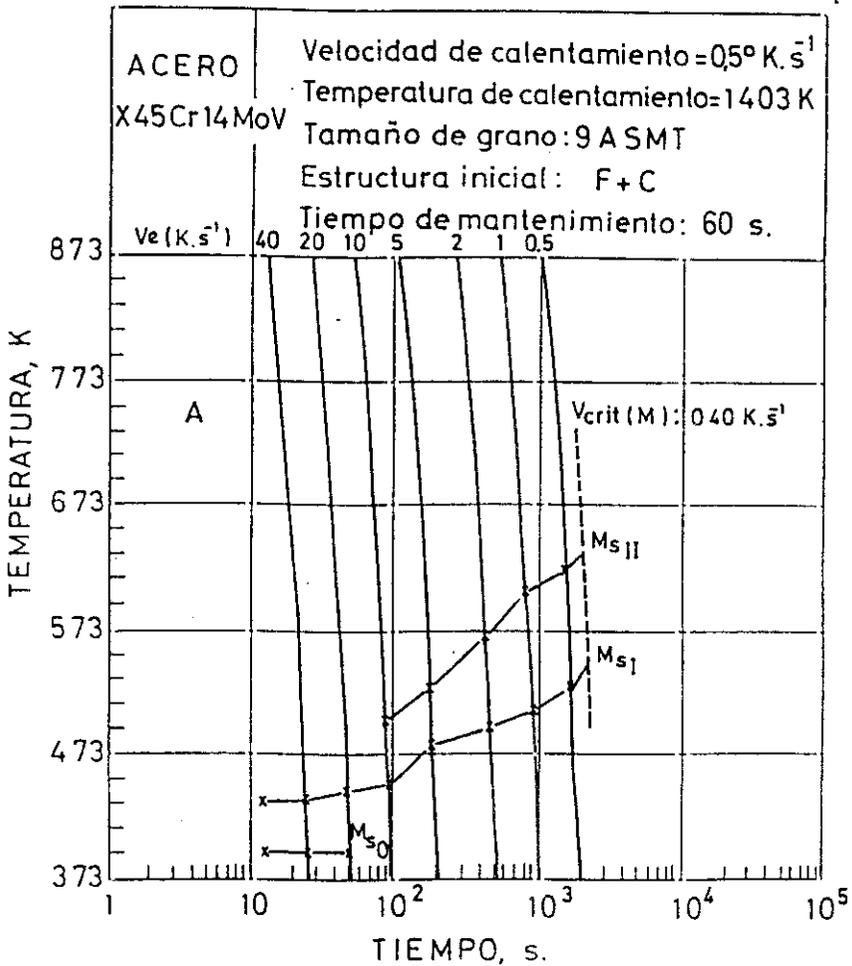


Fig. 76.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1403K . Acero X45Cr14MoV.

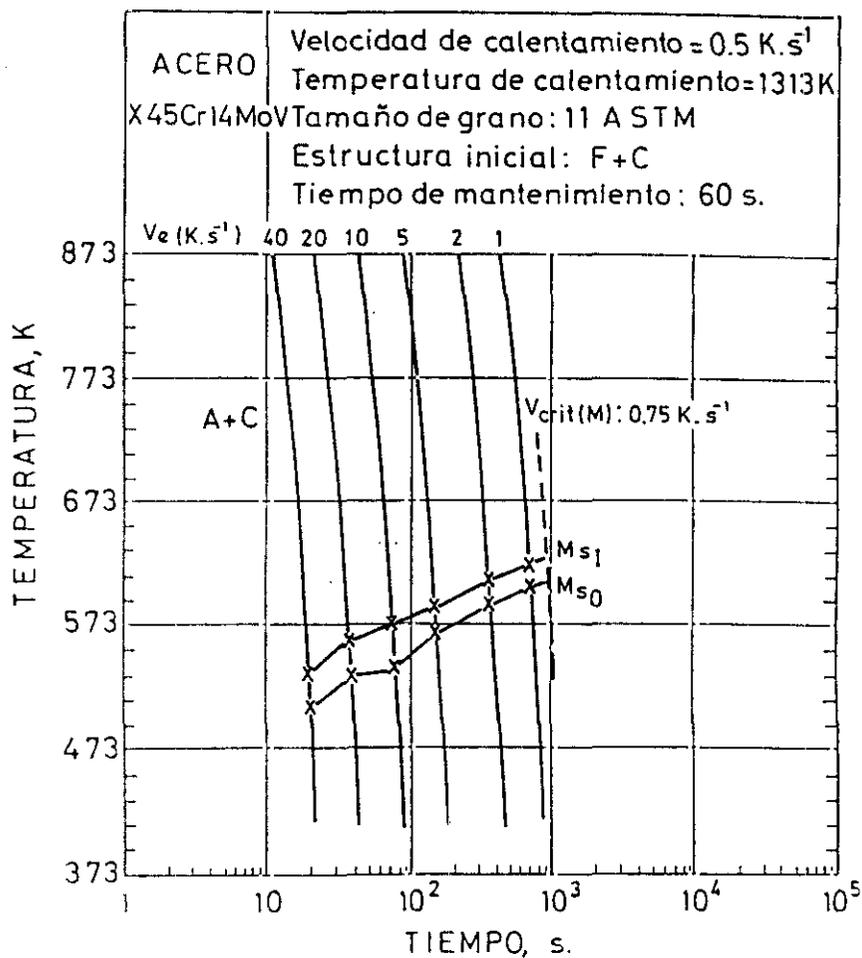


Fig. 77.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1313 K . Acero X45Cr14MoV.

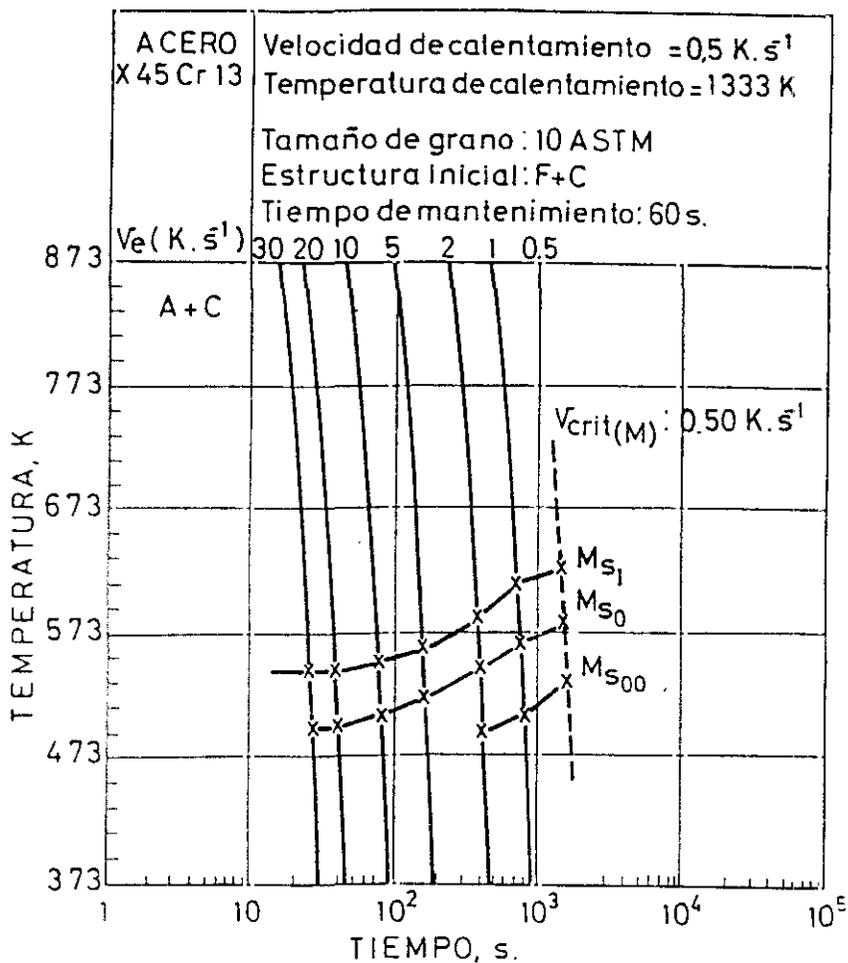


Fig. 79.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1333 K . Acero X45Cr13.

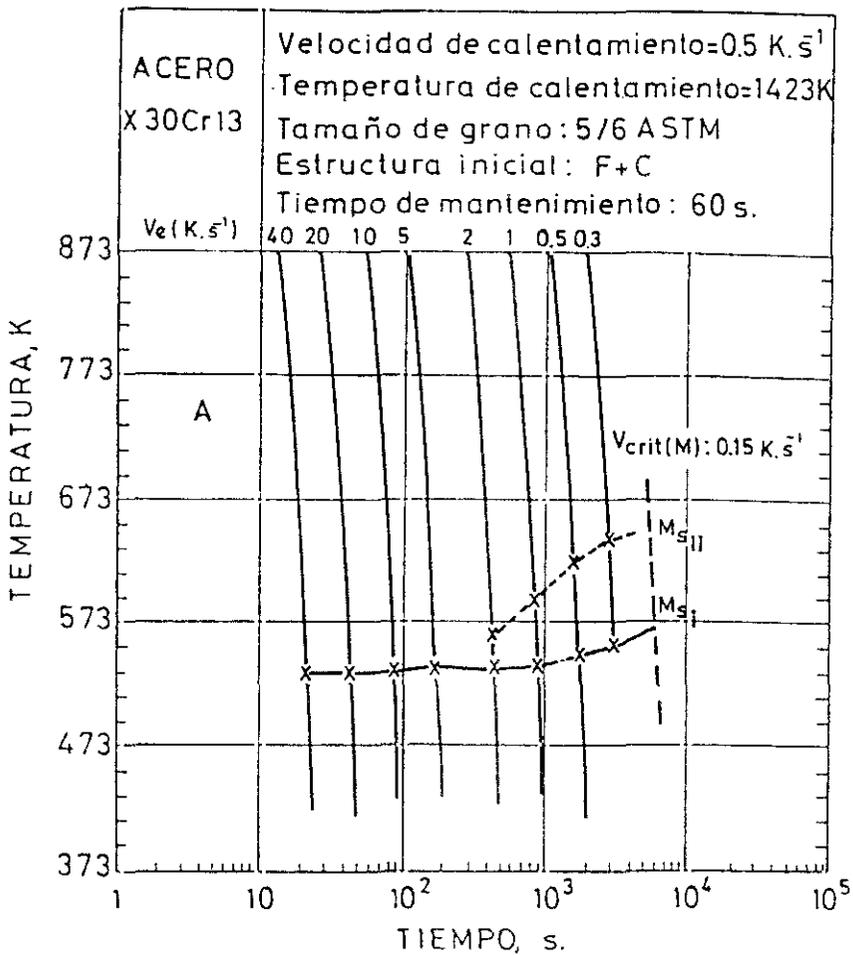


Fig. 80.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1423 K . Acero X30Cr13.

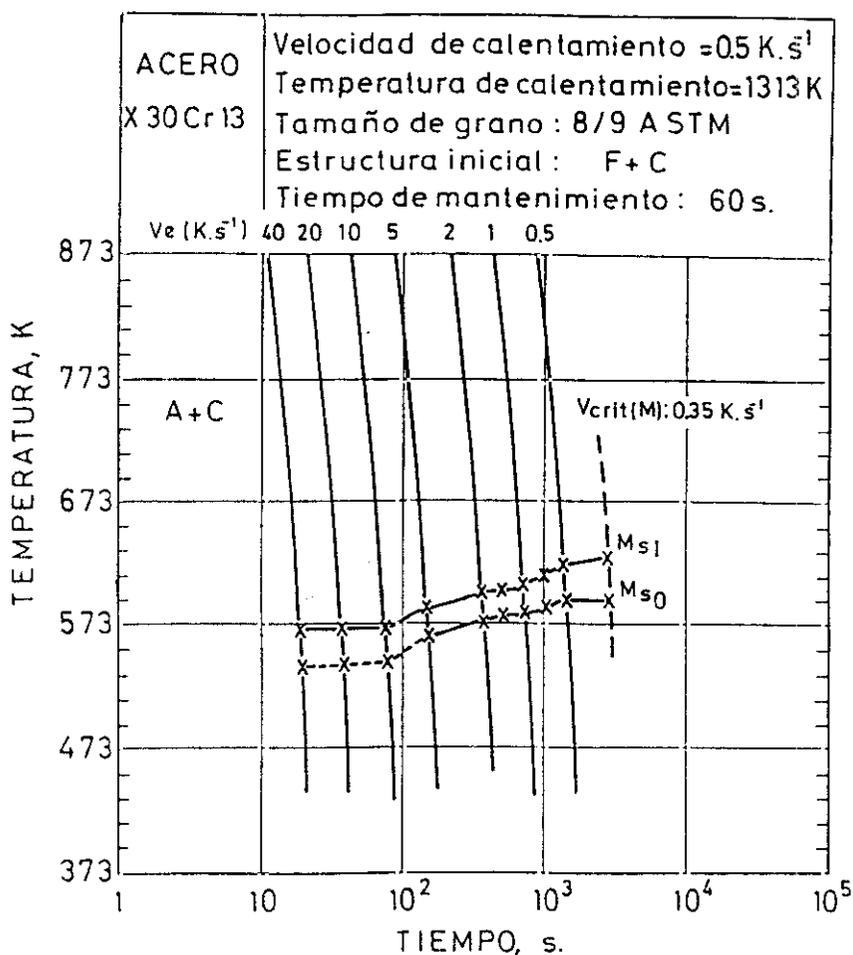


Fig. 81.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1313 K . Acero X30Cr13.

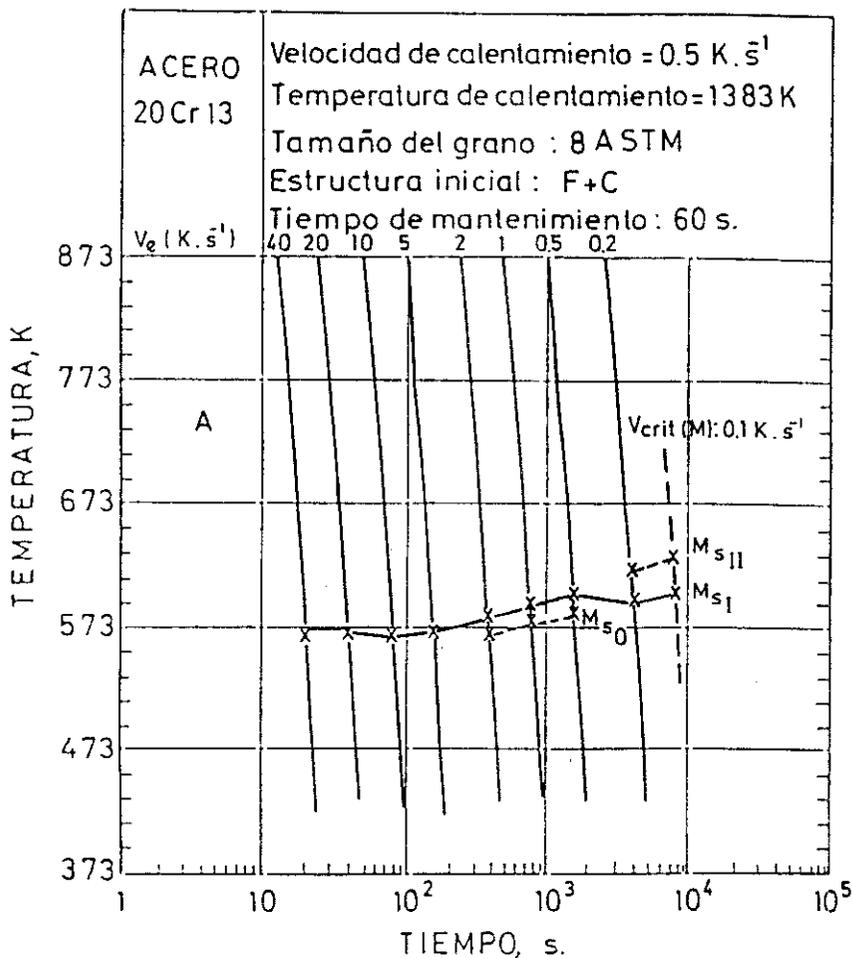


Fig. 82.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1383 K . Acero X20Cr13.

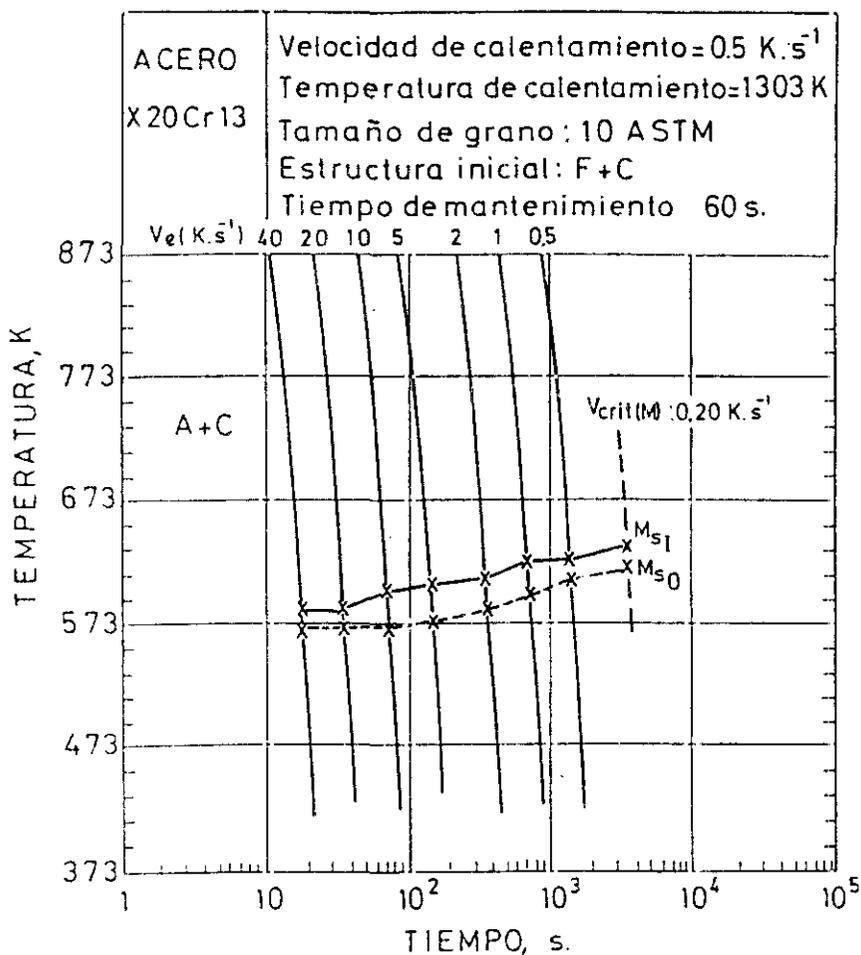


Fig. 83.- Diagrama de transformación martensítica en enfriamiento continuo desde 1303 K . Acero X20Cr13.

Al margen de los comportamientos específicos y particulares de cada acero, que serán analizados e interpretados más adelante, la observación de estos diagramas permite destacar dos hechos experimentales importantes de carácter general.

Por una parte, la velocidad de enfriamiento modifica el fenómeno de desdoblamiento que se produce en la transformación martensítica de un acero desde un estado de austenización determinado. Por otra, como era previsible en base a lo señalado en el apartado anterior, los efectos producidos por la velocidad de enfriamiento sobre dicho fenómeno dependen del propio estado de austenización del acero.

El desdoblamiento de la transformación martensítica del tipo M_{s11} se produce, exclusivamente para las temperaturas más elevadas de las dos ensayadas para cada acero -temperaturas óptimas-, mientras que a las temperaturas de calentamiento inferiores -convencionales- únicamente se producen desdoblamientos del tipo M_{s0} y M_{s00} . Es decir, a las temperaturas óptimas se detectan desdoblamientos del tipo M_{s11} , M_{s1} y M_{s0} , mientras que a las temperaturas convencionales sólo se presentan desdoblamientos M_{s1} , M_{s0} y M_{s00} y en ningún caso el M_{s11} .

Cuando existen, los desdoblamientos del tipo M_{s11} desaparecen

al aumentar la velocidad de enfriamiento, lo que confirma que este tipo de desdoblamiento está necesariamente relacionado con la precipitación de carburos durante el enfriamiento. Aunque en ciertos casos singulares el desdoblamiento del tipo M_{s11} se puede presentar simultáneamente con el M_{s0} , de forma general este último desdoblamiento se presenta únicamente cuando desaparece el del tipo M_{s11} , para velocidades de enfriamiento más altas donde la precipitación de carburos no existe o es prácticamente despreciable.

Resumiendo, los resultados experimentales representados en los diagramas de las figuras 74 a 83 demuestran que los desdoblamientos del tipo M_{s11} , correspondientes a las subtransformaciones martensíticas producidas a temperaturas superiores a las de la transformación principal, M_{s1} , se presentan exclusivamente para las temperaturas de calentamiento óptimas y en intervalos, más o menos amplios para cada acero, que comprenden a las velocidades de enfriamiento más bajas.

Los desdoblamientos M_{s0} y M_{s00} , correspondientes a subtransformaciones producidas a temperaturas inferiores a M_{s1} , se presentan fundamentalmente para las temperaturas de calentamiento convencionales. A dichas temperaturas, M_{s0} se presenta en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento,

mientras que cuando dicho desdoblamiento M_{s0} se produce a las temperaturas óptimas, sólo se presenta a velocidades de enfriamiento altas, donde, generalmente, no existe ya desdoblamiento M_{s11} .

La diferenciación de las condiciones básicas en que se producen los desdoblamientos del tipo M_{s11} y los del tipo M_{s0} y M_{s00} , ha inducido a buscar explicaciones específicas sobre el origen de los mismos. Como se verá a continuación, las explicaciones encontradas en este trabajo han permitido interpretar coherente y rigurosamente todas las subtransformaciones implicadas en el fenómeno de desdoblamiento de la transformación martensítica de los aceros estudiados.

6.4. EXPLICACION GENERAL DE LOS FENOMENOS DE DESDOBLAMIENTO.

Recordando que la etapa de transformación identificada por M_{s1} corresponde a la etapa principal, aquella donde se produce la transformación masiva de la austenita en martensita, el desdoblamiento del tipo M_{s11} , producido a temperaturas superiores a la de la etapa principal, revela la existencia de zonas austeníticas empobrecidas en carbono y elementos carburígenos. Por el contrario, los desdoblamientos M_{s0} y M_{s00} , producidos a temperaturas inferiores a la M_{s1} , corresponderán

a las zonas de austenita enriquecidos en los citados elementos de aleación.

Tal como se ha señalado anteriormente, la precipitación de carburos es la causa del desdoblamiento de la transformación martensítica del tipo M_{sII} . En efecto, cuando en el curso del enfriamiento se produce precipitación de carburos, la austenita que se encuentra alrededor de estos precipitados estará empobrecida en los elementos que los forman y, como consecuencia, dichas zonas de austenita se transformarán en una primera etapa que corresponderá a un desdoblamiento del tipo M_{sI} . A continuación de ella, y a medida que disminuye la temperatura, se producirá la transformación de las zonas masivas de austenita más separadas de los precipitados de carburos, las cuales poseen mayor concentración de carbono y elementos carburígenos en solución. Esta transformación constituirá la etapa principal M_{sI} .

En la figura 84 se representa esquemáticamente el mecanismo de formación del desdoblamiento del tipo M_{sII} en estos aceros. Según comprobaciones experimentales, en dicha figura se indica que los dos estados de austenización que producen desdoblamientos del tipo M_{sII} son los constituidos por austenita no homogénea -temperaturas de calentamiento superiores a A_{cc} e

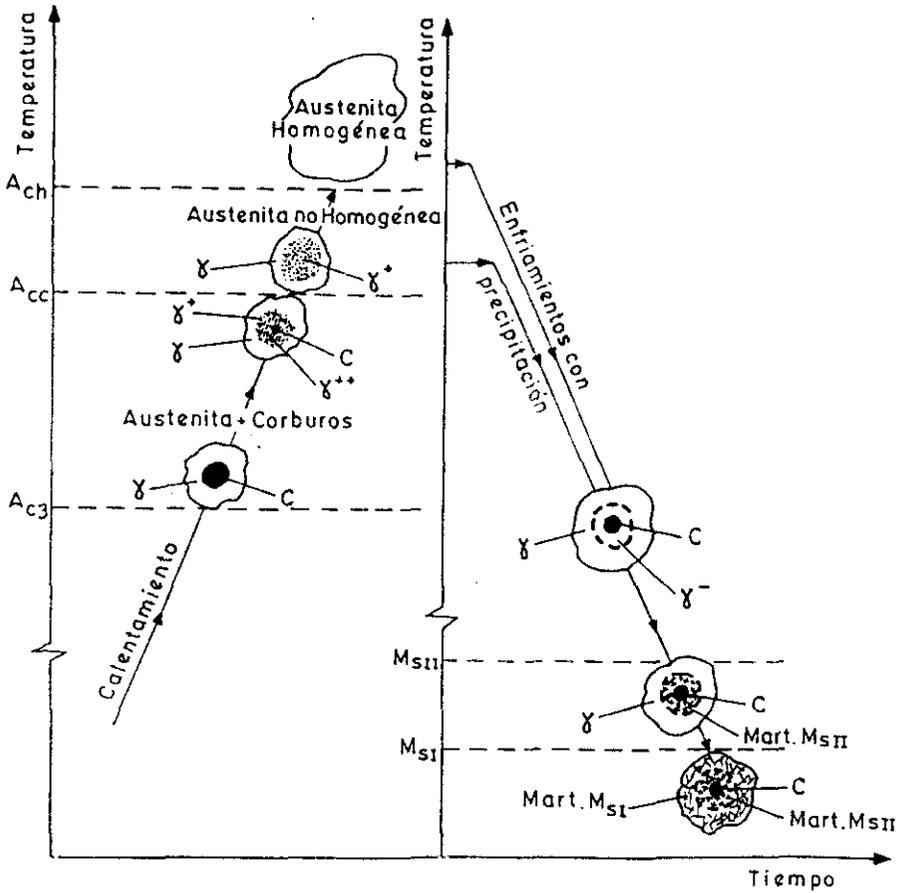


Fig. 84.- Esquema del mecanismo de formación del desdoblamiento tipo M_{sII} .

inferiores a A_{ch} - y austenita homogénea -temperaturas de calentamiento superiores a A_{ch} -.

Tal como se puede observar en el esquema de calentamiento de la citada figura 84, los carburos (c) en proceso de disolución, difundirán cantidades apreciables de carbono y elementos carburígenos hacia las zonas de austenita que los rodean, disminuyendo el volumen de los carburos y enriqueciendo en los citados elementos a las zonas de austenita próximas a ellos (γ'' y γ').

A temperaturas superiores a A_{cc} , todos los carburos estarán ya disueltos en la austenita, pero se mantendrá un gradiente de concentración en esta fase; las zonas de austenita próximas a los espacios que ocupaban los carburos antes de su disolución (γ'), estarán enriquecidas en sus elementos formadores y se encontrarán repartidas en un volumen mucho mayor de matriz austenítica (γ) de menor concentración. Desde este estado de austenización, las zonas de austenita que se mantienen enriquecidas serán núcleos potenciales de precipitación de nuevos carburos durante enfriamientos en determinadas condiciones. Para producirse esta precipitación, se requerirá la aportación de cantidades importantes de carbono y elementos carburígenos hacia dichos núcleos, dando lugar al

empobrecimiento de las zonas de austenita (γ') en contacto con los nuevos carburos, que se transformarán en la etapa M_{sII} . El resto de la matriz austenítica (γ), de mayor concentración y volumen muy superior, se transformará en la etapa principal M_{sI} .

Para temperaturas de calentamiento superiores a A_{ch} , donde la austenita del acero es homogénea, el enfriamiento con precipitación de carburos dará lugar a desdoblamientos del tipo M_{sII} por el mismo mecanismo señalado anteriormente, figura 84.

En los cinco aceros inoxidable martensíticos ensayados, el desdoblamiento M_{sII} no se presenta para las temperaturas convencionales, figuras 75, 77, 79, 81 y 83. Dicho desdoblamiento se produce únicamente para las temperaturas de calentamiento más elevadas y en intervalos de enfriamiento correspondientes a bajas velocidades, figuras 74, 76, 78, 80 y 82; altas temperaturas de calentamiento, capaces de disolver la totalidad o gran cantidad de carburos durante la austenización y velocidades de temple moderadas que permiten la precipitación de nuevos carburos durante el enfriamiento.

De acuerdo con el mecanismo de formación expuesto para el desdoblamiento M_{sII} , en este trabajo se ha podido demostrar que sólo en estas condiciones se producen los procesos de

precipitación necesarios para provocar este tipo de desdoblamiento. Para ello, se ha medido la cantidad de carburos presentes en las microestructuras de temple efectuados a diferentes velocidades de enfriamiento desde las temperaturas convencionales y óptimas de cada acero.

En las figuras 85 y 86 se representa la variación que experimenta el porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento en cada uno de los cinco aceros estudiados, cuando se templen desde sus correspondientes temperaturas óptimas.

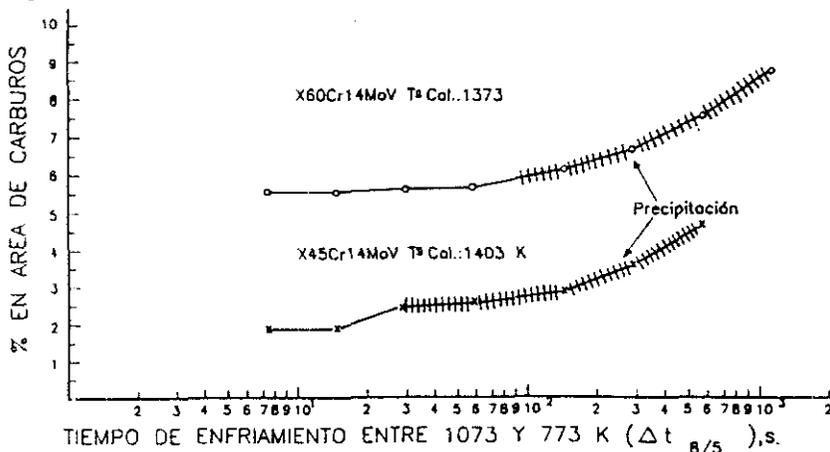


Fig. 85.- Variación del porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento, a las temperaturas óptimas de los aceros X60Cr14MoV y X45Cr14MoV.

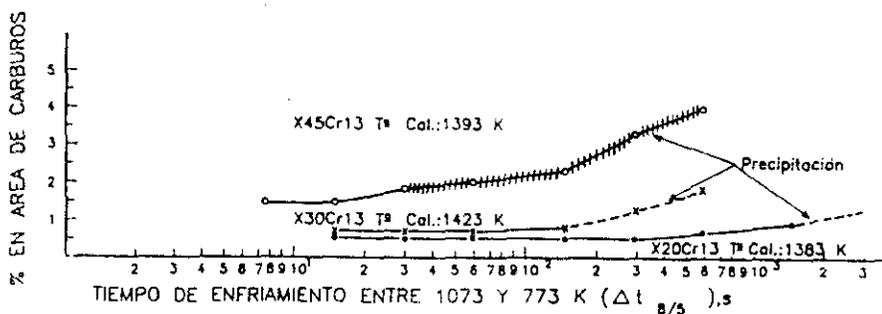


Fig. 86.- Variación del porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento, a las temperaturas óptimas de los aceros X45Cr13, X30Cr13 y X20Cr13.

En las gráficas de los tres aceros más altos en carbono, X60Cr14MoV, X45Cr14MoV y X45Cr13, se puede observar que la cantidad de carburos disminuye a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento hasta alcanzar unos valores mínimos, a partir de los cuales dicha velocidad no tiene influencia alguna. Estos mínimos corresponden a los restos de carburos que, en cada caso, permanecen sin disolverse a las respectivas temperaturas de calentamiento. El mantenimiento de dichos valores mínimos con independencia de la velocidad de enfriamiento, pone de manifiesto que en esos intervalos de velocidades no se ha producido precipitación de nuevos carburos durante el enfriamiento (tramos no rayados de las gráficas de las figuras 85 y 86). Por el contrario, la variación del porcentaje en área de carburos en función de la velocidad de

enfriamiento, aumentando aquél a medida que ésta disminuye, pone en evidencia que existe precipitación de nuevos carburos durante el intervalo de velocidades de enfriamiento en el que esta variación tiene lugar (tramos rayados de las gráficas de las citadas figuras 85 y 86).

Tal como se puede comprobar en los diagramas de transformación martensítica de los tres aceros más altos en carbono, figuras 74, 76 y 78, el desdoblamiento del tipo M_{sII} se produce efectivamente en los mismos intervalos de velocidades de enfriamiento en los cuales se ha demostrado la existencia de precipitación de nuevos carburos. En los tres aceros, esta precipitación de carburos es capaz de producir zonas de austenita empobrecidas en cantidad suficiente para que su transformación en la etapa M_{sII} sea perfectamente detectable a nivel experimental. Sin embargo, en los dos aceros más bajos en carbono, X30Cr13 y X20Cr13, la precipitación de carburos durante los intervalos de enfriamiento de bajas velocidades, aunque existe es muy pequeña, (tramos discontinuos en las gráficas correspondientes de la figura 86). Este hecho impide detectar con precisión los desdoblamientos del tipo M_{sII} en estos aceros, motivo por el cual en los diagramas de las figuras 80 y 82 se representan también con trazos discontinuos. Con ello se quiere indicar que, a nivel experimental, se

observan ciertas respuestas dilatométricas que revelan la tendencia a la formación de desdoblamientos incipientes del tipo M_{211} en estos aceros pero, al corresponder a cantidades pequeñísimas de austenita empobrecida, las citadas respuestas dilatométricas son de muy baja intensidad y amplitud y quedan prácticamente enmascaradas con las de la transformación principal.

En las figuras 87 y 88 se representa la variación que experimenta el porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento en los cinco aceros templados desde sus correspondientes temperaturas convencionales.

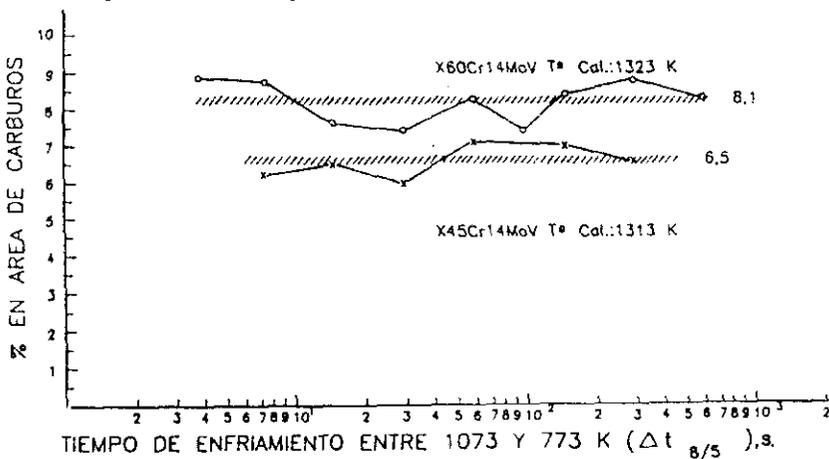


Fig. 87.- Variación del porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento, a las temperaturas convencionales de los aceros X60Cr14MoV, X45Cr14MoV.

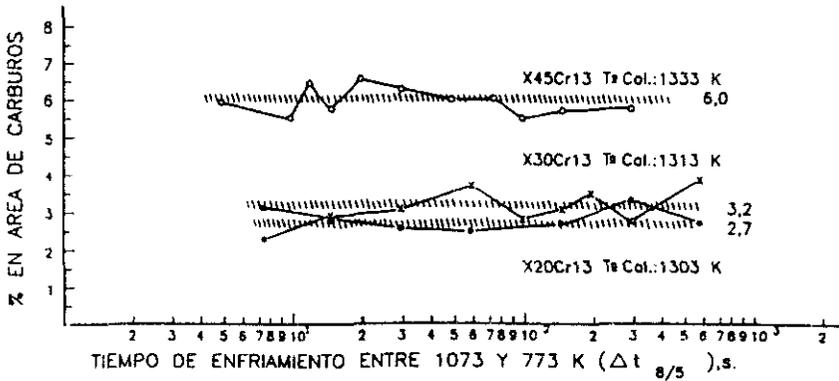


Fig. 88.- Variación del porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento, a las temperaturas convencionales de los aceros X45Cr13, X30Cr13 y X20Cr13.

A diferencia de lo expuesto anteriormente para las temperaturas óptimas, en estas condiciones de calentamiento se ha podido confirmar que no existe precipitación de carburos en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento ensayado. En los cinco aceros, el porcentaje en área de carburos varía, independientemente de la velocidad de enfriamiento, dentro de un rango reducido de valores cuyos niveles medios se representan por una línea rayada en cada gráfica. Efectivamente, los diagramas de transformación martensítica de los cinco aceros correspondientes a las temperaturas convencionales, figuras 75, 77, 79, 81 y 83, confirman que no se produce desdoblamiento del tipo $M_{s,II}$; como consecuencia,

queda así demostrado que este tipo de desdoblamiento tiene su origen en la precipitación de nuevos carburos durante el enfriamiento.

Continuando con la explicación de los fenómenos de desdoblamiento, corresponde ahora encontrar el origen de las subtransformaciones martensíticas producidas a temperaturas inferiores a la de la transformación principal, M_{s1} . Lógicamente, estas subtransformaciones, referidas a los desdoblamientos del tipo M_{s0} y M_{s00} , corresponden a la transformación en martensita de zonas de austenita enriquecidas en carbono y elementos carburígenos.

En este trabajo se ha comprobado experimentalmente que los desdoblamientos M_{s0} y M_{s00} se producen siempre en ausencia de precipitación de carburos durante el enfriamiento. Salvo en el caso del acero X60Cr14MoV calentado a 1373 K que, por su singularidad, será discutido posteriormente, los diagramas de transformación martensítica de los cinco aceros indican que los desdoblamientos del tipo M_{s0} y M_{s00} no se producen simultáneamente con el del tipo M_{s11} y que aquéllos sólo se producen bajo condiciones de austenización y enfriamiento en las que se ha demostrado la inexistencia de precipitación; es decir, para los enfriamientos a altas velocidades desde las

temperaturas óptimas de calentamiento y para todo el intervalo de enfriamiento desde las temperaturas convencionales, figuras 85 a 88.

Confirmado este hecho, la figura 89 representa esquemáticamente el mecanismo de formación de los desdoblamientos M_{50} y M_{500} en estos aceros.

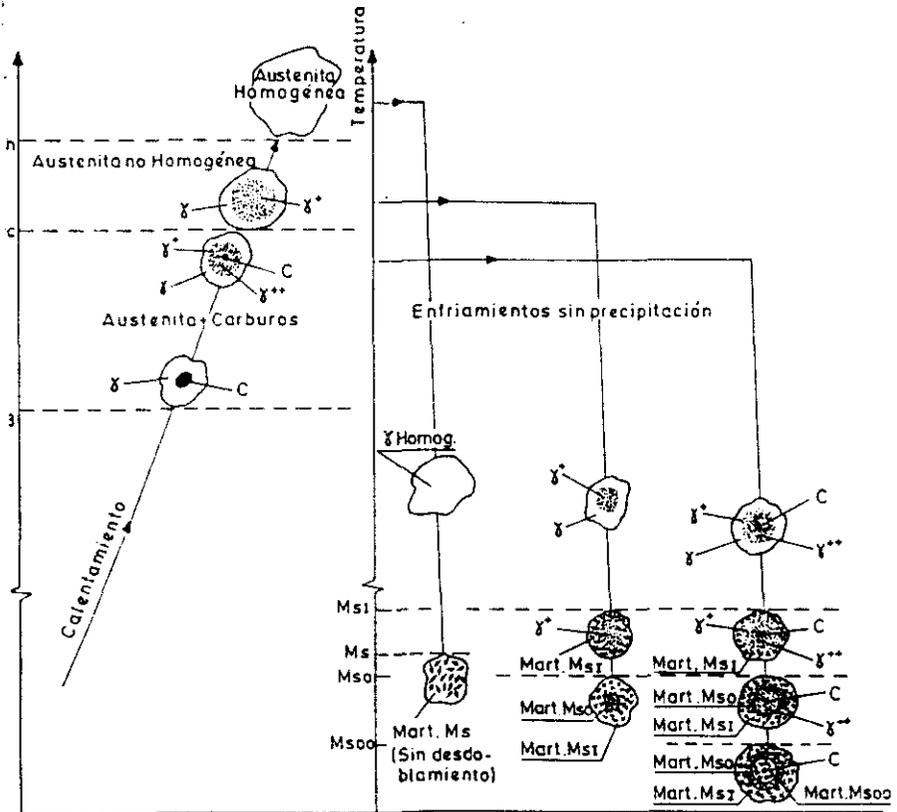


Fig. 89.- Esquema del mecanismo de formación de los desdoblamientos tipo M_{50} y M_{500} .

Tal como se ha explicado anteriormente, para temperaturas de calentamiento comprendidas entre A_{cc} y A_{ch} , el estado de austenización de estos aceros está formado por austenita no homogénea. En estas condiciones, dicha fase mantiene un gradiente de concentración producido por la coexistencia de pequeñas zonas de austenita enriquecida (γ'), rodeadas de un volumen mucho mayor de matriz austenítica de menor concentración (γ). Si durante el enfriamiento desde este estado de austenización no se produce precipitación de carburos, figura 89, persistirán las zonas de austenita enriquecida (γ') que se transformarán en etapas de desdoblamiento del tipo M_{50} . La matriz de austenita de menor concentración (γ) producirá la transformación martensítica principal M_{51} .

Cuando la temperatura de calentamiento está comprendida entre A_{c3} y A_{cc} , el estado de austenización estará constituido por austenita y carburos. Como consecuencia de la difusión de carbono y elementos carburígenos que tiene lugar durante el proceso de disolución de carburos, no concluido todavía a dichas temperaturas, coexistirán zonas de austenita enriquecidas de diferente concentración según su proximidad a los citados carburos. En estas condiciones, los carburos que permanecen estables a estas temperaturas de calentamiento se mantendrán invariables y su cantidad no se verá incrementada

si no se produce precipitación de nuevos carburos durante el proceso de enfriamiento. Así, a medida que evoluciona dicho enfriamiento, la matriz de austenita (γ) se transformará en la etapa principal M_{s1} y las zonas de austenitas enriquecidas (γ' y γ'') se transformarán, respectivamente, en las etapas de desdoblamiento del tipo M_{s0} y M_{s00} a temperaturas inferiores, figura 89.

De esta forma, según los estudios realizados en este trabajo para dar explicación a los fenómenos de desdoblamiento que se producen en los aceros inoxidables martensíticos Cr13 y Cr14MoV, se puede concluir que los desdoblamientos del tipo M_{s0} y M_{s00} en estos aceros tienen su origen en los gradientes de concentración producidos en la austenita por efecto de la difusión de carbono y elementos carburígenos desde los carburos parcial o totalmente disueltos a dichas temperaturas, y no en la precipitación de nuevos carburos durante el enfriamiento como sucede para el desdoblamiento del tipo M_{s11} .

6.5. ANALISIS DE LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES DE LOS FENOMENOS DE DESDOBLAMIENTO.

Como se verá a lo largo de este apartado, el análisis y discusión particular de los resultados experimentales

obtenidos en cada uno de los cinco aceros estudiados, permitirá confirmar la validez general de las teorías propuestas en este trabajo para explicar el origen de los fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica.

Con objeto de facilitar la exposición, en las figuras 90 a 99 se representan conjuntamente los diagramas de transformación martensítica de cada acero y sus correspondientes gráficas de variación del porcentaje en área de carburos con la velocidad de enfriamiento -gráficas de precipitación-.

Dentro de este análisis, es especialmente interesante el caso del acero X60Cr14MoV calentado a velocidad de $0,5 \text{ K.s}^{-1}$ hasta su temperatura óptima, 1373 K, en el cual se producen conjuntamente desdoblamientos del tipo M_{s11} y M_{s0} para un intervalo de velocidades de enfriamiento comprendido entre la velocidad crítica de transformación martensítica y 2 K.s^{-1} , figura 90. Por coherencia con las interpretaciones propuestas para estas dos etapas de desdoblamiento, en este caso deben darse unas condiciones tales que permitan la intervención simultánea de los dos mecanismos: la disolución parcial de carburos existentes a esa temperatura de calentamiento y la precipitación de nuevos carburos durante los enfriamientos realizados a las velocidades citadas. En efecto, la temperatura

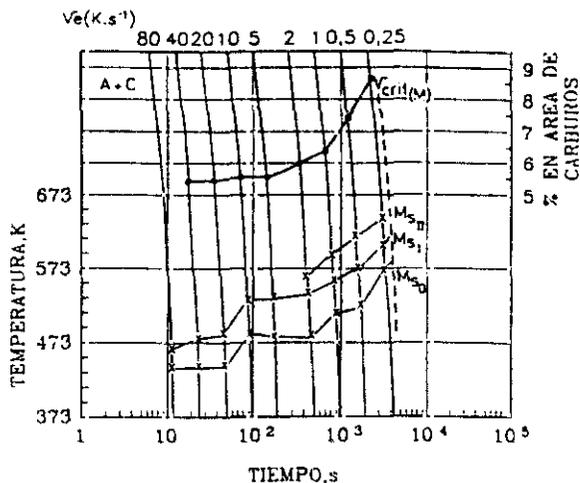


Fig. 90. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X60Cr14MoV a 1373 K.

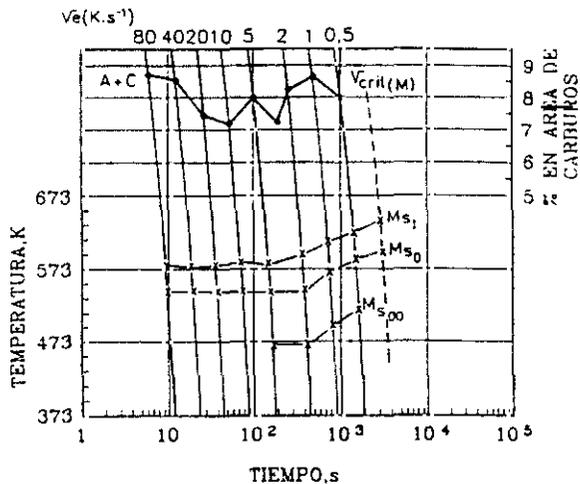


Fig. 91. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X60Cr14MoV a 1323 K.

de 1373 K es suficientemente elevada para producir la disolución total de ciertas cantidades de carburos pero, a su vez, está suficientemente alejada del A_{cc} como para poder considerar que existen todavía cantidades apreciables de carburos sin disolver, que difunden carbono y elementos carburígenos hacia las zonas austeníticas próximas a ellos. Como se ha señalado anteriormente, ambas causas, producidas de forma simultánea en este caso por sus propias condiciones de austenización y enfriamiento, determinan la aparición de los dos tipos diferentes de desdoblamiento en este intervalo reducido de velocidades de enfriamiento. El incremento de concentración en las zonas de austenita próximas a los carburos existentes a 1373 K producirá el desdoblamiento M_{s0} y la precipitación de carburos durante el enfriamiento que tiene su origen en los carburos disueltos, será la responsable del desdoblamiento del tipo M_{sII} . Como puede observarse en la gráfica de precipitación de la figura 90, para velocidades de enfriamiento superiores a 2 K.s^{-1} se inhibe la precipitación de carburos y se mantienen los efectos de enriquecimiento que provocan el desdoblamiento M_{s0} .

Desde la temperatura de calentamiento convencional, la transformación martensítica del acero X60Cr14MoV se desarrolla con desdoblamientos del tipo M_{s0} y M_{s00} , figura 91. El M_{s0} se

mantiene en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento ensayado, mientras que el M_{300} , procedente de las zonas de austenita de mayor concentración en carbono y elementos carburígenos, es de muy baja intensidad y sólo aparece para velocidades de enfriamiento inferiores a 5 K.s^{-1} . Este hecho puede fundamentarse en la mayor intensidad y amplitud de los gradientes de concentración producidos en la austenita en el rango de velocidades de enfriamiento más bajas, donde el tiempo de permanencia del acero a las temperaturas eficaces de disolución parcial de carburos y de difusión de elementos aleantes es necesariamente mayor.

De cualquier forma, tal como indica la gráfica de precipitación de la figura 91, la ausencia de precipitación de carburos durante el enfriamiento de este acero desde la temperatura convencional, manteniéndose el porcentaje en área de dichos carburos a un nivel próximo a 8,1 %, da como resultado que coexistan las zonas de austenitas enriquecidas responsables de los desdoblamientos M_{50} y M_{300} .

En relación con los aceros X45Cr14MoV y X45Cr13, la similitud de sus comportamientos permite analizarlos de forma conjunta. En ambos aceros, el desdoblamiento del tipo M_{311} se produce para sus respectivas temperaturas óptimas de calentamiento en un

rango limitado de velocidades de enfriamiento ($\leq 10 \text{ K.s}^{-1}$), figuras 92 y 94. Desde esas mismas temperaturas de calentamiento, enfriamientos a velocidades superiores a 10 K.s^{-1} provocan la desaparición del desdoblamiento M_{s11} y la aparición del M_{s0} . Efectivamente, según las gráficas de precipitación de las figuras 92 y 94, para velocidades de enfriamiento inferiores a 10 K.s^{-1} se produce en los dos aceros precipitación de carburos durante el enfriamiento, dando lugar a las correspondientes zonas de austenita empobrecida que se transforman en M_{s11} ; para velocidades de enfriamiento superiores a 10 K.s^{-1} no se produce precipitación de nuevos carburos, persistiendo durante el enfriamiento las zonas de austenita enriquecida que se transforman en la etapa de desdoblamiento M_{s0} .

Para las temperaturas convencionales, figuras 93 y 95, la única diferencia entre el acero X45Cr14MoV y el X45Cr13 es que el primero no presenta desdoblamiento del tipo M_{s00} . Esta diferente respuesta se debe a que en el caso del X45Cr14MoV, la temperatura convencional (1313 K) está más alejada de la temperatura de disolución de carburos A_{cc} (1391 K) que en el caso del acero X45Cr13, para el cual la temperatura convencional es de 1333 K frente a una temperatura de disolución de 1383 K. Este hecho da lugar a que en el acero

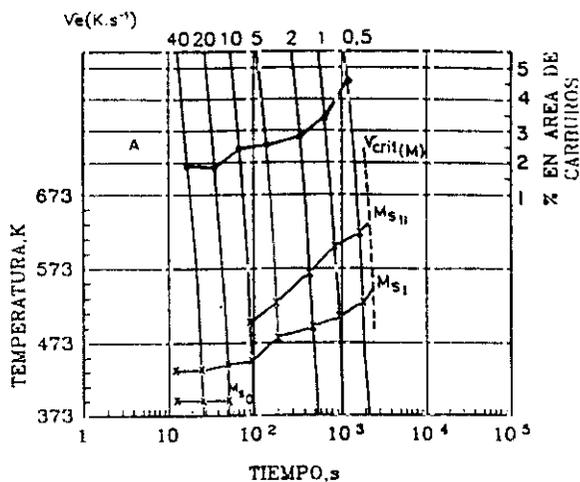


Fig. 92. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X45Cr14MoV a 1403 K.

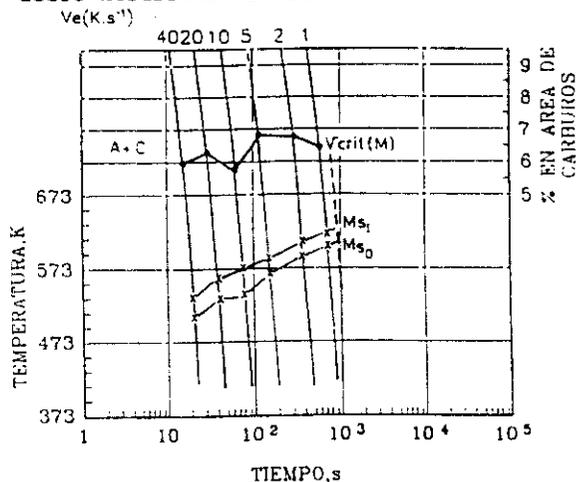


Fig. 93. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X45Cr14MoV a 1313 K.

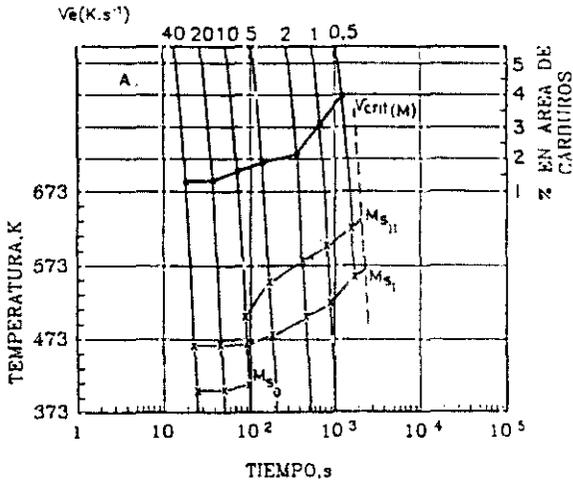


Fig. 94. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X45Cr13 a 1393 K.

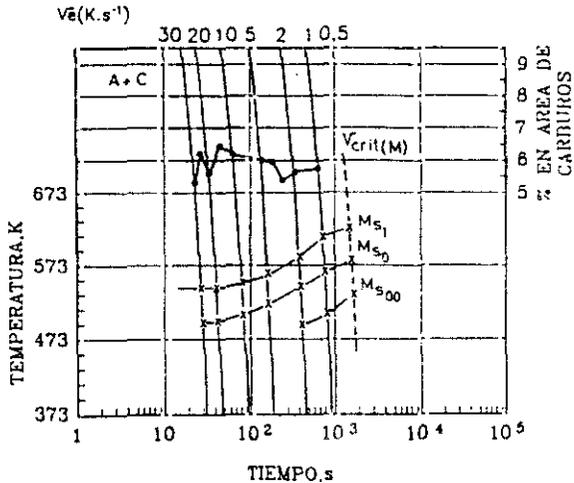


Fig. 95. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X45Cr13 a 1333 K.

X45Cr13 se haya producido una disolución más intensa de carburos y, como consecuencia, zonas de austenita suficientemente enriquecidas para producir desdoblamientos del tipo M_{300} con velocidades de enfriamiento inferiores a 2 K.s^{-1} .

Respecto a los desdoblamientos M_{50} , en los dos aceros se producen de forma normal a lo largo de todo el intervalo de enfriamiento.

Finalmente, en los aceros X30Cr13 y X20Cr13, calentados a sus respectivas temperaturas óptimas de temple, existe una clara tendencia a la formación de desdoblamientos del tipo M_{511} en intervalos limitados de velocidades de enfriamiento, $\leq 2 \text{ K.s}^{-1}$ para el X30Cr13 y $\leq 0,2 \text{ K.s}^{-1}$ para el X20Cr13, figuras 96 y 98. Como ya fué señalado anteriormente y como indican las gráficas de precipitación de las citadas figuras 96 y 98, la escasa precipitación de carburos que se produce en estos aceros durante el enfriamiento, impide la observación diferenciada del desdoblamiento M_{511} y la determinación precisa de sus puntos a nivel experimental.

Para las temperaturas de calentamiento convencionales, el acero X30Cr13 presenta desdoblamientos del tipo M_{50} claramente definidos hasta una velocidad de enfriamiento de 5 K.s^{-1} , figura 97.

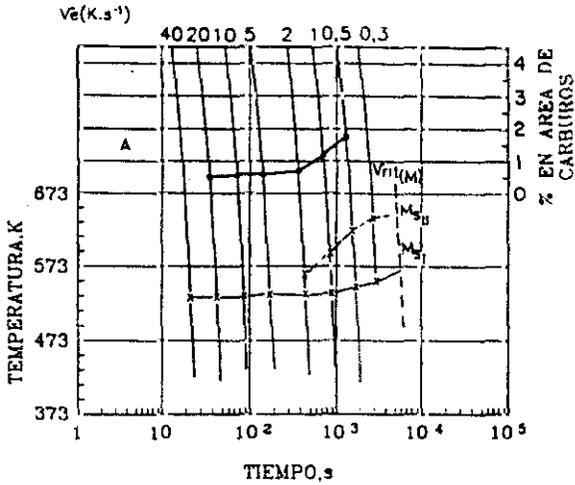


Fig. 96. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X30Cr13 a 1423 K.

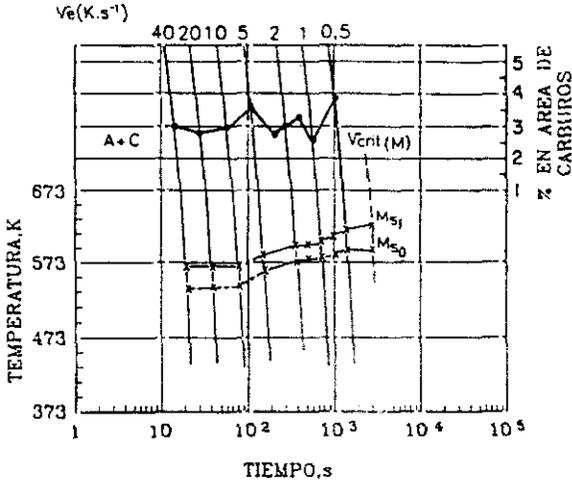


Fig. 97. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X30Cr13 a 1313 K.

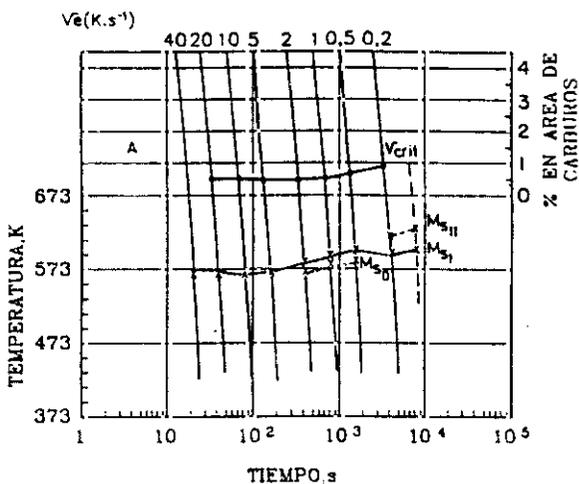


Fig. 98. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X20Cr13 a 1383 K.

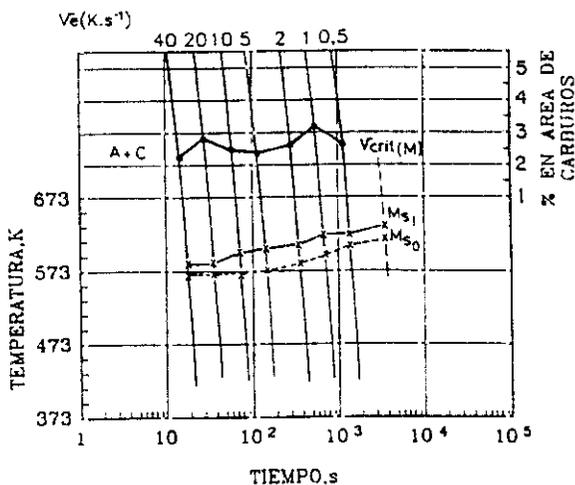


Fig. 99. - Composición del diagrama de transformación martensítica y gráfica de precipitación de carburos del acero X20Cr13 a 1303 K.

A partir de esta velocidad, únicamente se observa una tendencia a la formación de dicho desdoblamiento, lo cual se pone de manifiesto a través de respuestas dilatométricas de muy baja intensidad y amplitud y se representa por líneas de trazos en la citada figura 97. Para el acero X20Cr13, la línea de trazos comprende todo el intervalo de enfriamiento ensayado, figura 99. Evidentemente, la disolución durante el calentamiento de las pequeñas cantidades de carburos que tienen estos dos aceros bajos en carbono, en el estado inicial, no permite que se produzcan suficientes zonas de austenita enriquecidas como para provocar desdoblamientos significativos del tipo M_{30} durante el enfriamiento.

La posibilidad de interpretar de forma coherente y rigurosa los resultados experimentales obtenidos para los cinco aceros, hace posible confirmar la validez y generalización de las teorías aportadas en este trabajo para explicar los fenómenos de desdoblamiento que se producen en la transformación martensítica de los aceros inoxidables martensíticos Cr13 y Cr14MoV.

CAPITULO 7

7. CONCLUSIONES

El estudio general llevado a cabo en este trabajo sobre las transformaciones de inequilibrio en estado sólido, producidas en los aceros inoxidable martensíticos tipo Cr13 y Cr14MoV por aplicación de ciclos anisotérmicos, ha permitido profundizar en el conocimiento de dos aspectos fundamentales de estos importantes materiales, su tratamiento térmico y su transformación martensítica.

Aunque a lo largo del texto se han señalado explícitamente las conclusiones más importantes desprendidas de este estudio, algunas de ellas derivadas de la propia aportación de diagramas experimentales inéditos, en este capítulo se recopilarán brevemente las que pueden considerarse de mayor interés.

En este sentido, de los resultados obtenidos en este trabajo de investigación pueden deducirse dos tipos de conclusiones.

Se expondrán en primer lugar las que se refieren al estudio experimental de las transformaciones anisotérmicas de fases y microconstituyentes que, a través de la determinación de los correspondientes diagramas de austenización en calentamiento continuo y T.T.T. en enfriamiento continuo, proporcionan una

valiosa información para poder programar con rigor los tratamientos térmicos de estos aceros. Dadas las características de composición de los aceros inoxidables martensíticos, el estudio experimental de los procesos de disolución y precipitación de carburos constituye también otro aspecto de extraordinario interés que, unido al conocimiento de las transformaciones anisotérmicas y al análisis de microestructuras, ha permitido optimizar los tratamientos térmicos de temple de estos aceros, revisando y modificando criterios empleados tradicionalmente en los mismos.

Por otra parte, la investigación en el campo de las transformaciones de inequilibrio en estado sólido de estos aceros ha conducido, indefectiblemente, al estudio de su transformación principal, la transformación martensítica. En este trabajo se han identificado nuevas etapas de desdoblamiento en esta transformación, que ponen de manifiesto la existencia de subtransformaciones martensíticas hasta ahora desconocidas. Muy particularmente cabe destacar, en este sentido, la original aportación al conocimiento de la transformación martensítica y el desarrollo de teorías inéditas capaces de explicar rigurosa y coherentemente el origen de los fenómenos de desdoblamiento observados en la transformación martensítica de los aceros inoxidables Cr13 y Cr14MoV.

- En relación con la austenización de estos aceros, se ha prestado una especial atención al conocimiento empírico de las transformaciones que se producen durante el calentamiento continuo, analizando la influencia de los parámetros y factores fundamentales implicados en el mismo. Se ha demostrado que este aspecto del tratamiento térmico, que no acostumbra a ser considerado con el debido rigor en la práctica industrial, tiene una extraordinaria importancia tanto sobre las propiedades finales obtenidas en estos materiales como sobre el desarrollo de la transformación martensítica.

Los resultados representados en los diagramas experimentales de austenización en calentamiento continuo revelaron, por sí mismos, el efecto que produce la velocidad y temperatura de calentamiento sobre el estado de austenización real de estos aceros, a través de la modificación de sus puntos de transformación A_{c1} , A_{c3} , A_{cc} y A_{ch} .

- Sobre la determinación de los puntos críticos de calentamiento, es necesario resaltar el desarrollo de vías experimentales originales realizado en este trabajo para localizar los puntos A_{cc} y A_{ch} por análisis dilatométrico de alta resolución. Para ello, ha sido necesario encontrar relaciones causa-efecto y métodos indirectos de confirmación experimental

que permitieran la identificación de los puntos de disolución total de carburos, A_{cc} , y de homogeneización de la austenita A_{ch} .

- Para conocer el efecto del tamaño de grano austenítico sobre las transformaciones anisotérmicas, se ha realizado un amplio estudio del crecimiento de grano austenítico con la temperatura, bajo condiciones invariables iniciales y de calentamiento.

Los resultados experimentales obtenidos han demostrado que el crecimiento de grano austenítico en estos aceros está controlado eficazmente por la acción de los carburos complejos y, como consecuencia, por la evolución que experimenta la disolución de los mismos durante el calentamiento.

- La medida de los porcentajes en área de carburos presentes en las microestructuras de temple efectuados desde diferentes temperaturas de calentamiento, ha hecho posible profundizar en el conocimiento del proceso de disolución de carburos en estos aceros y, sus resultados, han aportado luz al origen de los fenómenos de desdoblamiento.

- La temperatura de calentamiento, determinante, a igualdad

de otros parámetros de calentamiento, de la estructura de austenización, tiene una influencia decisiva sobre las características obtenidas en estos aceros después del tratamiento térmico de temple.

A través de la evaluación experimental de los efectos producidos por la temperatura de calentamiento sobre los procesos de disolución de carburos y sobre la dureza de temple, en este trabajo se han determinado las temperaturas óptimas de temple de los cinco aceros ensayados y se han establecido los parámetros generales del ciclo térmico que debe aplicarse al citado tratamiento. Estas temperaturas óptimas de temple, notablemente superiores a las temperaturas de calentamiento convencionales empleadas de forma generalizada en la práctica industrial, proporcionan los niveles máximos de dureza en estos aceros inoxidables martensíticos. Además de la optimización de las características de dureza, en este trabajo se ha comprobado también que el aumento de la temperatura de calentamiento produce una considerable disminución de las cantidades de carburos presentes en las microestructuras de temple de los aceros estudiados. Este hecho, derivado de los propios procesos de disolución de carburos durante el calentamiento, permite predecir un mejor comportamiento frente a la corrosión cuando estos aceros se templean desde sus respectivas temperaturas

óptimas, alcanzándose así el doble objetivo de optimizar, simultáneamente, las propiedades de dureza y de resistencia a la corrosión.

- Los resultados obtenidos sobre el crecimiento de grano austenítico demuestran que, en todos los aceros ensayados, el tamaño de grano austenítico se mantiene suficientemente fino a las temperaturas óptimas de temple, especialmente en los aceros de mayor contenido de carbono y elementos carburígenos. Como consecuencia, es posible concluir que el moderado crecimiento producido en el grano austenítico por efecto de la elevación de las temperaturas de calentamiento, desde las convencionales a las óptimas, no afectará de forma significativa a las características de tenacidad de estos aceros en estado de temple.

- En relación con el efecto que tiene la temperatura de calentamiento sobre la existencia de austenita retenida en las microestructuras de temple efectuados hasta temperatura ambiente, mediante análisis dilatométrico se ha podido verificar que, hasta las temperaturas óptimas de cada acero, se produce la descomposición total de la austenita en martensita, detectándose experimentalmente para éstas el final de la transformación martensítica a temperaturas próximas a la

temperatura ambiente.

Estos resultados fueron confirmados a nivel metalográfico, observándose, principalmente en los aceros más altos en carbono, la existencia de cantidades crecientes de austenita retenida para temperaturas de calentamiento superiores a las óptimas de temple.

La ausencia de austenita residual a las temperaturas óptimas de calentamiento propuestas en este trabajo, refuerzan la idoneidad de dichas temperaturas para el tratamiento térmico de temple de estos aceros inoxidables.

- El estudio general de las transformaciones de inequilibrio producidas por la descomposición anisotérmica de la austenita en el enfriamiento continuo ha aportado, asimismo, importantes conclusiones sobre el tratamiento térmico y sobre la relación microestructura-propiedades de los aceros inoxidables martensíticos.

La propia realización de los diagramas experimentales T.T.T. de enfriamiento continuo de los cinco aceros estudiados bajo dos estados de austenización diferentes, correspondientes a sus respectivas temperaturas óptimas y convencionales, reviste, por

si mismo, una extraordinaria importancia a nivel de aplicación industrial y representa una de las conclusiones experimentales de mayor valor en el contexto general de este trabajo. Dichos diagramas encierran una valiosa información cualitativa sobre las fases y microconstituyentes generados por la transformación anisotérmica de la austenita, imprescindible para el conocimiento de los tratamientos térmicos de estos aceros. Sin embargo, con objeto de completar la información cualitativa de los mismos, en este trabajo se aportan también los diagramas de Dureza-Composición microestructural-Velocidad de enfriamiento que, unidos a sus respectivos estudios metalográficos, proporcionan una información cuantitativa de aplicación directa en la programación del tratamiento térmico de estos materiales.

- El análisis de los resultados experimentales recogidos en los citados diagramas, ha permitido obtener una conclusión de gran interés; para las temperaturas óptimas de temple determinadas en este trabajo, no sólo se obtienen las durezas más elevadas, sino que se requieren velocidades de enfriamiento inferiores para conseguirlas. En este sentido cabe destacar que, para dichas temperaturas óptimas, a partir de velocidades de enfriamiento de 1 K.s^{-1} , las durezas de las microestructuras martensíticas de los tres aceros más altos en carbono

-X60Cr14MoV, X45Cr14MoV y X45Cr13- son muy próximas a las durezas máximas. En estos aceros, las durezas obtenidas por temple desde sus correspondientes temperaturas óptimas, alcanzan valores de 710 HV5 para enfriamientos a velocidad de 1 K.s^{-1} , muy próximos a los máximos situados a 720-730 HV5 para velocidades superiores a 20 K.s^{-1} .

En los dos aceros más bajos en carbono, se verifica también que para las temperaturas óptimas se requieren velocidades de enfriamiento inferiores para alcanzar la máxima dureza; sin embargo, el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la dureza martensítica es más acusado a medida que disminuye el contenido en carbono del acero. En el acero X30Cr13, la dureza máxima de 695 HV5, obtenida a velocidades de enfriamiento superiores a 10 K.s^{-1} , disminuye hasta 670 HV5 para la velocidad de 1 K.s^{-1} . Esta variación, poco significativa todavía para el acero X30Cr13, aumenta de forma apreciable para el acero X20Cr13, donde la dureza máxima de 580 HV5, correspondiente a velocidades de enfriamiento superiores a 12 K.s^{-1} , disminuye hasta 530 HV5 para el enfriamiento a 1 K.s^{-1} .

En cualquier caso, la posibilidad de lograr los niveles más altos de dureza con enfriamientos a baja velocidad, permite optimizar las características de dureza de estos aceros

disminuyendo considerablemente los riesgos de tensiones internas, deformaciones y agrietamientos de temple en las piezas tratadas. Sin embargo, aunque la mayoría de las instalaciones industriales de tratamiento térmico continuo trabajan normalmente con velocidades de enfriamiento de este orden, la necesidad de alcanzar temperaturas de calentamiento superiores a 1373 K, exigiría introducir algunas modificaciones en las instalaciones convencionales, relacionadas, fundamentalmente, con los materiales empleados en su construcción.

- En relación con otro de los objetivos fundamentales de este trabajo, la investigación sobre la evolución de la transformación martensítica en los aceros inoxidable Cr13 y Cr14MoV, es necesario señalar en primer lugar que el empleo de técnicas dilatométricas de alta resolución ha permitido detectar experimentalmente fenómenos de desdoblamiento correspondientes a subtransformaciones martensíticas inéditas. Asimismo, el extenso trabajo experimental realizado sobre este tema, ha hecho posible demostrar la extraordinaria influencia que tienen las condiciones de austenización y enfriamiento sobre los citados fenómenos de desdoblamiento, derivada de los procesos de disolución y precipitación de carburos que se producen durante el ciclo térmico.

- Los desdoblamientos que, en determinadas condiciones, presenta la transformación martensítica de estos aceros se fundamentan en la descomposición anisotérmica de austenitas coexistentes con distinta composición química. La heterogeneidad de la fase austenítica procede de la existencia de carburos en estos aceros y, como consecuencia, se refiere a la variación de la concentración de carbono y elementos carburígenos en dicha fase.

Tal como demuestran los resultados experimentales recogidos en los diagramas de transformación martensítica de los cinco aceros estudiados, los aceros con mayor contenido de carbono y elementos carburígenos presentan mayor tendencia al desdoblamiento, ya que en ellos la cantidad de carburos es necesariamente más elevada que en los aceros con menor contenido de dichos elementos.

- Ensayos de temple efectuados en los cinco aceros estudiados desde diferentes temperaturas de calentamiento y con enfriamientos a velocidades suficientemente elevadas como para inhibir la precipitación de carburos, han demostrado que:

. Desde temperaturas de calentamiento ligeramente superiores

a A_{ch} , estado de austenización constituido por austenita homogénea, la transformación martensítica producida a alta velocidad, no experimenta fenómenos de desdoblamiento en ninguno de los aceros estudiados.

. Desde las temperaturas de calentamiento convencionales, para las que corresponden estados de austenización formados por austenita y carburos, en todos los aceros se producen desdoblamientos de la transformación martensítica del tipo M_{30} .

. Desde las temperaturas de calentamiento óptimas que producen estados de austenización formados por austenita no homogénea, la transformación martensítica de los aceros más altos en carbono presenta el mismo tipo de desdoblamiento, M_{30} .

- El análisis de estos resultados experimentales permite concluir que, desde estados de austenización en los cuales la austenita no ha alcanzado niveles suficientes de homogeneidad, bien como consecuencia de no haberse finalizado el proceso de disolución de carburos o por no haber sido eliminados los gradientes de concentración de carbono y elementos carburígenos mediante difusión en estado sólido, la transformación anisotérmica de la austenita en martensita experimentará desdoblamientos del tipo M_{30} , que indican la existencia de zonas

de austenita enriquecida. Se demuestra así, en contra de las teorías publicadas sobre este tema, que aun en ausencia de precipitación de carburos durante el enfriamiento, en estos aceros inoxidable se presentan fenómenos de desdoblamiento y que éstos, del tipo M_{50} , están estrechamente vinculados al estado de austenización alcanzado durante el calentamiento de los mismos.

- Por otra parte, los citados diagramas experimentales de transformación martensítica ponen de manifiesto que la velocidad de enfriamiento modifica el fenómeno de desdoblamiento que se produce en la transformación martensítica de un acero desde un estado de austenización determinado, y que las citadas modificaciones dependen del propio estado de austenización del acero.

Los desdoblamientos de la transformación martensítica del tipo M_{511} , correspondientes a la descomposición anisotérmica de zonas de austenita empobrecidas, se presentan exclusivamente para las temperaturas de calentamiento óptimas y en intervalos de bajas velocidades de enfriamiento, donde se demuestra la existencia de precipitación de carburos. Sin embargo, los desdoblamientos M_{50} y M_{500} , correspondientes a la descomposición anisotérmica de zonas de austenita empobrecidas, se presentan siempre en

ausencia de precipitación.

- El análisis del extenso trabajo de investigación realizado sobre los fenómenos de desdoblamiento de la transformación martensítica de estos aceros, ha permitido concluir, finalmente, que ambos tipos de desdoblamientos, el $M_{s,II}$ y los $M_{s,0}$ y $M_{s,00}$, están perfectamente diferenciados y tienen su origen en causas diferentes.

El desdoblamiento del tipo $M_{s,II}$ en estos aceros tiene su origen en la precipitación de carburos durante el enfriamiento, mientras que los desdoblamientos del tipo $M_{s,0}$ y $M_{s,00}$ tienen su origen en los gradientes de concentración producidos en la austenita, por efecto de la difusión de carbono y elementos carburígenos desde los carburos parcial o totalmente disueltos a la temperatura de calentamiento. Estas teorías, confirmadas a nivel experimental en los aceros inoxidables estudiados, representa una aportación original al conocimiento de la transformación martensítica de estos aceros y una de las conclusiones más relevantes de este trabajo.

Con ello han sido expuestas las conclusiones fundamentales de este trabajo sobre las transformaciones de inequilibrio producidas por ciclos anisotérmicos en aceros inoxidables martensíticos tipo Cr13 y Cr14MoV, en el que se ha pretendido contribuir al conocimiento y mejor aplicación industrial de estos importantes materiales metálicos.

BIBLIOGRAFIA

- (1) A. KULMBURG, F. KÖRNIHEUER, *Harterei Tech. Mitt.* 31, 1976: 195.
- (2) J. MARATRAY, A. POUEATON, "Contribution à l'étude du contrôle des structures et de leur dureté dans les alliages ferreux à hautes teneurs en carbone et en chrome". *Climax Molybdenum*, 1977.
- (3) P. VAUGEDIS, Thèse 3^{ème} cycle "Caractérisation du comportement structural d'un acier rapide à fortes teneurs en cobalt et en vanadium du type Z125WKVD 9.9.3.3." Paris-Orsay, Octobre 1984.
- (4) H.T. FREIRE VIEIRA, II Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos. Tomo II. San Sebastián, 1986.
- (5) J.M. SILCOCK, A.W. DENHAM, "The mechanism of Phase Transformations crystalline solids". *International Symposium, Institute of Metals, Manchester*, 1968: 59.
- (6) N. YUKAWA, N. HIDA, T. IMURA, M. KAWAMURA y Y. MIZUNO, *Met. Trans.*, 3, 1972: 887.
- (7) M.P. LACOMBE, "Les bases métallurgiques de la structure des divers nuances d'aciers inoxydables". *Jornadas Hispano-Francesas "Aceros Especiales"*. San Sebastián, 1970.
- (8) GABRIELE DI CAPRIO, "Los aceros inoxidables". Ed. S.A. EBRISA. Barcelona, Mayo 1987.
- (9) A.B. KINZEL y W. CRAFTS, "The alloys of iron and chromium". Vol. I Low-Chromium. Mc. Graw-Hill Book Company, Inc. New York and London, 1937.
- (10) W. TAFAUJE, A. SPONHEUER y H. BENNEK, *Archiv. für das Eisenhüttenwesen*, 8, 1934-1935: 499-506.
- (11) WILLIAM C. LESLIE, "The Physical Metallurgy of Steels", Mc. Graw-Hill Book Company, New York and London, 1981.
- (12) I.B. PICKERING, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Appl. Science Pub., London 1978: 228.
- (13) A.L. SCHAEFFLER, *Welding Journal*, 26, 1947: 601. *Iron Age*, 162, Julio 1948: 72.
- (14) A.L. SCHAEFFLER, *Met. Prog.* 56, 1940: 620.
- (15) C.J. LONG y W.T. DELONG, *Weld J.*, 52, 1973: 281.
- (16) *Metal Progress Data Book*, 112, Am. Soc. Met., Metals Park, Ohio 1977.
- (17) A. CONSTANT y G. HENRY, *Revue de Métallurgie C.I.T.*, 79 (7) 1982: 625-639.
- (18) W.L. HOWORTH y J. GORDON PARR, *Transactions of the A.S.M.*, 58, 1965: 476.
- (19) V.N. SVECHNIKOV y J.A. KOCHERZHINSKY, *Vapropy, Fiz. Met Metall.*, 10, 1959: 182.
- (20) G. CIZERON, "Applications de la dilatométrie à vitesse rapide à l'étude des transformations structurales dans les alliages métalliques". 1980.
- (21) J. ORLICH, A. ROSE, P. WIESE, *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Band 3: Zeit - Temperatur Austenitisierung - Schaubilder*. Düsseldorf, VDEH, 1973: 264.
- (22) J. ORLICH, H.J. PIETZENSJUK, *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Band 4: Zeit - Temperatur Austenitisierung - Schaubilder 2 Teil*. Düsseldorf VDEH, 1976: 282.
- (23) R.E. REED HILL, "Principios de Metalurgia Física". CECSA, Barcelona 1971.

- (24) T. GLADMAN, D. DULJEU, *Metal Sci.*, 1974: 167.
- (25) H.P. HOUARDY, M.J. PIETRZENIUK y A. ROSE, *Jornada EICA. "Aciers de construction soudables à dispersoïdes"*, Rapport EUR 4792, Junio 1971: 49-68.
- (26) M.P. DE ANDRES, M. CARSI, "Mardenability: an alternative to the use of grain size as calculation parameters". *Journal of Materials Science*, 22, 1987: 2707-2716.
- (27) J. APRAIZ BARREIRO, "Tratamiento Térmico de los Aceros". Ed. Dossat, Madrid, 1971.
- (28) R. WILSON, "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels". Ed. McGraw-Hill, London 1975.
- (29) L. COLOMBIER, R. LEVEQUE, A. MICHEL, *Rev. Metall.* Nov. 1967: 987.
- (30) K. KUO, *J.I.S.I.* 173, 1953: 363.
- (31) S. TAKEDO, *Metallographic Investigation of the Ternary Alloys of Iron Tungstene - Carbon System*. Technical Publication, Tokyo, 9, 1930.
- (32) R. VOGEL, E. MARTIN, *Archiv. für das Eisenhüttenwesen*, 4, 31, 1930: 487.
- (33) T. HECZKO, *Berg. und Huttenmannische Monatshefte der montanistischen Hochschule*, 92, 1947: 125.
- (34) A. ROSE, L. RADEMACHER, *Forschungsberichte des Landes NRW*, nº 1819, Colonia 1967.
- (35) M.T. FREIRE VIEIRA, *Thèse d'Etat*. Université de Paris-Sud. Centre Orsay, 1983.
- (36) H.J. GOLDSCHMIDT, *Interstitial Alloys*, Butterworths, 1967.
- (37) A.N. POPANDOPULO, G. YU HOVIKOVA, E.P. DALIKENKO, *Metalli*, 3 Term. Obrab. 10, 1979: 43.
- (38) G.A. ROBERTS, J.C. HAMAKER y A.R. JOHNSON, *Tool steels*, 3ª edición, ASM 1962.
- (39) D.J. BLICKWEDE, M. COHEN, *Trans. A.I.M.E.* 185, 1949: 578.
- (40) G. BARREAU, *Thèse d'Etat*, Orsay, 1982.
- (41) K. BUNGARDI, K. KING, N. OELSEN, *Arch. Eisenhüttenw.* 1, 1961: 27.
- (42) K. NARITA, S. ONO, *Koba Steel Engineer*, rep. 16, 1, 1966: 179.
- (43) Y. MEYSAUT, G. MURRY, *Compte rendu- IRSID*, 1970.
- (44) T. WADA, *Metall. Trans.* 3, 1972: 2865.
- (45) J.A. LOBO, L.H. SEIGER, *Metall. Trans.* 7, 1976: 1379.
- (46) M.I. KOJAN, R.E. ENTIN-DOKL, *Akad. Nauk. URSS* 64, 1954: 693.
- (47) S.G. GUTTERMAN, M.I. GOLDSHSHEYS, *Fiz. Met. Metallized*, 17, 1964: 308.
- (48) H. WRIEGT, HSUN FU, *Metall. Trans.*, 1983: 30.
- (49) F. KAYSER, M. COHEN, *Metal Progress*, 1952: 79.
- (50) T. MALKIEWICKZ, Z. BOJARSKI, J. FORYST, *JISI*, 193, 1959: 25.
- (51) D. ATTERBURY, *Metall. and Metal Forming*, Agosto 1971: 210.
- (52) C. KIM, W.F. HOSFORD, *Met. Trans.* 13A, 1982: 185.

- (53) I.K. KUPALOVA, Metall. i. Term. Obrab. Metal 5, 1982: 38.
- (54) A. GULAYEV, Stal 3, 1946: 188.
- (55) V.D. KALNER, L.S. NABUTOVSKIĬ, I.D. BOGOSLOVSKIĬ, Metall. Term. Obrab. Metall 11, 1976: 20.
- (56) W. ARKHAROV, I. KVATER, S. KISELEV, Izvest Akad Nauk URSS Seriya Fiz. 11, 1947: 749.
- (57) Z. BOJARSKI, JISI 199, 1961: 267.
- (58) E. ALMOND, R.S. ARANT, Powder Metall 24, 1981: 105.
- (59) A. ROSE, M. RADEMACHER, J. VAN WYCK, Stahl u. Eisen 79, 1959: 1243.
- (60) F. MEYER, A. ROSE, W. PETER, W. STRASSBURG y L. RADEMACHER, Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Max-Planck-Ins. Eisenforsch u. Werkstoffaussch. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf, 1954: 55-58.
- (61) A.M. PORTEVIN, M. GARVIN, Journ. of the ISI. v. 99, 1919: 465-563.
- (62) L. GUILLET y PH. POUPEAU, "Transformations à l'état solide des métaux et alliages métalliques". Dunod, 1973: 28-34 y 99-105.
- (63) A. GRINHAER, Mem. Sc. Rev. Met. 5, 1973: 18.
- (64) R.F. MEHL y W.C. HAGEL, Prog. in Metal Phys., 6, 1956: 74.
- (65) R.F. MEHL, Trans. A.S.M. 29, 1941: 813.
- (66) J. BENOARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT y J. TALBOT, "Métallurgie Générale". Ed. Masson y Cie. Paris, 1969.
- (67) C. GARCIA DE ANDRES, Tesis Doctoral. Ed. Universidad Complutense de Madrid. 1980.
- (68) A. CONSTANT y G. HENRY, "Les principes de base du traitement thermique des aciers", Revue "T. n° 166, 1982.
- (69) P. LACOMBE, "Transformations martensitiques des aciers ordinaires et des aciers alliés". Journée Hispano-Française. San Sebastián. Mayo, 1967.
- (70) B.L. AVERBACH y M. COHEN, Trans. ASM 41, 1949: 1024.
- (71) Z. NISHIYAMA, "Martensitic Transformation". Ed. Academic Press, Inc. New York, 1978.
- (72) H.S. WECHSLER, D.S. LIEBERMAN y I.A. READ, Trans. AIME, 197, 1953: 1503.
- (73) A.R. TROIANO y A.B. GRENINGER, Metal Progress, 50, 1946: 303.
- (74) W. STEVEN y A.G. HAYNES, J. Iron Steel Inst., 183, 1956: 349.
- (75) C.S. ROBERTS, Trans. AIME, 197, 203.
- (76) R. WILSON, "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels". Ed. Mc. Graw Hill Book Company (UK), 1975.
- (77) G. MURRY, Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 12, 1971: 68.
- (78) E.C. BAIN y H.W. PAXTON, "Les éléments d'addition dans l'acier". Dunod, 1968.
- (79) M. KONOMOPOULOS, M. LAMBERT y L. HABRAKEN, "Diagrammes de transformation des aciers fabriqués dans le Benelux" I. Centre National de Recherches Métallurgiques (CNRH), 1967.

- (80) E.S. DAVENPORT, E.C. BAIN, Trans. AIME, Iron and Steel Div. 1, 1930: 117.
- (81) E.C. BAIN, Trans. AIME, 100, 1932: 13.
- (82) E.S. DAVENPORT, Trans. A.S.M., Dec. 1939: 837-886.
- (83) Atlas of Isothermal Transformations Diagrams, 2nd. Pittsburgh, 1951.
- (84) Atlas of Isothermal Transformations Diagrams, of B.S. (n Steels. (I.S.I. Special Report n° 40). London, 1949.
- (85) G. DELBART, A. CONSTANT, A. CLERC, Courbes de Transformation des Aciers de fabrication française. IRSID.
- (86) A. ROSE, Härtereitechn. Mitt., 5, 1950: 44-64.
- (87) A. ROSE, W. STRASSBURG, Arch. Eisenhüt., 24, 1953: 505-514.
- (88) E.C. BAIN, Trans. Amer. Soc. for Steel Treating, 20, 1932: 385-428.
- (89) E. SCHEIL, Archiv. für das Eisenhüt., 12, 1935: 565.
- (90) E. SCHEIL, Stahl und Eisen, 55, 1935: 683.
- (91) S. STEINBERG, Metallurg, 13, 1938: 7.
- (92) R.A. GRAHGE, J.H. KIEGER, Trans. ASM, 1941: 85-116.
- (93) W.I. PUMPHREY, F.W. JONES, Journ. of the ISI, Junio 1948: 137-144.
- (94) F. WEVER, O. KRISEMENT, Arch. Eisenhüt., 23, 1952: 228-237.
- (95) J. CAMERON, Journ. of the ISI, 1952: 313.
- (96) G.K. MANNING, C.H. LORIG, Trans. AIME, 167, 1946: 442.
- (97) J.H. HOLLOMON, L.D. JAFFE, H.R. NORTON, Trans. AIME, 167, 1946: 419.
- (98) L.D. JAFFE, Trans. AIME, 1968: 363.
- (99) F. WEVER, K. MATHIEU, Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, 22, 1940: 9.
- (100) R. HEHMANN, A. TROIANO, Trans. AIME, 200, 1954: 1272.
- (101) A.C. HAYNES, Symposium on the heat treatment of metals. Londres, Dic. 1965.
- (102) P.V. FOSTINI, M. SEMCHYSHEN, Trans. A.S.M., 57, 1964: 663-649.
- (103) C.A. LIEDHOLM, Metal Progress, 49, 1946: 94-99.
- (104) R. CHAPMAN, W.E. JOMINY, Trans. A.S.M., 47, 1955: 869-891.
- (105) A. ROSE, W. PETER, Stahl u. Eisen, 72, 1952: 1063-1075.
- (106) F. WEVER, A. ROSE, Stahl u. Eisen, 74, 1954: 749-760.
- (107) Atlas für Wärmebehandlung der Stähle, Vellag Stahleisen, Düsseldorf, 1954-1956.
- (108) A. CONSTANT, C.I.F. du C.I.S. B., 1956: 1625-1635.

- (109) A. CONSTANT, Rev. de Mét., 57, 1960: 685-713.
- (110) A. CONSTANT, A. CLERC, Suisse Archiv., 1961: 352-357.
- (111) R.C. HESS, D.J. BLICKWEDE, Metal. Progress, 1961: 100-B.
- (112) M. INAGAKI, H. SEKIGUCHI, Trans. Nat. Res. Inst. for Metals, 2, 1960: 40-63.
- (113) C.L.H. COTTRELL, Journ. I.S.I., Marzo 1954: 273-282.
- (114) M.P. BRAUN, D.O. WINOKUR, F.I. IVANOV, Metallovedenie i Term. Obrabotka Metallov., 1959: 58-60.
- (115) C.P. SCHEEPENS y C.F. ETIENNE, Metales en andere constructie-materialen proj. XVIII, 5, 1963.
- (116) H. BHULER y F.J. SCHMIDT, Stahl und Eisen, 78, 1958: 663-668.
- (117) T. KUNITAKE, Tetsu-to-Hagane, 49, 1963: 37-46.
- (118) G. MURRY y A. CONSTANT, "Dernier état des recherches sur l'austénite résiduelle", Jornadas Hispano-Francesas, San Sebastián, Mayo 1967.
- (119) KUBYSHKINA, CANDS, PEVZNER y POTAK, Metallov., Term., Obrab. Met., Agosto 1960: 9-17.
- (120) A. CONSTANT, G. MURRY y A. CLERE, "Contribution à l'étude du comportement de l'austénite résiduelle dans les aciers alliés", 9^{ème} Colloque International d l'Institut für Harterei Technik, Lausanne, Mayo 1962.
- (121) P. DUVAL, G. MURRY y A. CONSTANT, "Contribution à l'étude des facteurs métallurgiques affectant la stabilité dimensionnelle des aciers", Revue de Métallurgie, 63, n° 9, 1966: 707-718.
- (122) P. CHEVENARD, Comptes Rendus, 165, 1917: 59.
- (123) O. WERNER, Z. Für Metallkunde, 47, 1956: 28-36.
- (124) P. BASTIEN, P. GREGOIRE, L. ESPANO, P. AZOU, Métaux Corr. Ind., 1960: 344-348.
- (125) J.J. HUET, P. JEHENSON, H. MASSAUX, D. QUOTAERT, Mém. Scient. Rev. Mét. 60, 1963: 429-434.
- (126) T.R. THOMPSON, G.G. BROWN, The B.H.P. Technical Bulletin, n° 23, vol. 9, n° 2 Agosto 1965: 9-14.
- (127) M. INAGAKI, H. UDA, T. WABA, I.J.N. Doc. IX, 438-65.
- (128) G. CIZERON, "La dilatométrie", Publication de la Division d'Instruments, S.A. de Adamel Lhomargy.
- (129) "Aceros, Productos y Derivados", Departamento Técnico de Cosimet. Ed. Gráficas Ellacuria. Bilbao, 1968.
- (130) BERGER, "La dilatométrie différentielle appliquée à l'étude des aciers", Dunod, 1965.
- (131) Dilatomètre de trempe ultra-rapide LK02. Licence Armines. Notice d'utilisation. Adamel Lhomargy. Division d'Instruments S.A. Paris, 1984.
- (132) F.A. LOPEZ, D. FERNANDEZ, G. CARUANA y F. GARCIA, Rocas y Minerales "El análisis de imagen en la mineralogía y la mineralotecnía", vol. 14, n° 160, 1985: 36-41.
- (133) C. LAGERCRANTZ, Acta Physiol. Scand. Supplement 93, vol 25, 1952: 1.
- (134) F. ROBERTS, J. YOUNG, Z. Proc. Instn. Elect. Engrs, vol 99, 11A, 1956: 747.

- (135) A. SCHRADER, A. ROSE, De Ferri Metallographia II. Copyright C.E.C.A. Luxemburgo, 1966.
- (136) R. COLOMBIER, J. HOCHMANN: Aceros Inoxidables. Aceros refractarios. Ed. Urmo. Bilbao, 1968.
- (137) G.A. ROBERTS y R.A. CARY, Tool Steels A.S.M. Ohio, 1960.
- (138) UNE 36-016-75: Aceros Inoxidables, forjados o laminados, de uso general. IRANOR. Madrid, 1981.
- (139) K.H. PRABHUDEV, Handbook of Heat Treatment of Steels. [Ed. Mc. Graw Hill Publishing Company Limited. New Delhi 1988: 688-710.
- (140) ASTM A.473-82 Stainless and Heat resisting steel forgings. Annual Book of ASTM Standards, vol. 0105. 1989.
- (141) C. GARCIA y M.P. DE ANDRES, "Análisis e Interpretación de curvas dilatométricas para la realización de diagramas de enfriamiento continuo de aceros de baja aleación". Revista Técnica Metalúrgica, nº 245, Julio-Agosto 1981: 19-27.