

20/83



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO**

FACULTAD DE QUIMICA



**DEPTO. DE PASANTES DE
DIPL. PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA**

TESIS MANCOMUNADA

"ESTUDIO DILATOMETRICO DEL REVENIDO DE ACEROS"

ARMANDO SALINAS RODRIGUEZ

JOSE LUIS IYANEZ MENENDEZ

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

1981



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

I N D I C E

-	INTRODUCCION	1
-	CAPITULO I TRANSFORMACION MARTENSITICA	3
	1.1 INTRODUCCION	4
	1.2 CLASIFICACION DE LAS TRANSFORMACIONES	4
	1.3 CARACTERISTICAS GENERALES DE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA	8
	1.4 CINETICA, MORFOLOGIA Y CRISTALOGRAFIA DE LA FORMACION DE MARTENSITA EN ACEROS	16
	1.4.1 CINETICA ATERMICA	19
	1.4.1.1. EFECTO DE LA COMPOSICION QUIMICA	21
	1.4.1.2 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION	24
	1.4.1.3 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	24
	1.4.1.4 OTROS EFECTOS	25
	1.4.1.4.1 PRESION HIDROSTATICA	25
	1.4.1.4.2 CAMPOS MAGNETICOS	26
	1.4.1.5 MORFOLOGIA	26
	1.4.1.6 CRISTALOGRAFIA	26
	1.4.2 CINETICA ISOTERMICA	28
	1.4.2.1 MORFOLOGIA	33
	1.4.2.2 CRISTALOGRAFIA	34
	1.4.2.3 MARTENSITA SUPERFICIAL	34
	1.4.3 CINETICA EXPLOSIVA (BURST)	36
	1.4.3.1 CONTENIDO DE NIQUEL	37
	1.4.3.2 EFECTO DE LA VARIACION DEL CONTENIDO DE CARBONO	38

	1.4.3.3	EFFECTO DE LA ADICION DE OTROS ALEANTES	38
	1.4.3.4	MORFOLOGIA	39
	1.4.3.5	CRISTALOGRAFIA	40
	1.4.3.6	EFFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO	44
	1.4.4	EFFECTOS DE LOS ESFUERZOS MECANICOS SOBRE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA	
-	REFERENCIAS		48
-	CAPITULO II	REVENIDO	52
	11.1	INTRODUCCION	53
	11.1.3	CAMBIO DE PROPIEDADES MECANICAS DURANTE EL REVENIDO	34
	11.2	MARTENSITA SIN REVENIR	59
	11.3	REVENIDO DE LA MARTENSITA DE BAJO CARBONO	60
	11.4	REVENIDO DE LA MARTENSITA DE ALTO CARBONO	62
	11.5	REVENIDO DE ACEROS ALEADOS	63
	11.6	PRIMERA ETAPA DEL REVENIDO	65
	11.6.1	PRECIPITACION DEL CARBURO EPSILON	66
	11.6.2	MARTENSITA DE BAJO CARBONO	69
	11.7	SEGUNDA ETAPA DEL REVENIDO	72
	11.9	MECANISMOS INVOLUCRADOS EN EL REVENIDO	73
	11.9.1	REDISTRIBUCION DE CARBONO A DISLOCACIONES	74
	11.9.2	PROCESOS ORDEN-DESORDEN	75
	11.9.3	FORMACION DE ATMOSFERAS	76
	11.9.4	SEGREGACION A DISLOCACIONES MOVILES	76

11.9.5	INTERACCION DE DISLOCACIONES	77
11.9.6	RECUPERACION	78
-	REFERENCIAS	81
CAPITULO III	CINETICA DEL REVENIDO DE ACEROS DE HERRAMIENTAS	82
III.1	OBJETIVOS	83
III.2	ELECCION DEL MATERIAL	84
III.3	CARACTERIZACION DEL MATERIAL	85
III.4	ELECCION DE LA TECNICA EXPERIMENTAL	88
III.4.1	DISEÑO Y DESARROLLO DE LA TECNICA EXPERIMENTAL	88
III.5	RESULTADOS	92
III.5.1	REVENIDO CONTINUO	92
III.5.2	REVENIDO ISOTERMICO	95
III.5.3	METALOGRAFIA	99
III.5.4	DUREZA	100
III.6	INTERPRETACION DE RESULTADOS	102
III.6.1	CINETICA DEL PROCESO DE REVENIDO	102
III.6.2	ENERGIA DE ACTIVACION PARA EL PROCESO DE REVENIDO Y ALGUNAS CONSIDERACIONES SOBRE EL MECANISMO DE LA REACCION	112
III.7	CONCLUSIONES	122
III.8	SUGERENCIAS	123
-	REFERENCIAS	124
APENDICE I	CRISTALOGRAFIA	125
APENDICE II	CINETICA DE LA PRIMERA ETAPA DEL	

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

TESIS PRESENTADA

" ESTUDIO DILATOMETRICO DEL REVENIDO DE ACEROS "

ARMANDO SALINAS RODRIGUEZ

JOSE LUIS IYAREZ MENENDEZ

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

1 9 8 1

I N T R O D U C C I O N

El presente trabajo pretende cubrir de una forma concisa todos aquellos aspectos relacionados con la Metalurgia Física de la transformación Martensítica y el Revenido de los aceros.

También, a primera vista, el objeto de estudio de este trabajo parece demasiado amplio, pero la forma como se ha estructurado permite una comprensión clara de las características más importantes de los procesos de temple y revenido.

El trabajo comprende dos secciones principales, primero se presenta una revisión profunda de la literatura más reciente en relación con la transformación martensítica y las diferentes transformaciones que tiene lugar durante el revenido de los aceros.

Debido a las limitaciones de equipo experimental que se presentaron, la segunda parte de este trabajo se enfocó principalmente al proceso de revenido y sus principales características cinéticas y mecánicas.

No obstante, se profundiza en las teorías actuales más aceptadas en relación a la transformación martensítica e incluso se presenta en el Apéndice I un estudio de las teorías fenomenológicas relacionadas con las características cristalográficas de esta transformación, lo cual provee de una idea más clara de los mecanismos involucrados durante el temple de los aceros.

La parte medular del trabajo, evaluación de las características cinéticas del proceso de revenido, implica un estudio sistemático y profundo de este impor-

tante proceso industrial.

Este tipo de experimentos se ha llevado a cabo por una serie de investigadores (ver referencias), en aleaciones Fe-C de alta pureza y aceros fabricados bajo las normas de calidad del laboratorio, y es aquí donde este trabajo toma su mayor importancia dado que se trabaja con aceros de fabricación nacional.

Como un apoyo a la interpretación de los resultados experimentales se presenta en el Apéndice II, una revisión enfocada principalmente a la cinética de la primera etapa del revenido.



C A P I T U L O I T R A N S F O R M A C I O N M A R T E N S I T I C A .

CAPITULO I TRANSFORMACION MARTENSITICA

1.1. INTRODUCCION

La mayor parte de las transformaciones de fase en estado sólido se consideran como de nucleación y crecimiento (1). En este tipo la velocidad a la cual se lleve a cabo la transformación, se puede expresar mediante una ecuación cinética del tipo de AVRAMI (2), la que nos indica que la fracción transformada varía en forma exponencial con el tiempo - -
 $(X = 1 - e^{-ktn})$.

No obstante, existen dentro de las transformaciones en estado sólido, una serie de transformaciones que no siguen el comportamiento marcado por esta ecuación cinética y por lo tanto no es posible clasificarlas como de nucleación y crecimiento. En esta clase de transformaciones existen físicamente una etapa de nucleación y otra de crecimiento, pero con la particularidad de que la velocidad a la cual tiene lugar la transformación está totalmente controlada por la velocidad con que se forman los núcleos de la fase producto.

1.2. CLASIFICACION DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASE.

Anteriormente se ha hablado de la división de las transformaciones de fase en transformaciones de nucleación y crecimiento (con difusión), y transformaciones adifusionales, que no siguen el comportamiento cinético propuesto por AVRAMI, (transformaciones martensíticas).

Sin embargo, esta división crea una discrepancia de opiniones debido a que se han encontrado transformaciones con características martensíticas

pero que sin embargo, presentan el proceso de difusión en su desarrollo, por ejemplo, la transformación bainítica.

En la actualidad se ha propuesto otra clasificación para las transformaciones de fase:

a) Transformaciones Civiles

b) Transformaciones Militares

Una transformación de tipo civil es aquella en la cual los átomos se mueven independientemente unos de otros de una manera caótica; mientras que en una transformación militar, los movimientos atómicos ocurren de una forma altamente ordenada y coordinada.

Se ha propuesto que existen varios grados de ordenamiento involucrados en las diferentes transformaciones que son consideradas como de tipo militar.

En las transformaciones martensíticas, donde en principio, los átomos no cambian de lugar con sus vecinos durante el crecimiento de la nueva fase, los reordenamientos atómicos ocurren de una forma altamente ordenada.

A la transformación martensítica se le considera como la transformación de tipo militar, que tiene el grado de ordenamiento más alto, es por esta razón que a continuación se profundiza un poco en las transformaciones de tipo militar.

Se debe mencionar que el criterio experimental seguido para la distinción entre estas transformaciones, es que existe un cambio sistemático de for-

ma en el volumen transformado, dado que existen campos de esfuerzos creados durante la transformación que provocan expansiones y contracciones que provocan la deformación.

El ordenamiento y coordinación de los movimientos atómicos en las transformaciones militares, implica que los átomos se desplazan únicamente una fracción de la distancia interatómica en relación con los átomos vecinos, y esto se puede implementar por dos distintos mecanismos:

1. Se supone que cada átomo es lo suficientemente móvil para desplazar se unas cuantas distancias atómicas durante el crecimiento del cristal, pero está limitado a recorrer distancias menores del orden de las dimensiones del cristal completamente desarrollado.
2. Se supone que algunos átomos que están presentes en la fase original pueden moverse grandes distancias, mientras que otros átomos permanecen inmóviles.

El primer caso es la situación más probable en el caso de reacciones ordenadas con características militares. Si los átomos tuvieran la posibilidad de moverse grandes distancias, entonces no habrá razón para que la componente de corte de esfuerzo que produce el cambio de forma no se pudiera eliminar por medio de un flujo neto, reduciendo de esta forma la energía de tensión asociada. Sin embargo, es claro que el ordenamiento solo puede verificarse cuando es posible algún intercambio atómico.

El segundo caso implica que puede haber involucrado un proceso de difusión de las especies móviles entre fases de diferente composición, junto

con el proceso militar de reordenamiento de la configuración atómica de los átomos restantes. Este proceso es el que probablemente ocurra en las transformaciones bainíticas.

Este tipo de transformación es muy delicada en cuanto al control de las variables que la determinan, ya que cambios de temperatura de transformación, velocidad de enfriamiento, etc., pueden ocasionar propiedades bastante diferentes a las esperadas y puede resultar un material no adecuado para el objetivo para que se diseñó.

Para lograr que en un material se verifique una transformación de este tipo, es necesario calentarlo en forma continua y lo más homogéneo posible hasta una temperatura suficientemente alta, a la cual tendrá el material una fase estable a esa temperatura; mantener el material a temperatura constante durante un tiempo, que dependerá de la forma y dimensiones del material y por último enfriarlo a una velocidad adecuada, que en la mayoría de los casos es muy alta.

En aceros al carbón ordinarios, la transformación se lleva a cabo por la reacción $\gamma \rightarrow \alpha'$ donde fase estable a alta temperatura es γ (FCC) y la fase de baja temperatura es α' (BCT) meta-estable.

La fase bct, crece en forma de placas dentro de la fase austenítica a velocidades extraordinariamente altas y su crecimiento total se efectúa en períodos de tiempo tan pequeños como 10^{-4} segundos después de que ha ocurrido la nucleación.

A esta fase bct metaestable del acero, Floris Osmond le denominó martensit

ta en honor del metalógrafo alemán Adolf Martens.

(3) En la actualidad, este tipo de transformaciones de fase se ha observado en una gran variedad de aleaciones y metales puros, pero las características y fundamentos que controlan la transformación son muy diferentes en cada material, por lo que sólo se puede decir que son transformaciones en las cuales se forma una fase nueva con una velocidad de crecimiento extremadamente alta y la transformación en cada caso presentará sus propias características y mecanismos, limitando en forma especial los paralelismos y analogías que pudieran hacerse entre las transformaciones en distintos materiales.

Como ejemplo de estas características tan diferentes se puede mencionar la transformación que ocurre en las aleaciones Indio-Talio y Oro-Cadmio, en las cuales la fase de baja temperatura es una fase de equilibrio, y no metaestable, y la transformación ocurre con un crecimiento extremadamente rápido de la fase producto pero con la diferencia vital de que no son necesarios enfriamientos violentos, es decir, la velocidad de enfriamiento es muy lenta.

Sin embargo, a pesar de las diferencias entre las transformaciones en diferentes materiales y por analogía con la transformación en los aceros al carbono ordinarios, a esta clase de transformaciones de crecimiento rápido se les denomina generalmente como: Transformaciones Martensíticas.

1.3. CARACTERISTICAS GENERALES DE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA

Existen una serie de características generales de la transformación martensítica y del producto de la transformación. La cristalografía, cinética de crecimiento y propiedades del producto de la transformación en diferentes materiales, pueden ser muy distintas y la única similitud entre ellas es que ocurren por una reacción martensítica, la cual es adifusio-

nal y ocurre por corte cristalográfico y; a pesar de esto, a medida que se descubren más tipos de reacciones intermedias, resulta más difícil encontrar una definición exclusiva.

A continuación se resumen brevemente las principales características de la transformación martenésítica en aceros y del producto de dicha transformación.

1. La transformación martenésítica es adifusional, es decir, ocurre sin difusión de átomos de una región de la fase madre a otra. Esto significa que la fase madre y la fase producto, no tienen ninguna diferencia en su composición, por ejemplo, fases ordenadas se transforman a martenésitas ordenadas.
2. La reacción comienza después de un considerable sobre-enfriamiento a una temperatura conocida como M_s , la cual se ha establecido como constante para una aleación independientemente de la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, estudios recientes (4) han mostrado que la temperatura M_s , es afectada por las -- condiciones del tratamiento térmico, (temperatura de austenización, deformación, etc.).
3. La temperatura M_s , varía con la composición de la aleación, generalmente en forma inversa al contenido de aleantes. Este efecto es tan común en los aceros, que se han formulado relaciones empíricas para calcular M_s (Fig. 1 y EC.1). Esta ecuación lineal es típica, pero existen formulaciones que toman en cuenta la interacción entre los elementos de aleación (5).

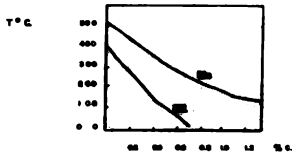


FIG. 1 EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO EN LA TEMPERATURA A1:

$$\text{Eq. 1 } T_1(°C) = 520 - 425(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17(\%Ni) - 42.1(\%Cr) - 75(\%Si)$$

ECUACION DE R.W. ANDREWS EN LA CUAL SE CONSIDERA QUE EL EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEACION ES LINEAL.

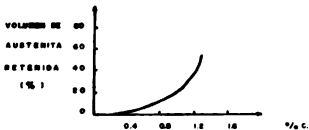


FIG. 2 EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO EN LA CANTIDAD DE AUSTENITA RETENIDA EN EL TEMPLE.

4. La transformación es generalmente atérmica, es decir, continúa únicamente con el enfriamiento y la cantidad de producto formada no está relacionada linealmente con la caída de temperatura entre M_s y M_f (temperatura a la cual la transformación es completa).

En todos los casos, la transformación nunca es completa, aún cuando la caída de temperatura sea muy grande. Este efecto puede relacionarse a la gran distorsión inducida en la fase madre retenida (Fig. 2).

Las placas de martensita atérmica, crecen con velocidades interfaciales de aproximadamente 10^6 mm/s. Sin embargo, también se conocen crecimientos isotérmicos lentos en ciertos aceros y aleaciones de cobre(6).

5. La martensita puede ser inducida a temperaturas superiores a M_s , mediante deformación mecánica. La máxima temperatura a la cual se obtendrá martensita por deformación, se le conoce como temperatura M_d . Si se deforma mecánicamente a temperaturas superiores a M_d , puede ocurrir que cuando se continúe el enfriamiento, la austenita no se transforme a martensita; a este fenómeno se le conoce como estabilización mecánica de la austenita(7).
6. Otro tipo importante de estabilización ocurre cuando la aleación se enfría lentamente o se mantiene en forma isotérmica a una temperatura entre M_s y M_f , por un tiempo determinado. Un enfriamiento posterior no da transformación inmediata y es necesario un grado característico de sobre-enfriamiento. A

este fenómeno se le conoce como estabilización térmica(8).

7. La transformación generalmente es reversible presentándose una histeresis de temperatura (Fig. 3).

En el caso especial, pero importante de los aceros al carbón y de baja aleación, la temperatura A_s , temperatura a la cual comienza la reacción reversible de la martensita a austenita durante el calentamiento, se encuentra en una región donde la difusión de carbono es rápida, por lo tanto la descomposición de la fase sobre-saturada tetragonal centrada en el cuerpo, martensita, a carburo + ferrita bcc, ocurre antes de que la austenita pueda volverse a formar.

8. La martensita se forma por un proceso de corte, el cual forma placas de cristales simples (en algunos casos listones) coherentes con la fase madre. La matriz comprimida puede estrechar las partes extremas de las placas, dando como resultado, productos de forma lenticular; de este modo, la martensita presenta forma acicular cuando se observa al microscopio en superficies pulidas y atacadas.

Esta acicularidad se incrementa según disminuya la temperatura de transformación. La disminución de la temperatura de transformación puede ser el resultado de una de dos causas principalmente.

- a) Primeramente la martensita se nuclea sucesivamente según baja la temperatura en el rango entre $M_s - M_f$; y
- b) En segundo lugar, la temperatura M_s generalmente disminuye con un incremento en el contenido de aleantes, como se ha

explicado anteriormente.

9. Los cortes de red y los cambios de volumen resultan en una distorsión entre las fases madre y producto, lo cual puede observarse a nivel microscópico en superficies preparadas mediante las llamadas líneas fiduciales(9). Antiguamente esta distorsión macroscópica fue utilizada como una definición necesaria y suficiente de las transformaciones martensíticas; pero esto debió abandonarse cuando se observaron otras reacciones que presentaban esta distorsión, tales como; reacción bainítica, orden-desorden y algunas veces durante la precipitación.
10. Una consecuencia de que las fases madre y producto son fases coherentes, es que las interfases quedan restringidas a ciertos planos cristalográficos, lo cual da un buen acomodo de los átomos en cada una de las redes. Existen dos datos cristalográficos de interés especial a este respecto; primero, el plano de hábito, que es el plano cristalográfico de la austenita que permanece paralelo a la interfase (si es planar) o el Mid-Rib de la placa de martensita; en segundo lugar, las relaciones existentes entre planos y direcciones de la martensita y planos y direcciones paralelos de la fase madre.
- Estas correspondencias cristalográficas permiten que el mecanismo atómico de corte de la fase madre explique como cada átomo necesita moverse solo una fracción de la distancia inte

ratónica, al mismo tiempo que produce grandes tensiones macroscópicas en tiempos muy cortos.

11. Algunos sistemas exhiben más de un tipo de cristal martensítico, dependiendo del contenido de aleantes, y en algunos rangos de composición pueden co-existir ambos tipos, por ejemplo, martensitas b.c.c. y hcp en aleaciones Fe-Ni y acero 18:8 deformado. La martensita formada por deformación puede ser muy diferente a la formada durante el enfriamiento(10).

12. Las estructuras martensíticas siempre tienen una dureza mayor que las estructuras a partir de las cuales se forma. (En martensitas no ferrosas, esto no siempre es cierto).

La mayor dureza se ha encontrado únicamente en los aceros y esto resulta de la presencia de elementos solutos intersticiales.

A partir de las características mencionadas arriba, se puede ver que algunas siempre están presentes, pero algunas también son aplicables a transformaciones no martensíticas; por ejemplo, las transformaciones martensíticas siempre son adifusionales y ocurren por un proceso de corte, dando una superficie distorsionada, sin embargo, esto mismo es verdad en el maclado mecánico, deformación plástica y parcialmente en las reacciones bainíticas. Por lo tanto, no puede justificarse el proponer una definición completa y exclusiva de la transformación martensítica, pero sí podría darse una definición útil;

Una transformación martensítica involucra la formación de una fase, a partir de otra fase de la misma composición por un proceso de corte de red homogéneo y adifusional.

A esto se puede adiconar, que el corte de red microscópico implica un corte macroscópico que resulta en una distorsión de los granos, y un relieve de la superficie.

El hecho más importante de la transformación, su carácter adifusonal, significa que el crecimiento es rápido y que la transformación generalmente es atómica, sin embargo como se explica adelente, es posible encontrar otros tipos de cinética.

1.4 CINÉTICA, MORFOLOGÍA Y CRISTALOGRAFÍA DE LA FORMACIÓN DE MARTENSITA EN ACEROS.

En las aleaciones de Fe, se han observado diversos comportamientos cinéticos durante la transformación a martensita. Se ha logrado distinguir tres tipos de cinéticas principales, a saber:

1. TRANSFORMACION ATERMICA.

Este comportamiento es el predominante en la transformación en aceros de bajo carbono y aceros de baja aleación, los cuales transforman a temperaturas relativamente altas ($M_s > 100^\circ\text{C}$). (11) (12).

2. TRANSFORMACION ISOTERMICA

Este tipo de cinética es predominante en aleaciones con temperaturas M_s menores a la temperatura ambiente como aleaciones Fe-Ni-Mn y Fe-Ni-Cr. (13) (14).

3. TRANSFORMACION EXPLOSIVA ("BURST").

Este comportamiento es típico de las aleaciones Fe-Ni y Fe-Ni-C, con temperaturas M_s por debajo de cero grados centígrados (15) (16).

Cabe mencionar que se pueden presentar transformaciones con cinéticas mixtas, principalmente en aleaciones con $M_s < T_{amb}$ donde la transformación comenzará tan violentamente, que en algunos casos la fracción transformada llega a representar hasta el 70% de la transformación, para luego continuar con la cinética a térmica normal. En otros casos, aleaciones con $M_s < 0^\circ\text{C}$ principalmente y con algún contenido de Cr y/o Mn, la transformación con cinética isotérmica está asociada con las cinéticas explosiva y a térmica.

A continuación se describen los tres tipos de cinéticas en forma individual, pero no se debe olvidar que en la práctica una aleación dada puede presentar cinéticas mixtas.

1.4.1 CINÉTICA ATRÉMICA

En general, en los aceros de bajo carbono y de baja aleación, la transformación martensítica exhibe un comportamiento cinético del tipo atrimico.

En este tipo de comportamiento cinético, y también los dos comportamientos restantes, la transformación comienza a una temperatura bien definida, conocida como temperatura M_s , la cual se considera constante dentro de un rango de $\pm 20^\circ\text{C}$ a velocidades de enfriamiento tan altas como 5×10^4 $^\circ\text{C}/\text{S}$; i.e. la temperatura M_s es virtualmente independiente de la velocidad de enfriamiento (17) (18) (19).

La característica principal de esta cinética, la que la distingue de los otros comportamientos, es que cuando se enfría a una temperatura menor que M_s , la austenita transforma a martensita en un periodo de fracciones de segundo, es decir, la velocidad de reacción es tan alta que un espécimen templado en un baño líquido alcanza el equilibrio térmico con sus alrededores en fracciones de segundo y una posterior permanencia isotérmica no produce más transformación, aunque se deje el material a esa temperatura por un periodo largo. Para obtener más transformación es necesario enfriar el espécimen a una temperatura menor a la anterior (ésto sin tomar en cuenta los efectos de estabilización). Fig. 4.

Virtualmente se llegará a una temperatura a la cual la transformación será completa, i.e. se tendrá el 100% de martensita, esta temperatura se le conoce como temperatura M_f . Las temperaturas correspondientes a la transformación reversible (martensita \rightarrow austenita) son A_s y A_f .

Desde un punto de vista termodinámico, la temperatura M_s , debe ser menor que T_0 , la temperatura a la cual las fases madre y producto tienen la misma energía libre, y cuando se rebasa la temperatura M_s , la fase martensita tendrá menor energía libre y comenzará la transformación espontánea. Para que esto suceda, es necesario dar al material un cierto grado de sobre-enfriamiento, $T_0 - M_s$ resulta ser entonces, una medida de la fuerza impulsora para la transformación.

Ya se ha mencionado que en una transformación martensítica hay asociados cambios de forma en el volumen transformado, y cuando éstos son - - grandes, generalmente la fuerza impulsora $T_0 - M_s$; el rango de temperaturas de transformación, $M_s - M_f$ y la histéresis que se presenta en la - - transformación reversible, $A_f - M_f$, son generalmente grandes; en contraste con transformaciones con cambios de forma menores, especialmente cuando éstos pueden ser autocompensados, las cuales comienzan con pequeñas fuerzas impulsoras y la transformación termina en intervalos de temperatura cortos.

Todo esto ha conducido a algunas conclusiones importantes respecto a la naturaleza del comportamiento cinético atómico de la transformación martensítica:

1. Determinaciones de la velocidad de movimiento de la interfase austenita-martensita han dado indicaciones de que esta velocidad es del orden de un tercio

de la velocidad del sonido en el metal, independientemente de la temperatura de transformación. En aleaciones Fe-Ni, se ha estimado del orden de 2×10^5 cm/s en un rango de temperaturas de -20 a -195°C (20).

2. Como consecuencia de lo anterior, se puede considerar que el proceso de nucleación en la formación de martensita tiene lugar sin activación térmica i.e. es atérmica.
3. Las observaciones mencionadas anteriormente, sugieren que la energía de tensión que se eleva en el material, debido a la formación de las placas de martensita sometidas a esfuerzos por la matriz austenítica, es un punto importante en la nucleación de martensita. La evidencia más fuerte de este fenómeno, es el comportamiento "BURST" que presentan las aleaciones de Fe-Ni-C, donde se forman grandes cantidades de martensita en forma súbita en intervalos cortos de temperatura.

En las siguientes figuras se ilustran algunas características importantes de la cinética atérmica.

Fig. 4.a Comparación de las expresiones empíricas de Harris & Cohen (21) y Koistinen & Marburger (22) que relacionan la cantidad de sobre enfriamiento abajo de M_s , y la fracción de martensita transformada (para aceros al carbono).

Fig. 4.b Progreso de la transformación con cinética atérmica en un acero con 0.57% C, 10.12 Ni (Datos adaptados con la técnica de Geninger & Troiano (23)).



FIG. 3. DEPENDENCIA Y MOVIMIENTO DE LA TRANSFORMACION INDUCIDA.

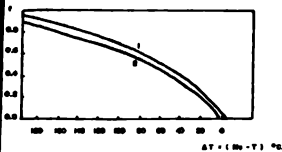


FIG. 4a.
 $1 - \gamma = 1 - 0.998 \times 10^{-3} \exp(-\Delta T)^{2.20}$
 $2 - \gamma = 1 - \exp(-1.10 \times 10^{-3} \Delta T)$

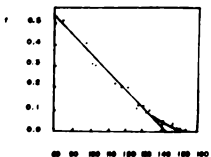


FIG. 4b.
 $\gamma = 1.23 - 0.65 \times 10^{-3} T$
 $M_n = 142.2 \text{ } ^\circ\text{C}$.

A continuación se enuncian de manera general, los diferentes factores que tienen un efecto significativo en el comienzo y progreso de la transformación martensítica con cinética atómica.

1.4.1.1 EFECTO DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA

Como ya se ha mencionado, la composición de la aleación, ejerce su efecto en la transformación martensítica en forma casi exclusiva sobre las temperaturas M_s y M_f y se ha encontrado que no hay una influencia marcada en el progreso de la transformación. Con base en la gran cantidad de información que al respecto se puede encontrar, parece ser que en rangos limitados de composición, la temperatura M_s varía linealmente con la composición y se han obtenido relaciones empíricas que representan adecuadamente la M_s de diferentes aleaciones (5) (12) (25) (26).

Se deben mencionar dos factores bastante claros con relación a los efectos de la composición en la transformación:

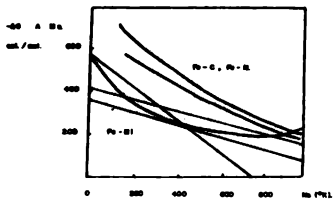
1. Todos los elementos que forman solución sólida en la austenita, disminuyen la temperatura M_s , a excepción de Co y Al.
2. Los elementos de aleación intersticiales son más efectivos que los sustitucionales en el efecto de la disminución de M_s .

Desde el punto de vista termodinámico, el efecto de los elementos de aleación, puede entenderse en términos de cambios en la fuerza impulsora para la transformación y se han hecho estimaciones termodinámicas

para evaluarla a la temperatura M_s . Por ejemplo, Cohen et.al., sugieren un valor de $\Delta G = -290$ cal/mol para aleaciones Fe-C (27), independientemente de la composición; lo cual está en contraste con los valores propuestos por Kaufman et.al. (28) para aleaciones Fe-Ni, dando para una aleación Fe-5% Ni $\Delta G = -100$ cal/mol y para otra aleación Fe-33% Ni $\Delta G = -350$ cal/mol. Este problema se agudiza cuando los conjuntos de datos se extrapolan a un contenido de soluto igual a cero. Resulta claro en la actualidad, de que para que se verifique una transformación martensítica son necesarias fuerzas impulsoras más grandes a medida que el contenido de soluto en la aleación es menor (17) (19) (29) (30) (31).

La Figura 5 muestra una colección de datos adaptados de los trabajos de las referencias (29) y (30) para el cambio de energía libre, ΔG , a la temperatura M_s , para aleaciones Fe-C, Fe-N y Fe-Ni. También se muestran los valores predichos obtenidos por extrapolación de datos de transformación isotérmica.

En el progreso de la transformación, el efecto de la composición no es pronunciado y el único efecto es que en el rango de 7.5% a 50% de transformación, la pendiente de la región lineal de la curva de transformación se encuentra en el rango de 0.75-1.4% de martensita por $^{\circ}\text{C}$; y hay una tendencia a encontrar valores mayores en aleaciones con M_s más altas. Sin embargo, la mejor correlación lineal se encontró entre la pendiente y la dependencia con la temperatura de la fuerza impulsora $d\Delta G/dT (= -\Delta S)$.



**FIG. 5 CAMBIO DE ENERGIA LIBRE A LA TEMPERATURA 100.
 PARA ALEACIONES Fe-C, Fe-N y Fe-Ni**

1.4.1.2

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTERIZACIÓN

En el caso de que la austenita se encuentre químicamente homogénea, y que no haya efectos laterales como la solución de carburos, la temperatura M_s se eleva conforme se incrementa la temperatura de austenización (32) (33).

A este respecto, se debe notar que hay cierta controversia en lo referente a la naturaleza de las variaciones de la temperatura M_s , ya que es difícil distinguir los efectos debidos al crecimiento de grano, de los ocasionados por el tratamiento térmico en sí. Con respecto a esto, solo se puede mencionar que las condiciones del tratamiento térmico afectan la estructura de defectos de la austenita, produciendo de esta forma, una cierta influencia sobre la temperatura M_s (34).

Con relación al progreso de la transformación, las condiciones de austenización también influyen, pero aquí parece más probable que los efectos observados sean consecuencia de las variaciones en el tamaño de grano austenítico (35) (33) (24) (34).

1.4.1.3,

VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO

Como se ha mencionado anteriormente, la mayoría de los trabajos enfocados a determinar la influencia de la velocidad de enfriamiento en la M_s de un material dado, han mostrado que no hay un efecto apreciable aún a velocidades tan altas como 5×10^4 °C/S. Sin embargo, ANSELL, et.al. (36) han demostrado que a muy altas velocidades de enfriamiento, hay una cierta tendencia a elevar la M_s , aunque existen muchos factores que impiden el estudio adecuado de estos efectos.

En relación al progreso de la transformación abajo de Ms el efecto de la velocidad de enfriamiento resulta significativo, debido al fenómeno de estabilización. Los estudios que se han realizado en relación con esto se han enfocado al efecto de los tratamientos isotérmicos en especímenes particularmente transformados en su subsecuente transformación (21) (37) (38).

Se ha encontrado que cualquier disminución o interrupción del enfriamiento antes de que la transformación termine, puede provocar el fenómeno de estabilización y ser necesario sobre-enfriar el espécimen un cierto intervalo de temperatura para que la transformación continúe.

1.4.1.4 OTROS EFECTOS.

1.4.1.4.1 PRESION HIDROSTATICA

El efecto de los esfuerzos de tensión o compresión en la transformación martensítica tiene influencia principal en el inicio de la transformación, es decir, sobre la temperatura Ms. Esto se debe a la diferencia en volumen que existe entre la fase madre y la martensita.

En aleaciones Fe-C, la Ms, disminuye $4^{\circ}\text{C}/\text{KBAR}$, y la transición en morfología (listones \rightarrow placas) se verifica a menores contenidos de carbono (30) (40).

Esto indica que los esfuerzos hidrostáticos aplicados al espécimen tienden a estabilizar la fase austenítica en un rango de temperatura mayor, con el consecuente decremento de la Ms.

1.4.1.4.2 CAMPOS MAGNETICOS

Los campos magnéticos aplicados durante la transformación martensítica tienen una cierta influencia sobre ésta, ya que tienden a estabilizar la fase con mayor saturación magnética. En el caso de aleaciones de Fe, existen dos fases con diferente saturación magnética, la austenita, diamagnética y la martensita, ferromagnética, y al aplicar el campo magnético externo, su efecto estabilizante será sobre la martensita. Se ha encontrado que el efecto en la temperatura M_s , es elevarla en aproximadamente $25^\circ\text{C}/\text{KG}$.

1.4.1.5 MORFOLOGIA

En las transformaciones martensíticas que presentan comportamiento cinético a térmico, la morfología comúnmente observada es la denominada como listones de martensita. Este tipo de martensita también ha sido denominado con otros nombres: Shiebung, Masiva, Dislocada, Agujas, etc.

El rango de contenidos de C en el que se observa generalmente esta morfología en aceros de bajo C de baja aleación es de 0.4% y menores. En aceros con %C entre 0.4-0.6, se observará una morfología mixta de listones y placas. Después de 0.6% C, las placas son predominantes.

Algunos investigadores, como Marder y Krauss han demostrado que un grano de austenita se transforma en varios paquetes de listones de martensita, y que cada paquete contiene varios bloques de listones con pequeñas diferencias de orientación entre ellos. Estos bloques están formados por listones adyacentes paralelos entre sí. Es por esta razón que al obser-

var la microestructura al microscopio tienen una apariencia masiva o de bloques. Mediante microscopía electrónica se ha mostrado que los listones tienen alrededor de 0.5 micrones de ancho y algunos micrones de longitud.

Los límites entre listones son razonablemente rectos y son principalmente de ángulo corto; aunque algunas veces presentan límites de gran ángulo y esta desorientación a menudo es casi similar a la de orientación de maclado.

Se ha encontrado que en los listones existe internamente una densidad de dislocaciones tan alta, que algunas veces no puede estimarse por microscopía electrónica.

Se podrían mencionar dos trabajos al respecto; Speich encontró por mediciones de resistividad que la densidad de dislocaciones se encuentra entre $0.3-0.9 \times 10^{12}$ dislocaciones/cm², Kehoe & Kelly encontraron por microscopía electrónica valores entre 10^{12} y 10^{13} dislocaciones/cm².

Por último, se debe mencionar en relación con la estructura interna de los listones de martensita que en aleaciones sustitucionales de Fe, únicamente se han encontrado arreglos de dislocaciones (sin ningún maclado). No obstante en aleaciones con elementos intersticiales como C y N, si se han encontrado maclas, aunque existe controversia en si son maclas de transformación o si se forman como resultado del acomodamiento plástico después de que se ha formado la martensita.

1.4.1.6 CRISTALOGRAFIA

En el caso de los listones de martensita resulta difícil el determinar experimentalmente los parámetros cristalográficos de importancia debido a las pequeñas cantidades de austenita retenida asociadas con la martensita. Sin embargo, se pueden enunciar algunas características importantes.

Los listones de martensita tienen una estructura básicamente cúbica centrada en el cuerpo (BCC), lo cual está en contraste con las placas que son esencialmente BCT.

En relación con el plano de hábito, se han realizado muchos trabajos, y todos ellos llevan a la conclusión de que el plano de hábito es (111) o algún plano muy cercano a éste. Kelly y Nutting encontraron por microscopía electrónica de transmisión, que el eje longitudinal de los listones se encuentra con la dirección $\langle 111 \rangle_a // \langle 110 \rangle_\gamma$

1.4.2. CINÉTICA ISOTÉRMICA

En la cinética atérmica, la austenita se transforma a martensita en forma independiente del tiempo, y la cantidad de transformación depende del grado de sobre-enfriamiento que se dé al espécimen entre Ms-Mf.

Sin embargo, en aleaciones de Fe-Ni-Mo, Fe-Ni-Cr y Fe-C-Mn, se presenta otro tipo de cinética, en la cual la transformación comienza a una temperatura dada ($T < M_s$) y puede continuar durante la permanencia isotérmica del espécimen. En la Figura 8 se muestran algunas curvas de transforma

ción para una aleación Fe-Ni-Mn.

En estas curvas se pueden observar que las primeras etapas de transformación se verifican lentamente, posteriormente se presenta una aceleración en la velocidad de transformación, para por último, continuar lentamente en forma casi asintótica. También es evidente que la velocidad global de la transformación se incrementa con la disminución de la temperatura de transformación y que hay un aumento en la cantidad total de transformación con esta disminución de temperatura. También se ha observado en la mayoría de las aleaciones que se han estudiado, que la velocidad de transformación tiene un máximo a aproximadamente -135°C , después del cual la velocidad disminuye.

El comportamiento cinético global de la transformación isotérmica, se puede representar en forma más clara con curvas temperatura-tiempo-transformación, Figura 9, donde se puede apreciar en forma más clara la velocidad máxima de transformación mencionada anteriormente (2). Cabe mencionar que incrementando el contenido de aleantes, las curvas -C se desplazan a tiempos más largos, y disminuyéndolo, además de desplazar las curvas a tiempos cortos, en algunos casos se desplazan a temperaturas mayores (3) (4).

Otro efecto importante en la transformación se presenta cuando ésta se efectúa a bajas temperaturas y se disminuye el contenido de Cr y Mn en la aleación. La naturaleza cinética de la transformación cambia a "Burst" lo cual se comprueba por las características morfológicas típicas (placas con arreglos en zig-zag) y la emisión acústica característica de las transformaciones con cinética "Burst", Figura 10.

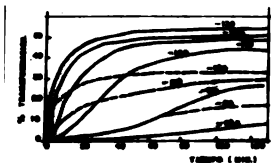


FIG. 8- GRUPO DE TRATAMIENTO SUPERFICIA
 PARA LOS ALUMINOS DE 5-55 Y 61 -
 - 2.00 cm. con 10-10.10 cm.

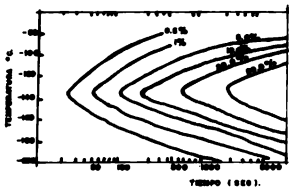


FIG. 9- GRUPO T.T.T. PARA LOS ALUMINOS
 DE 51-55 Y 61 (2)

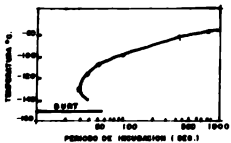


FIG. 10- DEPENDENCIA DEL PERIODO DE INCUBACION
 CON LA TEMPERATURA PARA UN ALUMINUM -
 CON 0.2% DE MAGNESIO.

Lo anterior hace suponer que el Cr y el Mn, tienen un efecto bastante significativo sobre la transformación martensítica: promueven la cinética isotérmica.

Con base en la aceptación que ha tenido el modelo de nucleación heterogénea de la martensita, i.e. los núcleos de tamaño subcrítico existentes ya en la austenita, toman tamaño crítico y posteriormente crecen cuando la fuerza impulsora es suficientemente grande, y a la información que se ha logrado obtener sobre estos embriones pre-existentes durante las primeras etapas de transformación, se ha desarrollado un modelo cuantitativo sobre este tipo de cinética martensítica. Este modelo está basado en lo explicado anteriormente y en que etapas posteriores de transformación se explican suponiendo que la transformación se acelera debido a - que es autocatalítica. Conforme la reacción procede las placas formadas son cada vez menores debido al efecto de partición de la austenita y el número de embriones que deben ser activados para formar una unidad de volumen de martensita se incrementa. Además de esto, se debe considerar la disminución de volumen de transformación por cada embrión activado.

Con base en esta teoría se pueden enumerar algunas conclusiones importantes:

1. Las curvas de transformación isotérmica son sensibles a los cambios en el tamaño de grano de las muestras transformadas.
2. El periodo de incubación varía en forma inversamente proporcional a la 3ra. potencia del tamaño de grano, Figura 11. Esto es muestra de que los embriones pre-existentes en la austenita están uniformemente distribuidos y no están en sitios preferenciales de nucleación.

3. El progreso de la transformación puede describirse por medio de una teoría fenomenológica simple, la cual supone que cuando se forma una placa de martensita, ésta crea en sus alrededores nuevos embriones capaces de ser activados para dar más transformación.
4. El parámetro importante en esta teoría, es el parámetro autocatalítico C , el cual tiene un valor único a una temperatura dada.

Este parámetro C se incrementa con la disminución de la temperatura de transformación, lo cual quiere decir que el fenómeno autocatalítico se incrementa con el aumento de la fuerza impulsora $M_s - M_f$.

Se podrá encontrar una explicación detallada en las siguientes referencias: (5), (2), (6), (7), (8).

En este punto cabe mencionar, que se han realizado intentos por racionalizar la cinética de las transformaciones martensíticas basándose en las teorías antes mencionadas, suponiendo que la transformación a térmica es una transformación isotérmica rápida, lo cual concuerda para aquellas aleaciones en las cuales, aparentemente, a un incremento de transformación a térmica sigue un incremento isotérmico. La transformación "Burst" se supone que es el caso extremo de la autocatálisis, en el cual los embriones creados por la nueva fase son activados inmediatamente (11) (12).

1.4.2.1 MORFOLOGIA

La morfología característica de este tipo isotérmico de cinética son placas lenticulares con plano de hábito (225).

Este tipo de morfología se encuentra en aleaciones Fe-Ni-Cr, Fe-Ni-Mn, Fe-C de alto C, Fe-Mn-C, Fe-Cr-C.

La morfología en esos casos puede variar mucho de placa a placa aún en la misma aleación. Las primeras placas son lenticulares y estrechas, mientras que las placas formadas en las últimas etapas son pequeñas, gruesas y agudas.

La estructura interna de este tipo de placas resulta ser complicada, algunas placas aparecen totalmente machadas y otras solo parcialmente, algunas otras contienen únicamente dislocaciones.

En algunas aleaciones Fe-8Cr-1C, Fe-3Mn-3Cr-1C, se ha encontrado que las machas están concentradas a lo largo de la interfase austenita-martensita o diagonalmente a lo largo de la placa de martensita.

En una aleación Fe-3Cr-1.5C, se encontró que había una sub-estructura mixta, segmentos cortos de arreglos de dislocaciones paralelos a la interfase, además del machado ya mencionado (9).

El mecanismo de crecimiento de estas placas resulta bien diferente al de listones; aquí las primeras placas crecen a través de la sección total del grano de austenita y las siguientes placas se forman en la austenita remanente entre las placas formadas primero. El efecto de partición de la austenita por la formación de las placas de martensita produce una -

disminución en el tamaño de las regiones de austenita, produciendo la formación de placas cada vez menores conforme progresa la transformación. Por lo tanto, las placas de martensita no tienen orientaciones paralelas y presentan variaciones apreciables en su tamaño (10).

1.4.2.2 CRISTALOGRAFIA

Las placas de martensita tienen una red unitaria tetragonal centrada en el cuerpo BCT, en contraste con los listones (BCC).

El plano de hábito de las placas de martensita formadas con cinética isotérmica, generalmente es (225) (11).

Con respecto a la relación de orientación entre las caídas de austenita y martensita, la más aceptada es la relación de orientación de Kurdjumov & Sachs:

$$(111)_\gamma // (011)_\alpha, \text{ con } \langle 011 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha'$$

1.4.2.3 MARTENSITA SUPERFICIAL

Este tipo de martensita se forma isotérmicamente en la superficie del material a una temperatura más elevada que la temperatura del seno del material. Como ya se mencionó también tiene carácter isotérmico, con la diferencia de que el crecimiento de las placas de martensita es más lento (2) (14) (15). Arriba de 30% de Ni, el relieve superficial se debe preferentemente a las placas de martensita y a este relieve se le denominó Umklapp. En contenidos menores de Ni, se observaron dos tipos de relieve: uno paralelo de lado a lado a 20-29.5%Ni y un relieve preferente

mente Widemstatten a 25-29.53NI. Estos dos tipos se denominaron - -
 Schiebung. Se encontró que las estructuras de estos relieves superficia
 les nunca correspondían a la estructura interior del material.
 La estructura interna de las aleaciones antes mencionadas es siempre de
 bloques, con la dimensión mayor no-paralela a las marcas del relieve su-
 perficial.

Mediante examinación metalográfica, se ha encontrado que la martensita
 superficial ocurre únicamente cerca de la superficie del material a una
 profundidad de 5-30µm y en la totalidad de la superficie del espécimen.

Como se puede apreciar este tipo de martensita, aunque se forma isotér-
 micamente, tiene una morfología muy distinta, agujas estrechas y largas,
 a las placas de martensita isotérmica.

Cristalográficamente no se ha encontrado orientación en una dirección
 particular.

También se sabe que la martensita superficial se forma a temperaturas
 20-30°C mayores que la Ms del material con velocidades de crecimiento
 isotérmico de 0.01mm/seg. Además, el crecimiento longitudinal es más rá-
 pido que el crecimiento transversal. También se ha encontrado que la -
 martensita superficial sigue la relación de orientación de Nishiyama.

$$(100)_{\gamma} // (001)_{\alpha}$$

$$\langle 111 \rangle_{\gamma} // \langle 110 \rangle_{\alpha}$$

Esta martensita puede modificar significativamente las curvas de trans-
 formación isotérmica y hacer difícil la interpretación de las mismas, de-

bido a la inhomogeneidad de la reacción, además de que puede estimular la transformación en el interior de una muestra y alterar el curso total de la transformación.

1.4.3. CINÉTICA EXPLOSIVA (BURST)

Este comportamiento cinético de la transformación martensítica ha sido estudiado por algunos investigadores, principalmente en aleaciones Fe-Ni y Fe-Ni-C (1) (2).

Este tipo de transformación se verifica a temperaturas menores que 0°C y se forman grandes cantidades de martensita (hasta aproximadamente 70%), en intervalos de temperatura muy cortos en un evento simple.

A este evento se le denomina "Burst" y la mayoría de las veces ocurre en una fracción de segundo con la emisión de ondas acústicas que algunas veces pueden ser perfectamente audibles. Además, hay una disipación súbita de calor que eleva la temperatura del espécimen hasta en 30°C. En la Figura 12, se muestran algunas curvas de transformación típicas para aleaciones Fe-Ni-C.

En esta figura se observa que el fenómeno explosivo aparece conforme el contenido de Ni se incrementa, el tamaño del "Burst" también se incrementa hasta que Ms = -100°C, a Ms menores el resultado es una caída abrupta en el tamaño del "Burst". Esto en aleaciones Fe-Ni no sucede y el "Burst" máximo permanece hasta que el contenido de Ni es suficiente para estabilizar totalmente a la austenita.

La presencia de C y N, aún en pequeñas cantidades, es esencial para la ocurrencia del fenómeno (4) (5).

Se ha demostrado que en especímenes grandes, los múltiples "Burst", no ocurren simultáneamente.

Otro efecto importante es la Pseudo-estabilización: a un "Burst" de magnitud considerable, sigue un intervalo de algunos grados centígrados, durante el cual la transformación se inhibe.

La deformación plástica previa ejerce un efecto notable en la transformación elevando la temperatura M_s , (6).

El factor más importante a comprender en este tipo de cinética martensítica es la cristalografía (2), y se tratará ampliamente en una sección posterior.

A continuación se describen brevemente los diversos factores que influyen en la cinética explosiva de la transformación martensítica.

1.4.3.1. CONTENIDO DE NIQUEL

Como ya se ha mencionado, el aumento en el contenido de Ni de la aleación disminuye la temperatura M_s y cambia las características del "Burst":

La magnitud del "Burst" máximo aumenta al igual que la cantidad de martensita formada por explosión, Figura 13. .

A bajos contenidos de Ni, la microestructura está formada por pequeños pares de placas formando ángulos obtusos entre sí, y las placas tienen como límite barreras físicas tales como límites de grano.

A medida que el contenido de Ni aumenta hay un cambio gradual a la forma

ción de placas, formando ángulos agudos y mejor delineados, las placas de ángulo obtuso desaparecen casi por completo a 272MI. Por lo tanto, el efecto importante del Ni, es el mejoramiento de las características del "Burst" y favorece su formación, además es evidente que existe una relación estrecha entre el cambio de microestructura y el aumento en el contenido de Ni.

1.4.3.2 EFECTO DE LA VARIACION DEL CONTENIDO DE CARBON

La Figura 14 muestra algunas curvas de transformación para aleaciones Fe-Ni-C con 0.4% de C. Como se puede apreciar, el efecto del Ni es similar al que se observa en aleaciones con 0.5%C, además también existen los cambios microestructurales antes mencionados.

La diferencia esencial es que el C provoca debilitamientos del comportamiento explosivo, y después de una cierta cantidad de transformación por "Burst", el incremento de transformación por intervalo de temperatura no es constante y se observan "ondas" en las curvas de transformación atribuidas a la formación de martensita en forma "casi" isotérmica.

1.4.3.3 EFECTO DE LA ADICIÓN DE OTROS ALEANTES

En la Figura 15 se muestran las curvas de transformación para aleaciones Fe-Ni-C con adiciones de Mn. En ambas es evidente que el comportamiento es mucho menos pronunciado. La microestructura muestra principal-

mente placas pequeñas formando entre sí ángulos obtusos. Otro punto importante es que se observan porciones de transformación lenticular mucho mayores.

1.4.3.4. MORFOLOGIA

Este tipo de martensita tiene forma de placas lenticulares formando ángulos entre sí, están distribuidas en forma de arreglos de zig-zag mostrando interfaces austenita-martensita que no siempre son rectas. Las interfaces de contacto entre placas de martensita de un mismo zig-zag son rectas.

Otra característica, tal vez la más exclusiva, es la presencia de una costilla que recorre la longitud total de la placa y es el punto de contacto con las otras placas de un zig-zag.

Esta costilla denominada "mid-rib", es perfectamente recta y forma ángulos iguales entre la interfase y los mid-ribs de dos placas de martensita contiguas.

En esencia, la morfología de este tipo de martensita da la pauta para obtener cierta evidencia del mecanismo de crecimiento de la martensita.

Los arreglos de zig-zag indican claramente la naturaleza cooperativa del fenómeno de crecimiento en el "Burst" y el hecho de que las interfaces sean rectas no podría ocurrir si una placa creciera a su tamaño final antes de que se nucleara la placa siguiente. Las características de mid-rib no podrían suceder si éste no se formara antes de que la placa creciera transversalmente, y debido a la simetría mostrada por los

arreglos, se induce que dos placas deben crecer simultáneamente y a la misma velocidad, y la velocidad de propagación del mid-rib debe ser mucho mayor que la de crecimiento transversal, ya que si esto no ocurriera la interfase entre placas no sería plana.

En relación con la estructura interna de este tipo de placas de martensita, se acepta que está formada por finos apilamientos de láminas cuya densidad es muy alta en las regiones cercanas al mid-rib, disminuyendo a medida que se avanza hacia los extremos laterales de la placa hasta llegar a los extremos de las placas donde la estructura interna es 100% dislocada.

1.4.3.5 CRISTALOGRAFIA

Este tipo de martensita tiene un plano de hábito principalmente (259) o (3,10,15). En relación con esto, Bokros & Parker (7), han demostrado que el campo de esfuerzos en torno al extremo de una placa con hábito (259) produce altos esfuerzos en otras variantes de este plano y esto resulta indudablemente en un incremento extremo del fenómeno autocatalítico. Además se ha encontrado que el Ni favorece la formación de placas de martensita en planos de hábito (259), Figura 16.

Las relaciones de orientación se ha encontrado que cumplen con la relación de Greninger-Troiano:

$$(111)_\gamma // (011)_\alpha \text{ con } \langle 112 \rangle_\gamma // \langle 011 \rangle_\alpha$$

La celda unitaria de esta martensita es tetragonal centrada en el cuerpo (BCT).

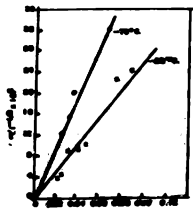


FIG. 11 - CURVAS DE TEMPERATURA DE TRANSFORMACION PARA ALUMINIO 100-0-0

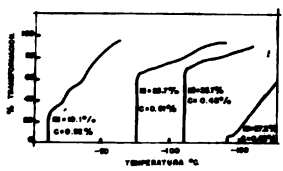


FIG. 12 - CURVAS DE TEMPERACION TRANSFORMACION PARA ALUMINIO 100-0-0

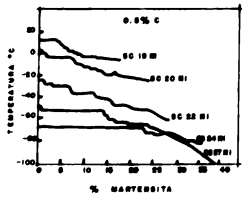


FIG. 13 - CURVAS DE TEMPERACION DE TRANSFORMACION DE ACERO AL NI

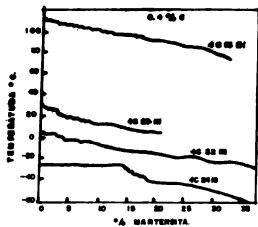


FIG. 10.-CURVAS DE TRANSFORMACION PARA ACEROS Fe-Ni-C.

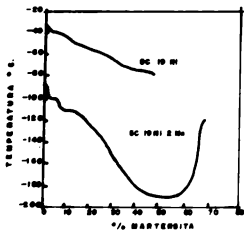


FIG. 11.-CURVAS DE TRANSFORMACION PARA ACEROS Fe-Ni-C CON ADOSES DE Mn.

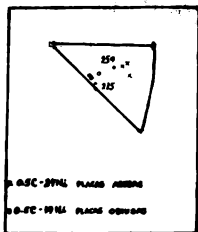


FIG. 16. EFECTO DEL CONTENIDO DE NI SOBRE LA FORMACION DE MARTENSITA
CON PLANO DE HABITO (259).

1.4.3.6. EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO

El tamaño de grano austenítico produce cambios en la microestructura y en la extensión de la transformación explosiva.

En materiales de grano fino, como en los de grano grueso, las placas que se forman en las etapas iniciales de transformación, aparecen a todo lo ancho del grano, sin embargo son mucho más gruesas y en sí representan una cantidad de transformación mayor, y en consecuencia los arreglos de zig-zag en un grano están limitados y rara vez están formados por secuencias de más de cuatro placas.

En el material de grano grueso, se pueden formar muchas placas de martensita y en su crecimiento pueden chocar con los límites de grano; algunos de estos choques pueden ser favorables y provocar que la transformación se propague al grano vecino, una placa nucleando otras placas(7).

En contraste, en el material de grano fino el número de placas por grano es muy inferior y los choques con los límites de grano son pocos, consecuentemente habrá menos probabilidad de que la transformación se propague a otros granos y por lo tanto algunos quedarán sin transformar.

1.4.4. EFECTOS DE LOS ESFUERZOS MECANICOS SOBRE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA.

Se ha observado que la aplicación de esfuerzos al material que se somete a una transformación martensítica tiene una influencia marcada sobre la transformación.

Principalmente son dos los fenómenos que pueden ocurrir en este caso:

- 1) Si enfriamos la austenita a una temperatura entre M_s y M_f y deformamos plásticamente el material a esa temperatura, la cantidad de transformación se incrementará por el efecto de la deformación.
- 2) Si se enfría la austenita a alguna temperatura $T > M_s$, la deformación plástica a esa temperatura puede ocasionar el comienzo de la transformación.

A la máxima temperatura a la cual se puede obtener martensita por deformación se le conoce como temperatura M_d . Se debe mencionar que este fenómeno también se puede verificar en la transformación reversible y la temperatura análoga es A_d .

Este efecto es atribuible a la interacción del campo de esfuerzos aplicado con el cambio de forma involucrado con la formación de martensita.

Aquí existe un punto vital, y es que se deben considerar separadamente la energía de interacción del esfuerzo y el cambio de forma y el efecto mecanístico observado cuando se sobrepasa el límite elástico del material.

Desde el punto de vista termodinámico, el esfuerzo aplicado se puede considerar como un "proveedor" de fuerza impulsora adicional a la fuerza impulsora que se obtiene debido a la diferencia de energía libre química entre las fases involucradas. La formación de una porción de martensita en presencia del esfuerzo aplicado da una energía mecánica que puede ser positiva o negativa, dependiendo del signo (+ o -) y del tipo de esfuerzo aplicado y de la orientación de la placa de martensita. Entonces, si la transformación comienza a algún valor crítico de la fuerza impulsora

total, es posible calcular aproximadamente la magnitud a la cual se aumentará o disminuirá la M_s .

En el caso de esfuerzos hidrostáticos puros, el cambio en M_s depende únicamente del cambio de volumen asociado a la transformación, y será positivo o negativo para tensión o compresión. Sin embargo, si el esfuerzo aplicado es de corte, habrá un número suficiente de variantes del plano de deslizamiento, cristalográficamente equivalentes, para asegurar que exista alguna placa orientada favorablemente en todos los sistemas de esfuerzos y en consecuencia generalmente la M_s será mayor y las placas formadas arriba de la M_s normal serán aquellas para las cuales el trabajo necesario para el cambio de forma es hecho por el esfuerzo externo.

Esta teoría toma especial relevancia en la teoría de nucleación, ya que indica que un núcleo en la etapa crítica de su desarrollo, ya posee el cambio de forma de una placa totalmente formada.

Todo esto se puede visualizar mejor si la energía asociada se observa como el resultado de un cambio en la temperatura de equilibrio entre las fases presentes (T_0) debido a los esfuerzos aplicados. Cuando $M_s \ll T_0$, se pueden obtener cambios de M_s mucho mayores incrementando los esfuerzos aplicados más allá del límite elástico de la fase madre. La deformación plástica resultante va acompañada de la formación de martensita y por consiguiente la transformación se verifica a una menor fuerza impulsora total. En este caso el esfuerzo aplicado tiene la función de ayudar a sobrepasar las barreras que se oponen a la transformación y puede ser comparada con la función de la temperatura en procesos activados térmicamente.

A medida que se aumenta M_s , la cantidad de deformación y el esfuerzo re-querido para iniciar la transformación son mayores.

Como ya se mencionó, existen valores de temperatura críticos M_d y A_d , a los cuales es imposible obtener martensita por deformación. Ahora - bien, la diferencia A_s-M_s , es necesariamente positiva, debido al efecto de histéresis y T_0 debe estar entre A_s y M_s . La diferencia A_d-M_d es - siempre mucho menor que A_s-M_s , por lo tanto se acostumbra aproximar T_0 mediante: $T_0 = 1/2 (M_d + A_d)$.

En algunos casos especiales, cuando hay involucrados cambios de forma pe-queños $A_d = M_d = T_0$, sin embargo, en principio M_d puede estar arriba de T_0 y A_d abajo, ya que A_d-M_d siempre es negativo.

Por último, se debe mencionar que la aplicación de esfuerzos arriba de M_d produce dos efectos: a) una leve deformación puede crear defectos - que promuevan la nucleación y de esta forma elevar la M_s y; b) grandes deformaciones generalmente inhiben la transformación en el posterior enfriamiento. Este último efecto puede compararse con el endurecimiento por trabajado mecánico, ya que se cree que resulta en este caso, más difícil la propagación de las placas a través de la matriz. A este efecto se le conoce como estabilización mecánica.

R E F E R E N C I A S
□ □ □ □ □ □ □ □ □ □

TRANSFORMACION MARTENSITICA.

1. John D. Verhooven, **Fundamentals of Physical Metallurgy**. John Wiley and sons, New York 1975. Caps. 9, 10, 11, 12.
2. **IBID**, Caps. 10 y 12; págs. 339-343, 441.
3. E.R. Petty **Martensite, Fundamentals and Technology**. Ed. Longman, 1970. Cap. 4.
4. **IBID**. Cap. 4.
5. **Atlas of Continuous Cooling Transformations Diagrams**. Ed. British Steel Co. England. 1979.
6. E.R. Petty, **Martensite, Fundamentals and Technology**. Ed. Longman, 1970. Caps. 2 y 5.
7. **IBID**, Sec. 2.8, 6.8, 1.5.
8. **IBID**. Sec. 2.10.
9. **IBID**. Cap. 2, 3 y 4.
10. **IBID**. Cap. 4.
11. M. Cohen, "Phase Transformations in Solids". New York, Wiley; London. Chapman and Hall, 1951.
12. W. Steves and A.G. Haynes: *JISI*, 183, 349-359, 1956.
13. G.V. Kardjumov and O.P. Marksimova: *Doklady AN SSSR*, 73, (1), 95, 1950.
14. C.H. Shih et. al.: *Trans. AIME*, 203, 183-187, 1955.

15. E.S. Machlin and M. Cohen: Trans. AIME, 191, 744, 1951.
16. R. Brook and A.R. Entwistle: JISI, 203, September 1965.
17. A.B. Geringer: Trans. ASM, 30, 1-26, 1942.
18. H.J. Bibby and J.G. Parr: JISI, 202, 100-104, 1964.
19. W.S. Owen and E.A. Wilson: "Physical Properties of Martensite and Bainite", Spec. Report No. 93, pp. 53-57. London, 1965.
20. "Symposium on the Formation of Martensite in Iron Alloys": Met. Trans. 2, 2327-2462, 1971.
21. W.J. Harris and M. Cohen: Trans. AIME 180, 447-470, 1949.
22. D.P. Kointinen and R.E. Marburger: Acta Met. 7, 59-60, 1959.
23. A.B. Geringer and A.R. Trolane: Trans. ASM, 28, 537-563, 1940.
24. R. Brook, A.R. Entwistle and E.F. Ibrahim: JISI, 195, 292-298, 1960.
25. G.H. Eiehelmen and F.C. Hall: Trans. ASM 45, 77-95, 1953.
26. K.W. Andrews: JISI, 203, 721-727, 1965.
27. M. Cohen, E.S. Machlin and V.J. Parnjpe: "Thermodynamics in Physical Metallurgy" ASM, 242-278, 1949.
28. L. Kaufman and M. Cohen: Trans. AIME, 206, 1393-1401, 1965.
29. J.S. Pascover and S.V. Radcliffe: Trans. AIME, 242, 673-682, 1968.
30. J.G. Parr: JISI, 205, 426-427, 1967.
31. T. Bell and W.S. Owen: Trans. AIME, 239, 1940-1949, 1967.
32. M.R. Mayersen and S.J. Roserbug: Trans. ASM, 56, 1225-1250, 1954.
33. M.G.H. Wells: JISI, 198, 173-174, 1961.
34. A.S. Sastri and D.R.F. West: JISI, 203, 138-145, 1965.

35. R.T. Howard and M. Cohen: Trans. AIME, 176, 384-397, 1948.
36. H.R. Kinsman and J.C. Shyne: Acta Met. 15, 1527-1543, 1967.
37. S.G. Glover: JISI, 200, 100-105, 1962.
38. K.R. Kinsman and J.C. Shyne: Acta Met. 15, 1527-1543, 1967.
39. S.V. Radcliffe and M. Schetz: Acta Met. 10, 201-207, 1962.
40. R.F. Vynal and S.V. Radcliffe: Acta Met., 15, 1475-1488, 1967.

CINETICA ISOTERMICA

1. W.K.C. Jones: Ph.D. Thesis, University of Sheffield, 1968.
2. C.H. Shih, C.L. Averbach and M. Cohen: Trans. AIME, 203, 183-187, 1955.
3. G.K. Allan: University of Sheffield, Private Communication, 1970.
4. Y. Imai and M. Izumiyama: Sel. Rept. Res. Inst. Tohoku Univ. Series A, 17, 135-148, 1965.
5. V. Raghavan and A.R. Entwisle: "Isothermal Martensite Kinetics in Iron Alloys", University of Sheffield.
6. L. Kaufman and M. Cohen: Progress in Metal Physics, 7, 165, 1958.
7. H. Knapp and Dehlinger: Acta Met., 4, 289-297, 1956.
8. J.C. Fisher et. al., Trans. AIME, 185, 691-700, 1949.
9. "Symposium on the Formation of Martensite in Iron Alloys", Met. Frans. 2, 2327-2462, 1971.
10. J. Philibert and C. Crussard: JISI, 180, 34-48, 1955.

11. G.V. Kurdjumov: JISI, 195, 26-48, 1960.
12. T. Nomma: J. Japan Inst. Metals., 21, 51-55, 122-128, 263-267, 1957.
13. R.G.G. Yeo: Trans. ASM, 57, 48-61, 1964.

CINETICA EXPLOSIVA

1. F. Forster and E. Schiel: Z. Metallk., 32, 165, 1940.
2. E.S. Nechlin and M. Cohen: Trans. AIME, 191, 746, 1951.
3. L. Kauffman and M. Cohen: Trans. AIME, 206, 1393, 1956.
4. J. Philibert: Thesis, University of Paris, No. 139 (A), May 1956.
5. J. Philibert and C. Crassard: Rev. Met. 53, 973, 1956.
6. S.A. Kaulin et. al., Trans. AIME, 194, 661, 1952.
7. J.C. Bokres and E.R. Parker: Act. Met. 12, 1291, 1963.

C A P I T U L O I I R E V E N I D O

II.1 INTRODUCCION

El revenido es un proceso de calentamiento de aceros con estructura martensítica a elevadas temperaturas para lograr una buena combinación de propiedades mecánicas, así como evitar agrietamientos producidos por los esfuerzos internos generados durante el temple. Involucra la segregación de carbono a defectos de red y la precipitación de carburos, la descomposición de la austenita retenida y la recuperación y recristalización de la estructura martensítica.

Cada uno de estos procesos puede ser afectado por la adición de elementos aleantes, de tal manera que la interacción de trazas de elementos con los límites de grano de austenita durante el revenido pueden promover fragilización.

Es costumbre dividir el revenido en tres etapas las cuales son dependientes del tiempo, la temperatura y la velocidad de calentamiento, dichas etapas son:

1. Descomposición de la martensita y precipitación del carburo ϵ entre 100 y 200°C.
2. Transformación de la austenita retenida a bainita entre 200 y 325°C.
3. Transformación del carburo ϵ a cementita arriba de 300°C.

En aceros aleados se han observado cambios en sus propiedades mecánicas alrededor de 450°C, que están relacionados con la precipitación de car-

buros aleados. Este fenómeno se considera como la cuarta etapa del revenido de aceros.

Estos rangos de temperatura están dados para velocidades de calentamiento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

En la Figura 1, se muestran esquemáticamente las diferentes etapas del revenido.

La Figura 2, ilustra una curva dureza vs. T_R mostrando las diferentes etapas del revenido en aceros al carbono ordinarios (6). Esta curva es ideal, ya que no muestra los efectos de endurecimiento debido a la precipitación de carburos al inicio del revenido, ni los efectos de endurecimiento secundario de los precipitados de elementos aleantes durante la 4a. etapa del revenido.

11.3.1. CAMBIO DE PROPIEDADES MECANICAS DURANTE EL REVENIDO

La inter-relación entre dureza, tiempo y temperatura en el revenido de aceros se ilustra matemáticamente mediante una expresión formulada por Hollomon y Jaffe:

$$H_d = f(T, t) \quad (1)$$

$$H_d = K \cdot T(C + \log t)$$

Donde:

H_d = coeficiente de ablandamiento en Rc.

K = cte. ($^{\circ}\text{K}^{-1}$)

T = temperatura en $^{\circ}\text{K}$

C = constante

t = tiempo en horas

El valor de Hd se puede obtener de una gráfica como la mostrada en la Figura 3. La dureza obtenida en el revenido, Hr, resulta ser una función de la temperatura, tiempo y composición química del acero, y se puede obtener mediante la siguiente ecuación:

$$Hr = f(T, t, c)$$

(2)

$$Hr = Hp - Hd$$

Donde Hp es un parámetro determinado por la composición química del acero y se le denomina dureza potencial.

La siguiente relación es útil para determinar Hp:

$$Hp = Hp(c) + \sum_{i=1}^n (K'_M X \% M)_i + \theta \cdot \sum_{i=1}^n (\Delta K X \% M)_i \quad (3)$$

Donde:

$Hp(c)$ = dureza potencial debido al contenido de C.

K'_M = coeficiente de partición del aleante M.

θ = fracción de temperatura $\frac{T_R - 350}{250}$

ΔK = $K''_M - K'_M$

K''_M = coeficiente de partición para aleantes que imparten efectos de dureza secundaria (Cr, V, Mo).

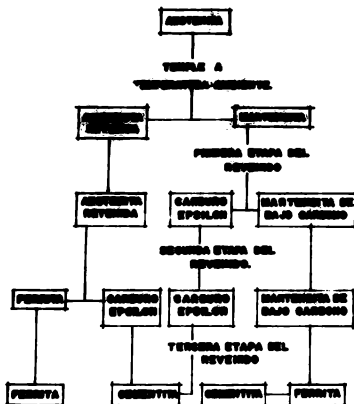


FIG. 1 CAMBIO QUE TIENEN LUGAR DURANTE EL REVENDIDO DE LA -
MANTENIDA EN ACEROS DE ALTO CARGO.

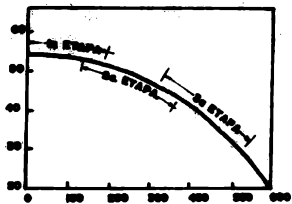


FIG. 2 ETAPAS DEL REVERSO EN AEROS

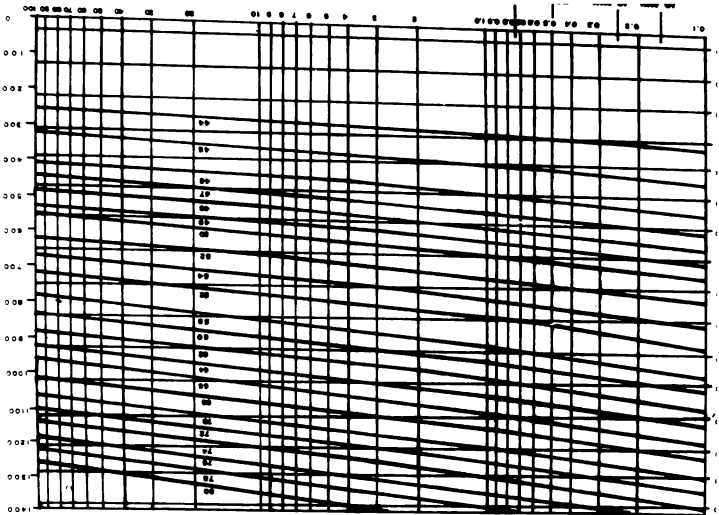


FIG. 3 CURVAS TIEMPO-TEMPERATURA DE REVENDORES EQUIVALENTES A VALORES DE -
 COEFICIENTES DE ABLANQUEAMIENTO QUE PRODUCEN SOBRE LA ENERGIA POTENCIAL

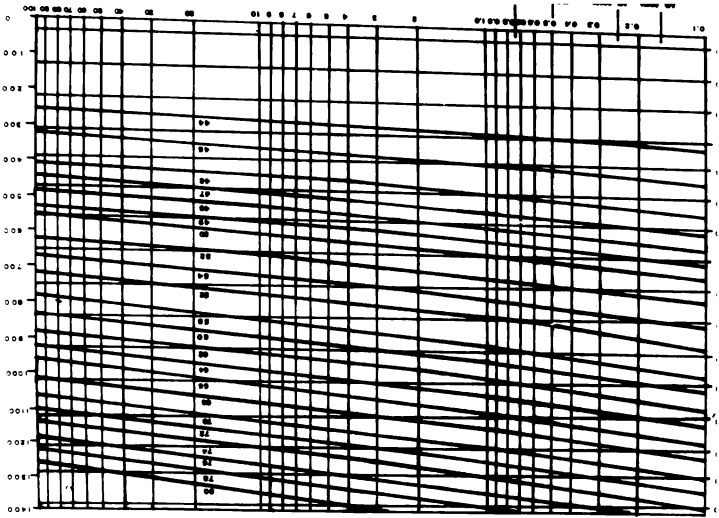


FIG. 3 CURVAS TIEMPO-TEMPERATURA DE REVERDOS EQUIVALENTES A VALORES DE -
 EQUIVALENTES DE ABLANQUEAMIENTO QUE PRODUCE EN SOBRES LA FUERZA POTENCIAL

En la Ecuación (3), el primer término de la derecha representa el efecto endurecedor, el segundo el efecto estabilizante de la martensita, y el último término representa los efectos de dureza secundaria.

La Tabla 1, da algunos valores de $H_p(c)$ a diferentes contenidos de carbono. La Tabla 2, contiene algunos valores de K' y K'' , para algunos elementos aleantes.

Tabla 1

$\% C$	$H_p(c)$
0.20	78
0.30	82
0.40	85
0.50	89
0.60	92
0.70	94

Tabla 2

Elemento Aleante (M)	K'	K''
Mn	4.0	--
Si	4.0	--
Cr	1.5	5
Ni	1.0	--
Mo	2.5	20
V	---	50

11.2. MARTENSITA SIN REVENIR

La revisión del revenido podría comenzar con un breve análisis de la estructura de la martensita sin revenir, puesto que ésta es la matriz en la cual ocurre el proceso del revenido. En los aceros la fase madre es primeramente austenita con una estructura cúbica de caras centradas (f.c.c.), pero la fase hija puede tener un cristal de estructura cúbica centrada en el cuerpo (b.c.c.), tetragonal centrada en el cuerpo (b.c.t.) o hexagonal compacto (h.c.p.).

La martensita llistón es la estructura que ocurre más comúnmente, es típica de todas las martensitas de bajo carbono y es usualmente b.c.c., sin embargo en aceros de bajo carbono con más de 0.2% C, se forma la martensita b.c.t. La subestructura consiste en una alta densidad de dislocación estimada en 0.3 a 0.9×10^{12} cm/cm³.

Existe un tipo diferente de martensita predominante en aceros de alto carbono y en aleaciones base hierro con temperaturas Ms abajo de la ambiente. Este es la martensita placa y su estructura es b.c.t. La subestructura consiste en muy finas maclas con un espaciado de alrededor de 50 Å las cuales generalmente no se extienden a los lados de las placas, sino que degeneran en un complejo arreglo de dislocaciones cerca de la periferia de las placas.

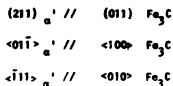
11.3. REVENIDO DE LA MARTENSITA DE BAJO CARBONO (SIN MACLAS).

Una de las dificultades encontradas en el estudio de martensitas de bajo carbono es el hecho de que debido a su alta temperatura de inicio de formación de martensita (M_s) es extremadamente difícil prevenir el auto revenido. Esto es algo que no se puede evitar a menos que se usen aceros especiales de alta aleación y bajo carbono.

En aceros con 0.1% C templados, un examen revela la presencia de cementita ortorrómbica. Sin embargo, se cree que el carburo ϵ se forma como un carburo de transición durante la primera etapa del revenido, éste no ha sido positivamente identificado, pero su presencia ha sido inferida de las determinaciones del plano habitual.

El revenido por una hora en el rango de temperaturas de 100-300°C, resulta en un pequeño crecimiento de las partículas de Fe_3C presentes, pero el número de listones de martensita que contienen precipitados aumenta a causa de los pocos listones autorevenidos en la condición de templeado para el total de la estructura después de una hora a 300°C.

La relación de orientación es:



Cuando cada uno de los aceros es revenido arriba de 300°C, la precipitación ocurre a lo largo de los límites de la martensita listón, y también causa que las partículas de cementita crezcan alrededor de 2000 Å de longitud y aproximadamente 150 Å de ancho. Por lo tanto, la localización exacta de la cementita en los límites de la martensita listón y como precipitados Widmastatten dentro de la martensita es frecuentemente confusa.

Se puede ver por lo tanto, que en los aceros de bajo carbono revenidos rápidamente, no es posible prevenir el autorevenido; el primer carburo que se forma es cementita, sin embargo es posible que el carburo c se forme primero como un carburo de transición; que la cementita se forma en los límites de la martensita listón o como precipitado Widmastatten dentro de la martensita y por último, ocurre la esferoidización de la cementita con una recrystalización asociada de la ferrita.

11.4. REVENIDO DE LA MARTENSITA DE ALTO CARBONO (MACLADA)

El revenido de la martensita de alto carbono ha sido el objeto de gran número de investigaciones. En aceros de alto carbono, el autorevenido sigue ocurriendo, a menos que la temperatura M_s se abata a temperatura subacero por la adición de otros elementos tales como níquel.

La estructura de un acero templado de 20% Ni-0.5% C consiste en placas maciadas intermamente, en las cuales el espaciado de las macias varía de 40Å a 2500Å.

En revenidos por corto tiempo a bajas temperaturas, el carburo ϵ crece como largas placas estrechas o como listones, usualmente en más de una dirección sin embargo, no parece crecer en las macias finas.

El revenido de aceros con 1% C-Cr también ha sido objeto de investigaciones usando no solo microscopía electrónica, sino también técnicas de resistividad eléctrica. En este caso, se observa una rápida caída en la resistividad en los primeros segundos del revenido arriba de 100°C, pero subsiguientes revenidos causan una disminución menos rápida. Los cambios iniciales de resistencia son proporcionales a la raíz cuadrada del tiempo de revenido, una observación que sugiere que todo el proceso es controlado por la migración del soluto.

En revenidos arriba de 200°C el carburo ϵ se disuelve y la cementita se forma en los límites de macias donde crecen a un tamaño considerable. A medida que aumenta la temperatura de revenido hasta 500°C ocurre la esferoidización de la cementita en límites de macias, seguida por re-

cristalización a 600°C.

En resumen la secuencia de revenido es:

1. Rápida difusión de carbono hacia sitios de los límites de macias, esto no es acompañado por ningún cambio morfológico o de dureza pero se observa una caída extremadamente rápida en la resistividad.
2. La precipitación coherente del carburo ϵ en una muy fina escala. En los aceros de alto níquel esto no ocurre en la interface de las macias sino en los planos $(100)_{\alpha}'$. Dichos precipitados han sido observados microscópicamente y su presencia está asociada con un aumento en la dureza.
3. El crecimiento de la cementita en las interfases de las macias. Ocurre un ablandamiento en esta etapa y es acelerado por la esferoidización de la cementita y recristalización de la ferrita.

11.5. REVENIDO DE ACEROS ALEADOS

Mientras la adición de elementos de aleación a los aceros al carbono se hace generalmente para aumentar su templabilidad, probablemente la contribución más importante de los carburos formados por dicha adición es la producción de una cuarta etapa de revenido. En estos aceros las primeras tres etapas son las mismas que en los aceros simples al carbono, la única diferencia es que los elementos de aleación pueden tener una influencia de retardo o aceleración sobre la precipitación de carburos, y

así cambiar los rangos de temperaturas en que ocurren. Un ejemplo notable es el silicio que permite estabilizar el carburo ϵ y retardar la precipitación de cementita.

Arriba de 550°C, los carburos aleados se forman a expensas de la cementita y el proceso es acompañado por un ligero ablandamiento o un aumento en la dureza. El reemplazamiento de la cementita puede ocurrir por:

1. Transformación 'in situ', donde las partículas de cementita transforman en carburo aleado por difusión interna de los elementos de aleación. Este mecanismo no causa un cambio grande en la dureza debido a que el tamaño de las partículas de carburo no es significativamente alterado. Esto ocurre en los aceros al cromo, donde ningún aumento en la dureza resulta en el rango de 500-600°C hasta que el contenido de cromo es aumentado a 12%.
2. Nucleación separada de los carburos aleados durante el período en el que las partículas de cementita están siendo regresadas a la solución. Esto ocurre en aceros que contienen adiciones de molibdeno y vanadio, donde tan poco como 2% de estos elementos muestra un endurecimiento secundario extremadamente marcado.

La observación del endurecimiento secundario en martensitas de bajo carbono muestra que la estructura de temple consiste en martensita sin maclar. Por lo tanto, no se considera que la presencia de maclas pueda cambiar el mecanismo de endurecimiento secundario puesto que las maclas son destruidas antes de que las temperaturas de endurecimiento se-

cundario se observen.

11.6. PRIMERA ETAPA DE REVENIDO

En esta etapa ocurren dos procesos simultáneamente:

- a) La concentración de carbono de la solución sólida inicial disminuye a un valor cercano a 0.25%.c.
- b) Comienza a precipitar el carburo ϵ .

La estructura que se forma como resultado de la primera etapa se llama "Martensita Revenida", y el acero tiene casi la misma dureza que en el estado de temple, sin embargo tiene alta ductilidad. El volumen de la muestra disminuye marcadamente acompañado por una leve disminución en la magnetización. Una disminución extremadamente aguda en la resistividad eléctrica se observa en aceros de alto carbono revenidos arriba de 100°C.

Un carburo que no es cementita precipita en la martensita, y como consecuencia el contenido de carbono de la martensita original disminuye formándose una estructura bifásica de carburo y martensita de bajo carbono. El carburo que se forma durante esta etapa se designa como carburo épsilon (ϵ) y no se considera como un paso preliminar en la formación de la cementita (Fe_3C), sino como otra fase que se nuclea y desarrolla más rápidamente que la cementita.

11.6.1 PRECIPITACION DEL CARBURD ϵ

Kurdjumov (1), mostró en un estudio de difracción de rayos X, que un carburo de transición precipita durante el revenido. En un estudio más reciente, Jack (2) observó que el precipitado es un carburo hexagonal compacto (h.c.p.) con los siguientes parámetros:

$$a = 2.73\text{Å}, \quad c = 4.33\text{Å}, \quad c/a = 1.58$$

Esta fase fue llamada carburo de hierro-c debido a que es isomorfo con el nitruro de hierro-c, la composición de este carburo sugerida por Jack se encuentra entre Fe_2C y Fe_3C y estableció la evidencia de una precipitación coherente con la matriz. Esta coherencia puede estimarse por el aumento de dureza observado durante la primera etapa del revenido.

El plano habitual del carburo c ha sido mostrado por Wells (3) como $(100)_c // (0001)_c$ y $(101)_c // (10\bar{1}1)_c$

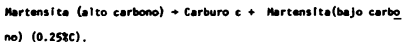
En aceros con menos de 0.25% C, la precipitación del carburo c es inhibida durante el revenido, ya que mucho del carbono en este acero está en sitios de dislocación. Como estos sitios poseen una menor energía que la disponible en el carburo c, los átomos de carbono segregan preferencialmente hacia estos sitios de dislocación. Antes de que la precipitación pueda ocurrir, algunas dislocaciones pueden ser removidas por recuperación, pero la presencia de carbono inhibe fuertemente la recuperación con lo que se obtiene una situación delicadamente balanceada.

Por otra parte, desde el punto de vista práctico este tipo de aceros tiene poca importancia debido a que los aceros utilizados en forma comercial para tratamientos de temple y revenido son generalmente de medio y

alto carbono.

11.6.2. MARTENSITA DE BAJO CARBONO

La suposición de que el revenido ocurría continuamente, es decir por la gradual disminución de carbono de la matriz seguida por una continua disminución en la relación c/a, hasta que el límite de saturación de ferrita a una temperatura particular era observado, ha sido refutada por la precipitación observada del carburo ϵ desde la martensita. Las técnicas de rayos X proporcionaron evidencia suficiente para mostrar que la primera etapa del revenido es un proceso doble:



Por lo tanto, dicha precipitación concuerda con el reporte (1,4,5,6) de un agotamiento gradual de carbono acompañado por la disminución de la tetragonalidad de la martensita. Además se mostró (7,8), que la martensita se descompone por un proceso heterogéneo. La martensita no pierde su tetragonalidad gradualmente, en lugar de ésto se forma una nueva martensita correspondiendo a un contenido de carbono de alrededor de 0.25%, ambas martensitas coexisten, con mucho de la martensita de baja tetragonalidad formándose a expensas de la martensita primaria a medida que procede el revenido. Al final de la primera etapa las fases remanentes tienen la martensita de baja tetragonalidad y el carburo de transición.

11.7. SEGUNDA ETAPA DEL REVENIDO

Esta etapa del revenido está caracterizada por la descomposición de la austenita retenida.

Generalmente se acepta que el producto de tal descomposición es BAINITA.

La formación de Bainita constituye un problema muy complejo en reacciones cinéticas que involucren partición de carbono entre la austenita y la ferrita, precipitación de carburos estables y metaestables y una serie de procesos de relajación.

Existen por lo menos cuatro ordenamientos microestructurales entre la perlita y la martensita que se clasifican como Bainita.

Sin embargo, estudios de microscopía electrónica han permitido la detección de dos estructuras básicas:

- a) Bainita Superior. Se forma como un agregado de ferrita en forma de listones con carburos precipitados paralelamente al eje del listón.

- b) Bainita inferior. Consiste en placas de ferrita con carburos precipitados internamente.

Ambas estructuras presentan relieve superficial, pero su mecanismo de formación es diferente; nucleación preferencial para la Bainita Superior y crecimiento paralelo para la Bainita inferior.

Se han encontrado dos características cinéticas de la reacción Bainítica muy importantes para la formación de la Bainita Superior:

- a) Existe un límite de temperatura arriba del cual la austenita no transforma a Bainita.
- b) La transformación es incompleta y dependiente de la temperatura a temperaturas abajo del límite.

Estas dos características están ilustradas en la Figura 4, para un acero SAE-4340.

Se han determinado (9), las energías de activación para esta segunda etapa del revenido graficando el logaritmo del tiempo requerido para obtener una cantidad de transformación dada contra el recíproco de la temperatura absoluta. Esto se ilustra en las Figuras 5 y 6.

La Figura 7, da la energía de activación como función del contenido de carbono; así mismo se muestra la gráfica obtenida por Wells, et. al.

(10), para la energía de activación de difusión de carbono en austenita.

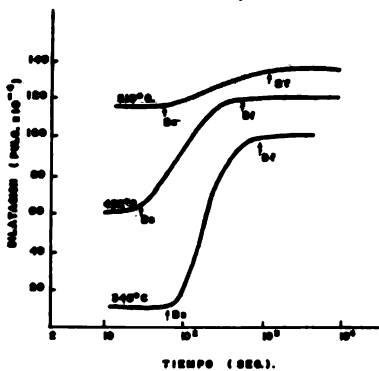


FIG. 4 CURVAS DE REACCION ISOTERMICA PARA LA —
LA FORMACION DE BAINITA EN UN ACERO 4340.

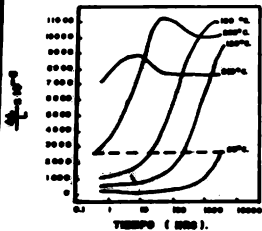


FIG. 6. CAMBIO DE ACTIVIDAD FRENTE AL TIEMPO—
FRENTE DE LA CANTIDAD ORIGINAL DE
LA SUSPENSIÓN DE CÉLULAS DE LEVADURA.

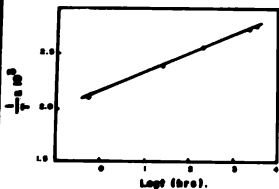


FIG. 8. ENERGÍA DE ACTIVACIÓN FRENTE—
LA CANTIDAD ORIGINAL DE LEVADURA.
($10 = 10000$ cel./mil. PARA SUCROSA —
DIFERENTE Y 10000 cel./mil PARA
SUCROSA GLUCOSA).

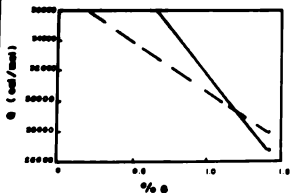


FIG. 7. VARIACION DE LA ENERGÍA DE —
ACTIVACIÓN CON EL PORCENTAJE—
DE CÉLULAS EN LA SUSPENSIÓN
DEL LEVADURA.

Estas curvas indican que al parecer la transformación de austenita retenida a bainita durante la segunda etapa del revenido, está controlada por la velocidad de difusión de carbono en la austenita.

11.8. TERCERA ETAPA DEL REVENIDO

En esta etapa el carburo ϵ sufre una transformación a cementita, causando una gran disminución en volumen, magnetización y dureza.

La transformación "in situ" es al menos teóricamente posible, primeramente por un rearrreglo de la red del cristal de carburo ϵ a cementita, y después por un cambio gradual en la concentración de carbono del carburo por difusión que conduce a la composición de Fe_3C .

Sin embargo existen evidencias recientes que indican que la transformación no tiene lugar "in situ", sino que involucra una gradual descomposición del carburo ϵ y simultánea precipitación de cementita en áreas separadas.

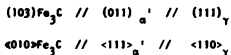
Se ha establecido a la cementita como el único carburo existente arriba de $300^{\circ}C$, y abajo de esta temperatura existe un rango en el que coexisten ambos carburos.

En un acero con 0.4% C se observó que el carburo ϵ se disuelve completamente abajo de $300^{\circ}C$, antes de que la cementita comience a aparecer a $320^{\circ}C$, pudiendo ser por una nucleación directa de cementita desde el hierro b.c.c.

Los estudios de la morfología han mostrado que el Fe_3C , precipita en $(100)_\alpha'$ con su dimensión más larga paralela a $(111)_\alpha'$.

La relación de orientación entre Fe_3C y el hierro b.c.c. no ha sido determinado con absoluta exactitud y la única propuesta por ISAICHEV (11), parece dar la mejor adaptación, ésto es: $(103) Fe_3C // (011)_\alpha'$; $\langle 010 \rangle Fe_3C // \langle 111 \rangle_\alpha'$, ésta es muy cercana a la dada por Bogaryatskii (12) ; $\langle 100 \rangle Fe_3C // \langle 101 \rangle_\alpha'$, $\langle 010 \rangle Fe_3C // \langle 111 \rangle_\alpha'$, $(001) Fe_3C // (\bar{1} 2 \bar{1})_\alpha'$.

Arbosov y Kurdjmov (13) e Isaichev (11), determinaron la relación de orientación entre cementita, austenita y martensita como:



11.9. MECANISMOS INVOLUCRADOS EN EL REVENIDO

En secciones anteriores se ha mencionado la dificultad del estudio del revenido de aceros con temperaturas M_s altas debido al fenómeno de auto-revenido.

En aceros con M_s bajas, a nivel subcero, la precipitación de carburo ϵ y la descomposición de la martensita se detecta entre 100° y $200^\circ C$, generalmente.

Sin embargo antes de que se verifique la primera etapa del revenido, pueden ocurrir otros procesos, los que involucran la redistribución de áto-

mos de carbono en la red martensítica y defectos cristalinos producidos en el temple. Dichos procesos se explican brevemente a continuación:

11.9.1. REDISTRIBUCIÓN DE CARBONO A DISLOCACIONES

Spoich y Leslie (14), han encontrado que la contribución del carbono a la resistividad eléctrica en un espécimen de acero con 0.2% C es del orden de $10 \mu\Omega\text{cm}/\% \text{C}$; mientras que cuando el contenido de carbono es mayor de 0.2%, la contribución es tres veces mayor ($30 \mu\Omega\text{cm}/\% \text{C}$).

Se ha calculado (14), que cuando el contenido de carbono es 0.2%, aproximadamente el 90% de los átomos de C se segregan a dislocaciones durante el temple y un poco más del 0.02% C permanece en una red libre de defectos.

Esto ha logrado explicarse considerando que los campos de esfuerzos que rodean a las dislocaciones localizadas en la martensita y en los límites de grano proveen sitios de menor energía para los átomos de carbono que los sitios intersticiales octaédricos normales. Así los átomos de carbono podrán redistribuirse por sí mismos a esos sitios de menor energía. Cuando el contenido de carbono es mayor de 0.2%, tales sitios de menor energía se saturan inicialmente y el carbono restante permanece en la red libre de defectos.

Una consecuencia interesante de lo anterior es que tal proceso de segregación de carbono a dislocaciones podría explicar la falta de tetragonalidad en martensitas con menos de 0.2-0.3% de Carbono.

Otra explicación alternativa a la falta de tetragonalidad en martensitas con menos de 0.23C, involucra un desordenamiento de los átomos de carbono entre las tres subredes de posiciones octaédricas intersticiales normales en la red tetragonal.

Este proceso está basado en un modelo teórico de Zener (14), el cual establece que en ausencia de esfuerzos, existe una temperatura crítica T_c , a la cual el parámetro de orden de Z cambia abruptamente.

Este parámetro está definido por la siguiente expresión:

$$Z = \frac{3}{2} \left(\frac{N_c}{N} - \frac{1}{2} \right) \quad (1)$$

Donde N_c es el número relativo de átomos de carbono.

Esta temperatura es una función lineal de la concentración de carbono:

$$T_c = 0.243 N_c E_{(001)} \lambda^2$$

Donde $E_{(001)}$ es el módulo de Young en la dirección $\langle 001 \rangle$ y λ es un parámetro igual a la distorsión introducida cuando un átomo de C por unidad de volumen es transferido desde un intersticio (001) a uno normal a él.

Como la temperatura M_s disminuye con el aumento en contenido de carbono, entonces habrá un contenido de carbono y una temperatura de transformación a la cual $T_c = M_s$.

De aquí que a mayores concentraciones de carbono, la distribución (001) será ordenada y la estructura tetragonal, pero a menores concentraciones de carbono se formará una estructura cúbica desordenada. Consecuentemente la transición estructural cúbica-tetragonal es una función de %C y T.

11.9.3. FORMACION DE ATMOSFERAS

Los campos de esfuerzos inherentes a una dislocación, pueden ser relevados por un reordenamiento de los átomos de soluto vecinos más cercanos.

De acuerdo con esto, los átomos de soluto que producen distorsión tetragonal y expansión volumétrica pueden interactuar con tales campos de esfuerzos hidrostáticos y de corte de las dislocaciones, tanto de borde como helicoidales.

Si el tiempo es suficiente para que se verifique el proceso de difusión, las interacciones provocarán segregación de átomos de soluto a dislocaciones estacionarias con una distribución de equilibrio.

Cada dislocación genera su atmósfera de soluto por sí misma, y la concentración de equilibrio en un punto donde la energía de enlace es U , está dada por:

$$C = C_0 \exp (U/KT)$$

En el caso de átomos de C y N_2 , a temperatura ambiente $U_{max} < KT$ y entonces la atmósfera se satura y en consecuencia la ecuación 3 ya no es válida; la atmósfera se condensa en una línea simple paralela a la línea de la dislocación, y está situada en la posición de máximo enlace.

Esta condensación de atmósferas contribuye menos a la resistividad eléctrica que si estuvieran dispersadas al azar.

11.9.4. SEGREGACION A DISLOCACIONES MOVILES

Al aplicar una fuerza externa, una dislocación en la cual se ha formado una atmósfera de átomos de soluto tratará de moverse, pero una fuerza de

anclaje debido a la atmósfera, contrarrestará el efecto de la fuerza externa y la mantendrá en el centro de la atmósfera.

La dislocación podrá moverse solo en el caso de que la atmósfera pueda moverse con ella, en el caso de que la fuerza externa sea menor que la fuerza de anclaje, consecuentemente su movimiento estará restringido por la velocidad de migración de átomos de soluto en la atmósfera. Obviamente esta migración lenta de dislocaciones con atmósfera produce efectos importantes en las propiedades físicas del metal.

11.9.5. INTERACCIÓN DE DISLOCACIONES

a) Anclaje de Snoek

Este efecto es promovido por defectos asociados con la distorsión tetragonal, los cuales pueden ser reorientados por unos pocos saltos atómicos. En el caso de átomos de carbono en el campo de esfuerzos tangenciales de una dislocación, la distorsión tetragonal se reorientará de tal forma que su energía de interacción sea mínima; dando como resultado un anclaje especialmente fuerte en dislocaciones de tornillo.

b) Anclaje de Zuzuki

Este tipo de anclaje es importante en materiales F.C.C., si existen dislocaciones extendidas.

Los planos atómicos a los lados de una falla de apilamiento localizada entre las parciales de una dislocación extendida, tienen apilamiento hexagonal. Ya que en general la solubilidad de átomos extraños debe ser dife-

rente en las dos estructuras, resulta que el átomo de impureza puede difundirse dentro o fuera de la región fallada y esto requiere solo unos pocos saltos atómicos.

En cualquier caso, resulta un anclaje fuerte en dislocaciones de borde o helicoidales.

c) Anclaje Eléctrico.

Debido a que las regiones dilatadas de un cristal portan una ligera carga eléctrica negativa, mientras que las regiones de compresión portan carga positiva, una dislocación de borde o mixta puede considerarse como un débil dipolo lineal.

Además existe una ligera carga negativa debido a la dilatación en el corazón de las dislocaciones.

En consecuencia, hay una interacción eléctrica entre dislocaciones y átomos que portan una carga eléctrica neta.

11.9.6. RECUPERACION

La recuperación de las propiedades físicas y mecánicas de un metal puede ser explicada mediante interacción de dislocaciones.

En el caso de las propiedades eléctricas, el proceso de recuperación se divide en seis y ocho etapas, que varían en temperatura y magnitud según el metal.

Isocrónico.

1a. Etapa. Se cree que esta etapa se debe a la aniquilación de pares de vacancias intersticiales por migración de di-intersticiales.

Se detecta a -180°C , con una energía de activación de 7450 cal/mol ; la cual corresponde a la migración de di-intersticiales.

2a. Etapa. Detectada a -150°C , con energía de activación entre 4600 y 6900 cal/mol , esta etapa está relacionada con la migración de mono-intersticiales.

3a. - 7a. Etapas. Estas etapas se detectan entre -120°C y 0°C , la resistividad aumenta y disminuye rápidamente y hace difícil la determinación de la energía de activación.

Se cree que estas etapas están relacionadas con la combinación y disolución de complejos de defectos e impurezas.

8a. Etapa. Esta etapa tiene una energía de activación de 27600 cal/mol ; y se cree que es producida por impurezas intersticiales (C y/o N_2), pero también por defectos producidos por deformación, fundamentalmente vacancias. Se detecta entre 10°C y 80°C .

Cuando la temperatura es mayor de 80°C, la resistividad disminuye continuamente y se ha encontrado que la recristalización ocurre a 200°C. Es posible que el proceso continuo de recuperación se deba a aniquilación de dislocaciones.

Debe mencionarse que usando la misma técnica pero variando el contenido de carbono de los especímenes se obtienen resultados interesantes.

Las curvas de resistividad muestran dos etapas superpuestas.

La primera detectada a 78°C con una energía de activación de 28 000 cal/mol, no cambia con el contenido de carbono y se cree que es causada por el movimiento de defectos inducidos por deformación.

La segunda etapa, detectada a 130°C, con una energía de activación de 20 000 cal/mol, se atribuye a la precipitación del carburo ϵ .

Finalmente, es importante mencionar que se han detectado incrementos en la resistividad a 50°C, en materiales deformados y no deformados.

La causa de esto aún está a discusión y se han propuesto una serie de mecanismos para explicarla, tales como:

- a) Formación de Dipolos de Carbón.
- b) Formación de Clusters (Clustering).
- c) Endurecimiento por Envejecimiento.
- d) Descomposición Espinodal.

Estos mecanismos en la actualidad son intensamente investigados y aún no hay una conclusión general, por lo cual solo se mencionan en este trabajo.

R E F E R E N C I A S

1. G. Kurdjumov: "X-Ray Investigation of the Structure of Tempered Carbon Steels", Zeitschrift für Physik, 55, 187, 1929.
2. R.N. Jack: "Structural Transformations in the Tempering of High-Carbon Martensite Steels", JISI, 169, 36, 1951.
3. R.G.H. Wells: Acta Mat., 12, 389-399, 1964.
4. E. Ohman: "X-Ray Investigation on the Crystal-Structure of the Hardened Steel", JISI, 123, 445, 1931.
5. G. Hög: "X-Ray Investigation of the Structure and Decomposition of Martensite", Jernkontorwest Annaler, 118, 439, 1934.
6. D.P. Antia, S.G. Fletcher and M. Cohen: "Structural Changes During the Tempering of High Carbon Steels", Trans. ASM, 41, 29, 1947.
7. G. Kurdjumov and L. Lyssak: "The Application of Single Crystals to the Study of Tempered Martensite", JISI, 156, 29, 1947.
8. G. Kurdjumov and L. Lyssak: "Kinetics of the Primary Stage of Martensite Decomposition", Journal of Technical Physics, 19, 525, 1949.
9. C.S. Roberts, B.L. Averbach and M. Cohen: "The Mechanism and Kinetics of The First Stage of Tempering", Trans. ASM, 45, 576, 1953.
10. C. Wells, W. Batz and R.F. Mehl: "Diffusion Coefficient of Carbon in Austenite", Trans. AIME, 188, 553, 1950.

C A P I T U L O I I I C I N E T I C A D E L R E V E N I D O D E
A C E R O S D E H E R R A M I E N T A S .

Como se puede constatar en los dos capítulos anteriores del presente trabajo, existen una serie de incógnitas referentes al proceso de revenido con cernientes principalmente a las características cinéticas y mecanismos presentes durante su transcurso.

Sinque actualmente se han logrado importantes avances y ha sido posible establecer que el proceso de revenido, en su primera etapa, procede mediante una reacción heterogénea; donde existe, por una parte, la formación de martensita de bajo carbono a expensas de la martensita original, estableciéndose un "equilibrio" entre ellas y por otra parte la precipitación de un carburo de transición, que no está bien definido; existe aún controversia en relación a los fenómenos que gobiernan tal proceso.

En particular, resulta importante el hecho de que el proceso de precipitación del carburo de transición y la formación de martensita de bajo carbono es controlado por un proceso difusional.

Esto se puede demostrar, con ciertas limitaciones, mediante la determinación de la energía de activación y el orden de reacción para un proceso dado y comparándolos con la energía de activación y el orden de reacción para un proceso a nivel atómico. (Ver Apéndice 2).

En base a todo esto, y además de los objetivos inherentes a la realización de este trabajo, se establece como objetivo fundamental la determinación de las características cinéticas y mecanísticas del proceso de revenido en un acero de fabricación nacional.

El proceso de revenido tiene su mayor importancia y mayor campo de aplicación cuando se efectúa en aceros; ya que las características y propiedades de las partes fabricadas quedarán en su valor óptimo al final del proceso de temple-revenido.

Es por estas razones que se debe tener un conocimiento lo más profundo posible de cada una de las características de este proceso, ya que en base al conocimiento del proceso se podrán diseñar y aplicar nuevos tratamientos que aumenten la utilidad y eficiencia del proceso cuando se aplica al acero mejorando, con ésto su economía y ampliando su campo de aplicación. En la literatura revisada se ha encontrado que en general se trabajó con aceros y con aleaciones fierro-carbono de alta pureza.

Ante las dificultades encontradas para la fabricación de una aleación Fe-C de alta pureza, se decidió trabajar con aceros y específicamente con un acero de fabricación nacional.

Asimismo se asumió que los resultados más claros y detectables se obtendrían en aceros y aleaciones Fe-C con un contenido de carbono de 0.60-1.2%.

Es en este rango de composición donde los fenómenos de redistribución de átomos de carbono son menos pronunciados y no interfieren tanto en el proceso del revenido como se conoce industrialmente.

Por otro lado, el revenido se aplica industrialmente en aceros de contenido de carbono relativamente alto, incluso comercialmente se conocen como aceros de "temple".

Por dichas razones se decidió utilizar un acero con un contenido de carbono entre 0.8 y 1%.

El acero a utilizar se prefirió sin aleamiento de aluminio, al menos momentáneamente, ya que como se vio anteriormente, éste disminuye la temperatura de involucrando fenómenos de baja temperatura y esto complicaría el estudio del revenido en los rangos de temperatura utilizados industrialmente.

El acero utilizado es denominado comercialmente "acero tipo de temple en agua" y es clasificado por AISI como W-1.

III.3. CARACTERIZACION DEL MATERIAL

El material (Acero W-1), fue recibido en forma de barra de una longitud de aproximadamente 100cm y un diámetro de 13 milímetros.

De la barra se cortaron tres especímenes, uno de cada uno de los extremos y otro del centro, con el objeto de realizar metalografía de llegada; las dimensiones fueron aproximadamente un centímetro de longitud conservando el diámetro inicial.

Las probetas fueron desbastadas y pulidas mecánicamente para posteriormente atacarlas químicamente con NITAL 3 (3% HNO_3 en alcohol etílico). Los especímenes fueron examinados microscópicamente en un microscopio "Reichert-HF-2" y se obtuvieron fotomicrografías, la microestructura encontrada se muestra en la fotografía 1.

Como se puede observar la estructura consiste de una matriz ferrítica con carburo de hierro (Fe_3C , Cementita) en forma globular. Es bien conocido que este tipo de estructura es la más recomendable para el maquinado de este tipo de aceros de alto contenido de carbono. Finalmente se obtuvieron con un durómetro "GNEHM 100" seis mediciones de dureza en escala Rockwell-B, las cuales dieron una dureza promedio de 88 R-B, con una desviación de ± 2 RB.

Antes de proceder a maquinarse el material se obtuvo "viruta" de toda la longitud de las barras con el objeto de obtener el análisis químico del acero el cual está dado en la Tabla 1.

Posteriormente se cortaron cuatro barras de aproximadamente 25cm. de longitud y se maquinaron a un diámetro de 8 milímetros.

Con el material en estas condiciones se procedió a efectuar un tratamiento térmico de recocido de homogeneización.

El tratamiento se realizó a una temperatura de 1000°C durante un tiempo de tres horas, en un horno de mufla "Thermoline", con las barras espaciadas en carbón.

Se cortaron muestras de 1cm. de longitud de cada barra y se efectuó metalografía del material recocido. Como en el caso del material inicial, el desvaste y el pulido se efectuaron mecánicamente y se atacó químicamente con Nital 3. De la examinación al microscopio se obtuvieron fotomicrografías.

Como se puede ver (Fotografía 2) la estructura es típica de los aceros recocidos, perlita y cementita, y el tamaño de grano fue determinado como 3-4ASTM. Se prefirió tamaño de grano basto debido a que, aunque la cantidad de austenita retenida en el temple sería mayor, el efecto del traslape de la transformación de la martensita con la transformación de la austenita retenida durante el revenido resulta menos pronunciado (Ver Capítulo 2).

Por último se procedió a efectuar el maquinado final de los especímenes a utilizar en los tratamientos de temple y revenido. Las dimensiones de estos especímenes quedaron definidas por las características propias del equipo utilizado.

El maquinado se efectuó a un diámetro de cuatro milímetros y una longitud de 24 milímetros.

T A B L A I

ANALISIS QUIMICO DE UN ACERO AISI W-1

E L E M E N T O	%
C	1.1
Mn	0.7
V	-
S	0.10
P	0.15

III.4.

ELECCION DE LA TECNICA EXPERIMENTAL

Aunque existen técnicas más precisas y sofisticadas para la detección y cuantificación de los cambios de propiedades durante el revenido de los aceros; como son los cambios de resistividad, mediciones de precisión en cambios de longitud, reconidas isocromicas; debido a las dificultades de tiempo y experimentales que presentan estas técnicas, se prefirió utilizar la dilatométrica para determinar los cambios en volumen que ocurren como consecuencia del revenido.

En el laboratorio se cuenta con un dilatómetro universal UBD el cual es adecuado para realizar mediciones en cambios de longitud durante el calentamiento continuo de un material.

Con esto, se tienen las condiciones para determinar puntos críticos y coeficientes de expansión térmica.

Sin embargo, este tipo de pruebas no son las adecuadas para lograr los objetivos fijados en el presente trabajo. Es decir, no se pueden realizar mediciones de cambios de longitud como función del tiempo a temperatura constante. Por esta razón fue necesario modificar el dilatómetro con el fin de poder realizar este tipo de pruebas.

Las modificaciones al dilatómetro y las condiciones de las pruebas se detallan en la siguiente sección.

III.4.1

DISEÑO Y DESARROLLO DE LA TECNICA EXPERIMENTAL

Antes de proceder a realizar cualquier modificación de dilatómetro se llevó a cabo una prueba de revenido continuo para determinar los rangos de temperatura en los cuales se obtiene alguna transformación durante el calentamiento

del acero templado.

Para esto se debieron fijar las condiciones del tratamiento térmico; las cuales fueron;

1. Todas las muestras fueron introducidas en el horno a 300°C.
2. Temperatura de Austenización: 840°C
3. Tiempo de Permanencia: 15 minutos
4. Medio de Temple: H₂O (20°C)
5. Condiciones del Medio: Agitación Moderada

Debe mencionarse que estas condiciones se mantuvieron durante todas y cada una de las pruebas posteriores.

Después de efectuado el temple se llevó el espécimen al dilatómetro para efectuar el revenido. El tiempo de transferencia de la muestra no fue mayor de un minuto en cada caso.

En el caso de la prueba de revenido continuo se utilizó una velocidad de calentamiento de 3-4°C/min. la cual fue controlada con un transformador con motor regulador y registrada con un galvanómetro de espejo. La temperatura máxima alcanzada fue 520°C.

Las pruebas dilatométricas siempre se realizaron por el método de medición absoluta con magnificación de 400x para la posición del empujador del dilatómetro y con una esfera de 1mm. de diámetro, lo cual establece que cada milímetro a 400x sea igual a 0,0025mm. de dilatación real.

Las modificaciones realizadas al dilatómetro para realizar las pruebas de revenido isotérmico fueron las siguientes:

1. Se sustituyó el galvanómetro de espejo por un cuerpo negro de paso. El galvanómetro quedó conectado al dilatómetro en forma externa con el fin de poder registrar la temperatura

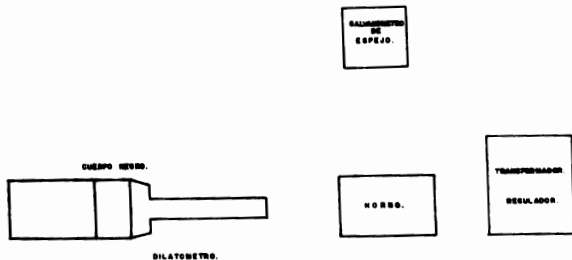


FIG. 2 ESQUEMA EMPLEADO DEL DISPOSITIVO EXPERIMENTAL UTILIZADO PARA LA DETERMINACION DE LOS CAMBIOS DE LONGITUD DE ESPESIMINES DE ACERO W-1 COMO FUNCION DEL TIEMPO A TEMPERATURA CONSTANTE.

tura.

2. El botón del regulador de temperatura se mantuvo en una posición tal que permitiera obtener una temperatura constante en su rango de $\pm 5^{\circ}\text{C}$.
3. Como al sustituir el galvanómetro no hay un desplazamiento del punto luminoso producido por el dispositivo óptico con que opera el dilatómetro para registrar los cambios de longitud a lo largo del eje de las temperaturas (ordenadas), fue necesario desplazarlo mecánicamente mediante el tornillo micrométrico anterior que se encuentra sobre el cabezal de mando del dilatómetro. Esto se realizó a intervalos de 5 minutos durante un período de tiempo de siete horas para cada prueba.

Todas las muestras fueron colocadas en el dilatómetro cuando la temperatura del horno era aproximadamente igual a la temperatura de revenido deseada.

La temperatura fue determinada con un termopar Pt/Pt-Rh.

En la Figura 1 se muestra un diagrama de bloques del dispositivo experimental utilizado para realizar las pruebas de revenido isotérmico.

Posteriormente se procedió a realizar metalografías de cada una de las probetas ensayadas, para lo cual se montaron en baquelita especímenes de un centímetro de longitud y 4mm. de diámetro. Se desvastaron y pulieron mecánicamente y se atacaron químicamente con Nital 3.

Finalmente se determinó la dureza de cada uno de los especímenes en un microdúrometro "LEITZ". Se tomaron 40 microdurezas a través del diámetro del espécimen con una carga de 305gr.

III.5. RESULTADOS

III.5.1. REVENIDO CONTINUO

El resultado de esta prueba se muestra en la Figura 2.

Se podrá notar que se observan dos cambios de pendiente en esta curva.

Estos cambios representan una contracción del material durante el calentamiento indicando los rangos de temperatura donde tiene lugar una transformación estructural del material.

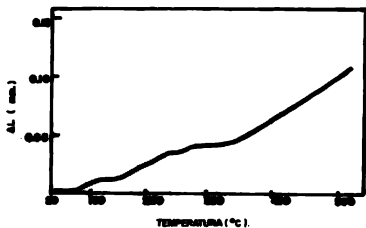
La primera inflexión se localiza entre 120°C y 180°C y es consistente con la transformación de la martensita primaria obtenida en el temple, cuya celda unitaria es tetragonal centrada en el cuerpo, a una martensita de bajo carbono, aproximadamente 0.25% C y la precipitación de un carburo de transición, que la mayor parte de los trabajos reporta como $Fe_{2.4}C$ (Carburo Epsilon).

La contracción se puede explicar debido a la "pérdida" de tetragonalidad de la martensita. Es decir, la martensita secundaria al tener un contenido de carbono menor, presenta parámetros reticulares menores, ya que como se ha indicado anteriormente, éstos varían en forma lineal con el contenido de carbono.

La segunda inflexión, localizada entre 230°C y 370°C, es consistente con los rangos de temperatura donde se verifica generalmente la transformación de la austenita retenida a bainita y la transformación del Carburo- ϵ a cementita.

En la Figura 2 la longitud de la meseta es mucho mayor que en primer caso.

El traslape de estas dos transformaciones es evidente y el cambio de pendiente es menor debido a que se sobreponen la expansión debida a la transformación de la austenita retenida y a la contracción debida a la formación de ce-



**FIG. 2. CAMBIO DIMENSIONAL EN UN ACERO CON 1% C
 DURANTE EL REVERSO SOBRE TEMPERATURA —
 AMBIENTE HASTA 500° C. (400s).**

mantita.

Así, se tienen los rangos de temperatura en los cuales el acero templado sufre alguna transformación estructural durante el revenido.

a) Primera transformación: 120°C - 180°C

b) Segunda transformación: 230°C - 370°C

Con ésto se está en condiciones de fijar las temperaturas a las cuales se efectuarán los ensayos de revenido isotérmico.

Estas temperaturas fueron elegidas para cubrir principalmente todo el rango de transformaciones. La Tabla II muestra estas temperaturas.

T A B L A II
- - - - -

<u>E S P E C I M E N</u>	<u>TEMPERATURA DE REVENIDO (°C)</u>
1	150
2	180
3	200
4	240
5	280
6	350
7	400

Los resultados obtenidos en cada una de las pruebas de revenido isotérmico se muestran en la Figura 3 y en la Tabla III indicándose los cambios relativos de longitud como una función del tiempo a cada temperatura de revenido. El tiempo de inicio del revenido fue estandarizado a un minuto después de templada la muestra y el cambio de longitud entre el tiempo cero y un minuto es extrapolado linealmente con el cambio de longitud entre la longitud inicial de la muestra y la longitud a los cinco minutos de iniciada la prueba.

Asimismo, los cambios dimensionales fueron interpolados en rangos de diez minutos.

Esto fue necesario debido a las dificultades experimentales presentadas al no contarse con el registrador de tiempos. Aunque esto puede representar una fuente de error al evaluar las características cinéticas del revenido, se cree que podría ser compensado con la exactitud lograda en la determinación de los cambios de longitud en el dilatómetro.

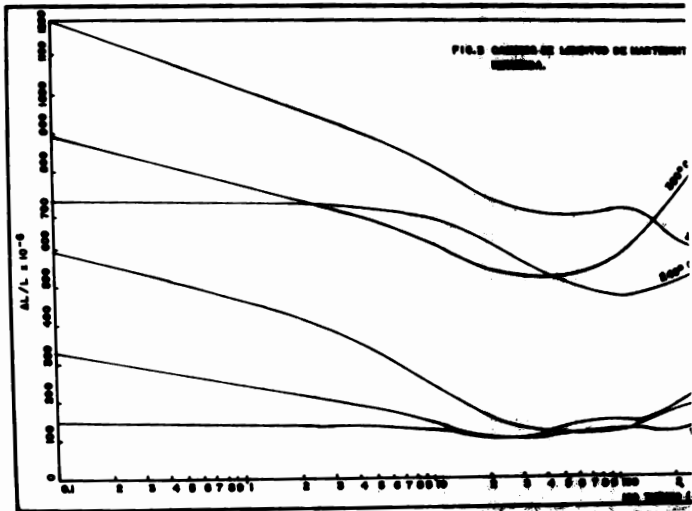
Los datos presentados en la Figura 3 son el resultado de dividir el cambio dimensional registrado en el dilatómetro entre la longitud inicial de la muestra (micromilímetros/mm.). Estos datos concuerdan bastante bien con los datos reportados en la literatura.

Se observará también que se presentan una serie de contracciones según progresa el tiempo hasta $1\frac{1}{2}$ horas en las curvas para revenido entre 150°C y 200°C. Más allá de este tiempo se observan una serie de expansiones más o menos pronunciadas en cada una de las curvas.

En las curvas para temperaturas superiores a 240°C la expansión es mucho más pronunciada y aparece a partir de los primeros 20 minutos de revenido.

CAMBIO DIMENSIONALES DURANTE EL BEVENIDOTEMPERATURA DE BEVENIDO (°C)

tiempo (minutos)	150	180	200	240	280	350	400
	$\frac{\Delta L \times 10^{-6}}{l_0}$	$\frac{\Delta L \times 10^{-6}}{l_0}$	$\frac{\Delta L \times 10^{-6}}{l_0}$	$\frac{\Delta L \times 10^{-6}}{l_0}$	$\frac{\Delta L \times 10^{-6}}{l_0}$	$\frac{\Delta L \times 10^{-6}}{l_0}$	$\frac{\Delta L}{l}$
0.1	144.00	329.20	596.70	723.10	1198.30	881.10	1872
5.0	144.00	267.40	267.40	750.10	888.40	614.70	1831
10.0	123.40	144.00	246.90	687.50	816.10	614.70	1794
20.0	41.10	102.90	166.40	614.50	733.50	522.50	176
30.0	102.85	102.80	123.40	583.00	702.10	522.50	177
40.0	123.40	102.80	123.40	531.20	681.80	512.30	181
50.0	174.90	113.10	123.40	541.00	692.10	512.30	180
60.0	154.30	113.10	123.40	489.00	681.80	553.20	18
70.0	205.70	123.40	144.00	500.00	702.40	532.70	180
80.0	144.00	123.40	123.40	479.10	692.10	532.70	18
90.0	144.00	123.40	123.40	468.70	723.10	563.50	18
100.00	144.00	144.00	123.40	479.10	702.40	594.20	18



Al aparecer la primera etapa del revenido predomina en los especímenes tratados a baja temperatura durante un tiempo de $1\frac{1}{2}$ horas, y posteriormente se suceden una serie de reacciones que involucran la descomposición de la austenita retenida a bainita y la transición del carburo formado durante la primera etapa a cementita (Fe_3C).

En los especímenes tratados a temperaturas mayores ($T > 200^\circ C$) no parece haber evidencia de una precipitación de carburos considerable durante la primera hora de tratamiento y resulta predominante la transformación de austenita retenida a bainita.

Un caso especial es mostrado por la curva para revenido a $280^\circ C$. Aquí se presentan perfectamente tres zonas:

- a.- 0.1 - 15 min. - CONTRACCION
- b.- 15 - 90 min. - EXPANSION
- c.- 90 - 300 min. - CONTRACCION

Una posible interpretación de esta curva sería que se presenta un delimitamiento de las tres etapas del revenido. Sin embargo se podría decir también que esta temperatura representa la transición entre el fin de la primera etapa del revenido y la transición entre Carburo-c y cementita.

Para poder detectar con exactitud el fin de la primera etapa del revenido sería necesario realizar ensayos por periodos de tiempo mucho más largos lo cual no es posible en las circunstancias en que se realizó este trabajo. La definición tan clara de la segunda etapa del revenido en estas curvas proviene del tratamiento térmico de recocido de homogenización a elevada temperatura dada a los especímenes. Esto provoca un gran crecimiento de grano, trayendo como consecuencia un aumento en la cantidad de austenita retenida ob

tenida en el temple, la cual debe transformarse durante el revenido.

En el presente trabajo se establece que los cambios dimensionales observados durante los primeros 90 minutos del tratamiento térmico son debidos exclusivamente a la descomposición de la martensita y no se toman en cuenta los cambios debidos a la transformación de la austenita retenida. Esto se hace debido a las dificultades que implicaría evaluar los efectos causados por la austenita retenida. (Para un tratamiento bastante claro de este tópico ver Referencia (1)).

Con los datos de la Tabla III, se procedió a evaluar las características cinéticas del revenido en el acero antes mencionado.

III.5.3. METALOGRAFIA

La fotografía 3 muestra la estructura obtenida en el temple del acero utilizado en este trabajo, aunque existe una cantidad considerable de austenita retenida, el temple fue bastante homogéneo y no existen diferencias observables entre las secciones exteriores y centrales de los especímenes. Esto significa que se minimizó el error debido a la templabilidad del acero, es decir, las dimensiones y formas de los especímenes fueron tales que permitieron tener una distribución de martensita homogénea en toda la sección de la pieza. Las fotografías 3 - 6 muestran la estructura obtenida durante el revenido a 150°C, 180°C y 200°C.

Como se mencionó en el análisis de las curvas dilatométricas, a estas temperaturas la estructura debe contener principalmente martensita de bajo carbono (0.25%) y un carburo de transición. Sin embargo, éste no puede ser resuelto por microscopía óptica y sería necesario recurrir a la microscopía electrónica de transmisión y a la difracción de Rayos X para la identificación de estas fases.

No obstante, la forma secuencial en que se presentan las fotografías si permite observar pequeños cambios en morfología de una temperatura de revenido a otra. Las fotografías 7 - 10 muestran las estructuras para revenidos entre 240°C y 480°C. Como en el caso anterior, resulta casi imposible distinguir las fases presentes en tales estructuras.

Debido a que a estas temperaturas la descomposición de la austenita retenida empieza a verificarse, resulta aún más difícil el análisis de estas estructuras y el auxilio de las técnicas antes mencionadas es aún más necesario. Sin embargo, como en el caso anterior, si es posible distinguir pequeños cambios en morfología entre una fotografía y otra.

La fotografía 11 muestra la estructura obtenida durante la prueba de revenido continuo hasta 520°C.

III.5.4. DUREZA

La Figura 4 muestra la curva de dureza (MHV) contra temperatura de revenido. Como antes se mencionó, se tomaron 40 mediciones de microdureza por cada espécimen; la Tabla IV resume el análisis estadístico de dichas mediciones.

La Figura 4 no muestra el efecto de endurecimiento que presentan los aceros de alto contenido de carbono debido a la precipitación inicial de carburos debido a que para lograr esto se debieron haber realizado mediciones para temperaturas entre la ambiente y 100°C a intervalos estrechos.

Sin embargo, la tendencia de la curva concuerda bastante bien con los resultados reportados en la literatura.

Estos resultados y los enunciados en la sección anterior sirven para verificar los resultados obtenidos en el estudio dilatométrico.

T A B L A IV

TEMPERATURA DE REVENIDO °C TEMPLE (20°C)	DUREZA PROMEDIO (HNW)	DESVIACION ESTANDAR
150	982.242	45.698
180	772.459	54.184
200	663.446	49.962
240	616.738	42.785
280	537.253	35.999
350	454.799	23.473
400	349.734	22.208
REVENIDO CONTINUO (500°C)	339.597	66.614

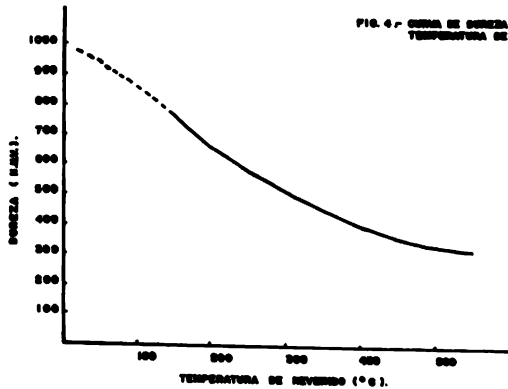


FIG. 4. CURVA DE DUREZA CONTRA-TEMPERATURA DE REVENIDO.

En un primer intento en el análisis de los datos experimentales para la cinética del proceso de revenido, se puede suponer que la precipitación ocurre por un proceso de nucleación y crecimiento, (2,3), pero en un proceso de esta naturaleza, la velocidad de reacción inicial es muy lenta y el proceso se inicia generalmente después de un período de incubación.

En general, las curvas para la cinética del revenido no muestran tal período de incubación y la velocidad de reacción máxima ocurre al inicio del proceso. Esto es evidente en las curvas mostradas en la Figura 3.

Este comportamiento es representado por una ecuación cinética de primer orden del tipo:

$$- \frac{dc}{dt} = K_1 C \quad (1)$$

Donde C = Concentración de carbono en la red martensítica al tiempo t .

K_1 = Constante de velocidad de reacción ($f(T)$).

Sin embargo, se han hecho intentos de aplicar esta ecuación a los datos experimentales obtenidos durante revenidos isotérmicos y se han encontrado que no provee una velocidad de reacción inicial suficientemente alta; además, si K_1 es tomada suficientemente grande para explicar dicha velocidad, la ecuación falla al tratar de explicar el posterior retardamiento en la reacción. Ver Figura 3.

Consecuentemente, resulta necesario modificar la ecuación (1) de tal forma que una adecuada variación de K_1 con respecto al tiempo de revenido ajuste mejor los datos experimentales.

Lo anterior puede realizarse considerando la naturaleza misma de la transformación austenita-martensita.

Se puede esperar que la martensita recién formada esté bajo un considerable estado de esfuerzos, y en consecuencia tales esfuerzos promoverán la descomposición de la martensita durante el revenido. Sin embargo, durante el revenido ocurre también el relevado de esfuerzos y el efecto estimulante disminuirá progresivamente a medida que el tiempo avanza.

Rominsky y Taylor(4) han encontrado una expresión para el relevado de esfuerzos en aceros colados como función del tiempo y la temperatura:

$$-\frac{dT}{dt} = \frac{K_2}{t^s} \quad (2)$$

Donde: T = Esfuerzo

K_2 = Constante ($f(T)$).

s = Índice de relevado de esfuerzos ($f(T)$).

De esta forma la ecuación (1) puede ser modificada introduciendo el efecto de esfuerzos, ecuación (2):

$$-\frac{dc}{dt} = \frac{K_1 K_2 C}{t^s}$$

$$-\frac{dc}{dt} = K \cdot \frac{C}{t^s} \quad (3)$$

Donde: K = Constante independiente del tiempo pero función de T .

Ahora bien, debido a que los parámetros de red de la martensita tetragonal varían linealmente con el contenido de carbono disuelto (5), se puede suponer que los cambios fraccionales en carbono disuelto debidos a la precipitación son proporcionales a los cambios fraccionales en volumen $\frac{dV}{V}$ o en longitud $\frac{dy}{y}$ que sufren los especímenes.

Si se considera que "y" es el cambio de longitud en $y \frac{mm}{mm}$ que ocurre al tiempo t y "a" es el cambio de longitud en $y \frac{mm}{mm}$ al final de la primera etapa del revenido, entonces se puede deducir que la concentración de carbono en la red martensítica al tiempo t será proporcional a (a-y), es decir:

$$C \propto (a-y) \quad (4)$$

$$\text{y en consecuencia:} \quad dC \propto (-dy) \quad (5)$$

De esta forma, la ecuación (3) se transforma en:

$$\frac{dy}{dt} = K \frac{a-y}{t^s} \quad (6)$$

la cual en su forma integrada lleva a la siguiente expresión:

$$\log \log \left(\frac{a}{a-y} \right) = \log \frac{K}{2.3(1-s)} + (1-s) \log t \quad (7)$$

o en forma exponencial:

$$y = a \left(1 - \exp \left(- \frac{K}{(1-s)} t^{(1-s)} \right) \right) \quad (8)$$

Claramente se puede ver que esta ecuación pierde sentido cuando $a = y$, y por lo tanto, antes de evaluar cualquiera de las ecuaciones (7) y (8) para los datos experimentales, es necesario determinar el valor de "a".

Existen una serie de alternativas para realizar ésto, ver referencia (1), sin embargo, dado que los tiempos de ensayo para los tratamientos realizados en este trabajo fueron demasiado cortos como para suponer que a alguna temperatura dada se haya alcanzado el final de la primera etapa del revenido, se optó por utilizar la expresión establecida por Lemant (7):

$$a = 2990^2 \cdot 10^{-6} (C_p - 0.25) \quad (9)$$

Donde C_p es contenido de carbono de la martensita primaria.

La aplicación de esta expresión al acero utilizado en este trabajo lleva a un valor de $a = 2490.5 \times 10^{-6}$. Con este valor y los datos experimentales - dados en la Tabla III se procedió a evaluar la ecuación (7).

El resultado de estos cálculos se muestra en la Tabla V y las curvas obtenidas se dan en la Figura 5.

La información más importante que se puede obtener de estas curvas son la constante de velocidad de reacción, K , a partir de la intercepción al origen de dichas curvas y la constante s , a partir de la pendiente, es decir

$$s = 1 - \text{pendiente} \quad (10)$$

$$K = 10^{(\text{intercepción al origen})} \cdot (2.3) \cdot (1-s) \quad (11)$$

El resultado de estos cálculos se muestra en la Tabla VI.

Como se puede observar de esta Tabla los valores para el parámetro s varían poco con el incremento en la temperatura y oscilan alrededor de 0.90. Sin embargo, en el caso de la constante de velocidad de reacción no se obtiene una tendencia uniforme según se incremente la temperatura de revenido. En la siguiente sección se profundiza en el análisis de estas relaciones.

Finalmente, se debe mencionar que existe otra expresión para evaluar los datos cinéticos de los revenidos isotérmicos. Ver referencia (7).

En este caso se supone que las curvas son explicadas por una ecuación de velocidad de la forma:

$$\frac{df}{dt} = K (1 - f)^m \quad (12)$$

Donde: f = fracción transformada

K = constante de velocidad (f)

m = constante

Esta ecuación es empírica y al integrarse toma la forma:

$$\log \log \left(\frac{s}{s-y} \right) = \log \frac{K}{2.3(m+1)} + (m+1) \log t \quad (13)$$

Si se comparan las ecuaciones (7) y (13) se puede ver que:

$$(1-s) = (m+1) \quad (14)$$

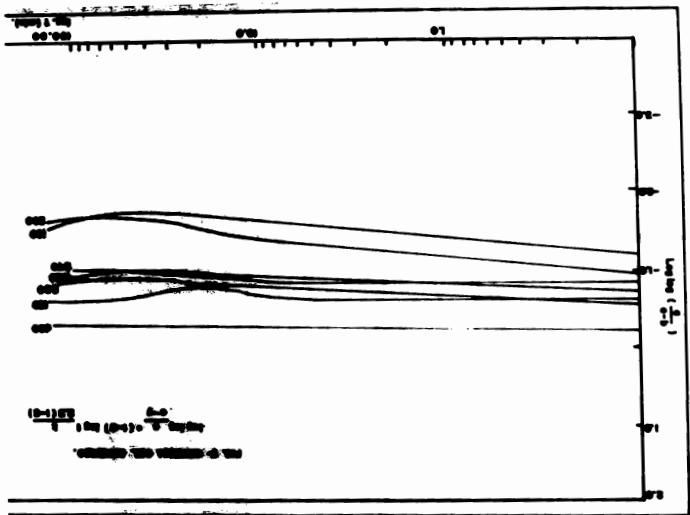
Salvo esta diferencia, las ecuaciones (7) y (13) son idénticas y se pueden aplicar a los datos experimentales. Sin embargo, el parámetro de relevado de esfuerzos, s , en la ecuación (7) proviene de consideraciones mecánicas hechas en torno a la naturaleza de la transformación austenita-martensita y m en la ecuación (13) es una constante empírica.

Para evitar ambigüedades en la interpretación de este parámetro, en este trabajo se considera que $(1-s) = (m+1) = n$ y este parámetro se denomina orden de la reacción.

T A B L A V

CINETICA DEL PROCESO DE REVENIDO

TEMPERATURA DE REVENIDO			PENDIENTE	INTERCEPCION AL ORIGEN	COEFICIENTE DE CORREI
°C	°F	°K	(1-s)	$\log\left(\frac{K}{2.3(1-s)}\right)$	
150	302	423	-0.0186	1.63245	0.0794
180	356	453	0.1499	1.68698	-0.8650
200	392	473	0.2611	1.63419	-0.9699
240	464	513	0.0844	0.98796	-0.8322
280	536	553	0.1054	0.84629	-0.9720
350	662	623	0.0813	0.97823	-0.8865
400	752	673	0.0044	0.24511	-0.2309



(0-1) 100
 100 (0-0) 0-0
 100 (0-0) 0-0

CARACTERISTICAS CINETICAS DEL PROCESO DE REVENIDO

TEMPERATURA DE REVENIDO			$\frac{1}{T_R} \times 10^{-4}$ °K ⁻¹	(1-s) = (m+1) = n	s	m	k	ln K
°C	°F	°K						
150	302	423	23.640	-0.01857	1.0186	-1.0186	1.8323	0.605
180	356	453	22.075	0.14990	0.8501	-0.8501	16.7697	2.819
200	392	473	21.142	0.26108	0.7309	-0.7309	25.8639	3.252
240	464	513	19.493	0.08444	0.9136	-0.9136	1.8092	0.636
280	536	553	18.083	0.10535	0.8946	-0.8946	1.7009	0.531
350	662	623	16.051	0.08125	0.9187	-0.9187	1.7774	0.575
400	752	673	14.859	0.00446	0.9965	-0.9965	0.01804	-4.015

$$\frac{Q_K}{R} = 5.1414 \times 10^3$$

$$\ln K_0 = -9.3114$$

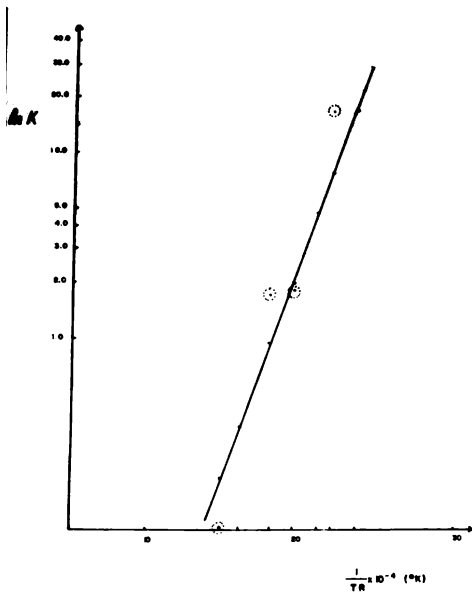


FIG. 6 DEPENDENCIA DE LA CONSTANTE DE VELOCIDAD DE REACION CON LA TEMPERATURA.

$$K = K_0 \exp \left[-\frac{Q_0}{RT} \right]$$

LOS PUNTOS EXPERIMENTALES ESTAN ENMARCADOS EN CIRCULOS.

III.6.2. ENERGIA DE ACTIVACION PARA EL PROCESO DE REVENIDO Y ALGUNAS CONSIDERACIONES SOBRE EL MECANISMO DE LA REACCION.

A partir de los datos de la Tabla VI para la constante de velocidad de reacción se puede calcular la energía de activación para el proceso de revenido (Q_K).

Si se considera que la dependencia de K con la temperatura sigue un comportamiento del tipo señalado por Arrhenius, se puede escribir:

$$K = K_0 \exp - Q_K / RT_R \quad (15)$$

Donde: K_0 = Factor de frecuencia.

Q_K = Energía de activación para el proceso de revenido.

T_R = Temperatura de revenido en °K.

K = Constante de velocidad de reacción.

Esta ecuación puede escribirse en forma logarítmica:

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q_K}{RT_R} \quad (16)$$

y graficando $\ln K$ contra $\frac{1}{T_R}$ la pendiente de esta curva dará la energía de activación para el proceso de revenido.

Estos cálculos se muestran en la Tabla VI y en la Figura (6).

El valor encontrado de Q_K es:

$$Q_K = 10216.93 \frac{\text{cal}}{\text{mol}} \quad (17)$$

Ahora bien, Roberts et. al., (7), proponen un modelo para el mecanismo de la primera etapa del revenido el cual es ahora aceptado y establece que la primera etapa del revenido no consiste del rechazo progresivo de carbón y una difusión de la tetragonalidad de la martensita primaria, sino que comprende la formación de una martensita de bajo carbono tetragonal y un carburo hexagonal compacto a expensas de la martensita primaria. La Figura 7 muestra un esquema de este modelo;

En base a este modelo ellos obtienen una expresión para la constante de velocidad de reacción como función del coeficiente de difusión del carbono en la martensita:

$$K = \frac{NA D^{1/2} (C_p - C_e)}{BV_0 (C_\beta - C_e)}$$

Donde N = Número de frentes de avance

A = Área de los frentes

V_0 = Volumen de la martensita primaria al tiempo $t = 0$

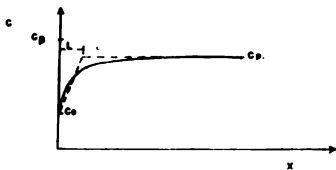
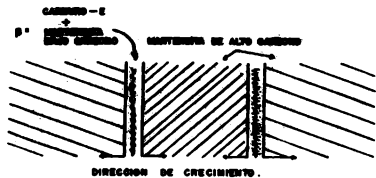
C_p = Concentración de carbono en la martensita primaria

C_β = Concentración de carbono en el agregado de carburo y martensita de bajo carbono.

C_e = Concentración de carbono en la martensita de bajo carbono.

Lo importante de esta expresión es el hecho de que K varía según $D^{1/2}$ y esto sugiere que la energía de activación para K (Q_K) debe ser un medio de la energía de activación para la difusión de carbono en martensita. Entonces si se observa el valor de Q_K obtenido en este trabajo, Ecuación (17).

resulta que la energía de activación para la difusión de carbono en martensita en el acero utilizado en este trabajo es de $10216.93 \times 2 = 20433.86$ Cal/mol: Valor que resulta altamente concordante con los valores reportados en la literatura (8), 20000cal/mol, para la difusión de carbono en Hierro Alfa.



X = DISTANCIA A PARTIR DE LA INTERFASE.

C = CONCENTRACION DE CARBONO.

C_P = COMPOSICION DE LA MARTENSITA PRIMARIA.

C_0 = COMPOSICION EN EL FRENTE DE AVANZE.

C_B = COMPOSICION NETA DEL AGREGADO.

FIG. 7.- MODELO DEL MECANISMO DE LA PRIMERA ETAPA DEL REVENIDO

(A) CRECIMIENTO DE FRENTE PLANO DEL AGREGADO B

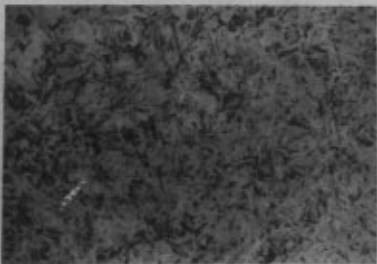
(B) GRADIENTES DE CONCENTRACION EN EL FRENTE DE AVANZE.



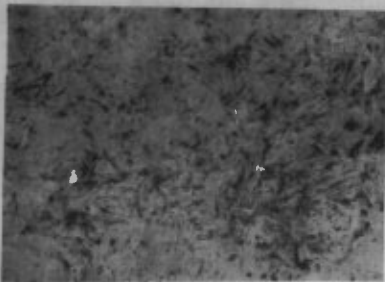
FOTOGRAFIA 1. MATERIAL DE LLEGADA, ACERO W-1 GLOBULIZADO (400X).



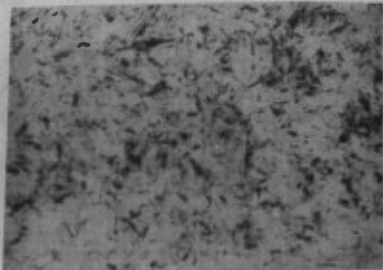
FOTOGRAFIA 2. ACERO W-1 RECOCIDO A 1000°C POR 3 HORAS (400X).



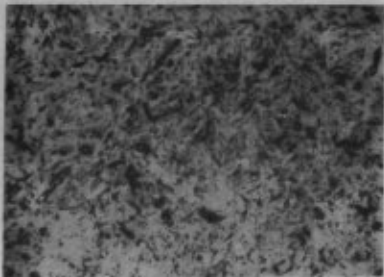
FOTOGRAFIA 3. ACERO W-1 TEMPLADO EN H₂O DESDE 840°C (400X)



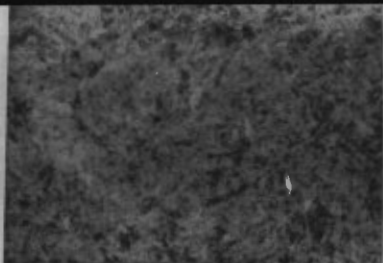
FOTOGRAFIA 4. ACERO W-1 REVENIDO A 150°C, 7 HORAS (400X)



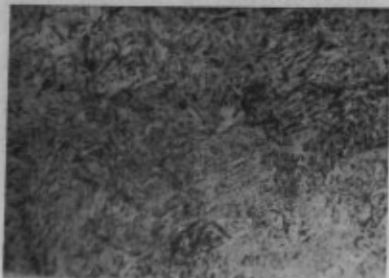
FOTOGRAFIA 5. ACERO W-1 REVENIDO A 180°C, 7 HORAS (400X)



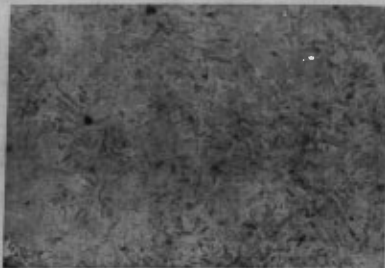
FOTOGRAFIA 6. ACERO W-1 REVENIDO A 200°C, 7 HORAS (400X)



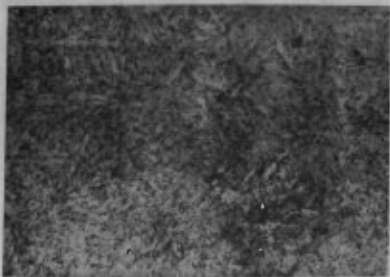
FOTOGRAFIA 7. ACERO W-1 REVENIDO A 240°C, 7 HORAS (400X)



FOTOGRAFIA 8. ACERO W-1 REVENIDO A 280°C (400X)



FOTOGRAFIA 9. ACERO W-1 REVENIDO A 350°C, 7 HORAS (400X)



FOTOGRAFIA 10. ACERO W-1 REVENIDO A 400°C, 7 HORAS (400X)



FOTOGRAFIA 11. ACERO W-1 REVENIDO 20°C HASTA 520°C A UNA VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO DE 3-4°C/MIN. (400X)

En base a los resultados obtenidos en el presente trabajo se pueden delinear las siguientes conclusiones:

1. En el acero estudiado, la descomposición de la martensita a carburo epsilon ocurre rápidamente durante las primeras 1.5 horas de revenido, a temperaturas menores de 200°C. A temperaturas más altas, la descomposición de la martensita se ve afectada por la descomposición de la austenita retenida a bainita, lo cual disminuye el rango en el cual es detectable la precipitación del carburo epsilon.
2. La etapa inicial del Revenido del acero estudiado sigue una cinética de la forma:

$$\frac{df}{dt} = K (1-f) t^m$$

$$f = K (1-f) t^{(m+1)}$$

Lo cual es consistente con el modelo propuesto por Roberts, et. al. para el crecimiento del carburo-epsilon y la martensita de bajo carbono como un agregado con un frente plano de avance.

3. La velocidad de reacción durante la etapa inicial del Revenido está controlada por la difusión de carbono en martensita.

El presente trabajo adoleció de fuertes limitaciones experimentales, por lo tanto, sería de gran interés contar con un dilatómetro isotérmico, o en su defecto construir un registrador de tiempos para el dilatómetro usado en este trabajo.

Otra ventaja que se obtendría con el dilatómetro isotérmico sería el poder efectuar pruebas durante períodos de tiempo más largos. Esto permitiría un estudio mucho más exacto y disminuirá considerablemente los errores involucrados con la técnica usada en este trabajo.

Por otra parte sería de gran utilidad reforzar este estudio con técnicas de microscopía electrónica de transmisión y difracción de Rayos X ya que esto permitiría relacionar el estudio micro-estructural y cristalográfico de las transformaciones estudiadas con el estudio dilatométrico.

R E F E R E N C I A S E X P E R I M E N T A L

1. "Isothermal Decomposition of Martensite and Retained Austenite",
L. Averbach and M. Cohen, Transactions of the A.S.M., 41, 1024-1057,
1949.
2. W.A. Johnson and R.F. Mehl, "Reaction Kinetics in Processes of Nu-
clearson and Growth, AIME, Transactions, 135, 416, 1939.
3. M. Avrami, "Granulation, Phase Change and Microstructure", Journal
of Chemical Physics, 9, 177, 1941.
4. E.A. Rominsky and M. F. Taylor, "Stress Relief and the Steel Casting",
Transactions ASM, AIA, 51, 709, 1943.
5. S.G. Fletcher and M. Cohen, "The effect of Carbon on the Tempering
of Steel", Transactions, ASM, 32, 333-357, 1944.
6. C. Zener, "Theory of Growth of Spherical Precipitates from solid solu-
tion", Journal of Applied Physics, 20, 950, 1949.
7. "The Mechanism and Kinetic of Martensite Decomposition", C.S. Roberts,
B.L., Averbach and M. Cohen, Transactions, ASM, 45, 576, 1953.
8. C.A. Wert, "Diffusion Coefficient of Carbon in α -Iron", Physical
Review, 79, 601, 1953.

A P E N D I C E I C R I S T A L O G R A F I A D E L A T R A N S F O R M A C I O N
M A R T E N S I T I C A .

APENDICE 1 CRISTALOGRAFIA

1. CORRESPONDENCIA DE RED

Anteriormente (Cap. 1), se describió a la transformación martensítica como una transformación de tipo militar, entre las cuales es la transformación con más alto grado de ordenamiento.

Lo anterior es de gran importancia en las características cristalográficas de la martensita, ya que el comportamiento militar está especialmente ligado al concepto de correspondencia de red.

Una correspondencia de red implica que vectores, planos y celdas unitarias definidas por secuencias determinadas de átomos, que se suponen bien identificados en la fase madre son convertidos por la transformación en vectores, planos y celdas unitarias definidas por las mismas secuencias de átomos en la fase producto.

Desde el punto de vista físico, esta situación en la cual rectas permanecen rectas y planos permanecen planos puede describirse como una deformación homogénea; matemáticamente ésto es una transformación lineal afin de una red en otra. Posteriormente se observarán las implicaciones de esta situación en relación con el cambio de forma.

Debe mencionarse que la correspondencia de red no conserva las relaciones angulares entre pares de vectores o pares de planos, y que no implica nin

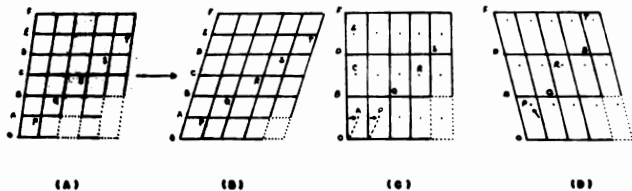


FIG. 1. CORRESPONDENCIA DE RED ENTRE LAS ESTRUCTURAS A y B ó C ó D.

guna relación de orientación entre las fases madre y producto. La Figura 1, ilustra varias situaciones de correspondencia entre dos redes estructurales representadas en dos dimensiones. Es importante notar que los desplazamientos atómicos implicados en b y c, denominados shuffles, no deben producir un efecto macroscópico neto.

Por último debe mencionarse que desde el punto de vista práctico, la correspondencia de red estará completamente definida cuando tres vectores no-coplanares en la fase madre, estén en correspondencia con tres vectores no-coplanares en la fase producto, además como es imposible identificar perfectamente los átomos, la correspondencia debe inferirse a partir de evidencias indirectas, y la única prueba definitiva de que la correspondencia postulada es la adecuada, se obtiene de la comparación entre las observaciones experimentales y las predicciones teóricas basadas en la correspondencia postulada.

1.1. CORRESPONDENCIA DE RED PARA LA FORMACION DE MARTENSITA EN ACEROS.

"La transformación martensítica consiste en una transposición de la red FCC de la austenita en la red BCT y BCC de la martensita, en la cual existe una forma de desplazamiento atómico que requiere un mínimo de movimientos atómicos". (1).

Este razonamiento basado en el carácter adifusional de la transformación martensítica, i.e., alta velocidad de transformación y ausencia de carburos precipitados, llevó a E.C. Bain en 1924 a postular un modelo para la transformación austenita martensita en aceros. En este modelo, una celda unitaria con relación axial $\frac{c}{a} = \sqrt{2}$, delinada en la estructura FCC de la austenita, se colapsa a una red con la tetragonalidad característica de la martensita.

Como se mencionó anteriormente, una correspondencia de red lleva implícita una deformación homogénea; y sin perder esto de vista, se puede analizar la correspondencia y distorsión de Bain, la cual genera adecuadamente la estructura BCT de la martensita.

La Figura 1, ilustra la correspondencia de Bain.

Correspondencia:

$$\text{Direcciones} \quad \langle \bar{1}01 \rangle \rightarrow \langle \bar{1} \bar{1} 1 \rangle_{\alpha}'$$

$$\text{Planos:} \quad (101)_{\gamma} \rightarrow (112)_{\alpha}'$$

$$\text{Celdas Unitarias:} \quad \frac{a}{\sqrt{2}} \langle 1 \bar{1} 0 \rangle_{\gamma}, \quad \frac{a}{\sqrt{2}} \langle 110 \rangle_{\gamma}, \quad a \langle 001 \rangle_{\gamma} \rightarrow$$

$$a \langle 100 \rangle_{\alpha}', \quad a \langle 010 \rangle_{\alpha}', \quad c \langle 001 \rangle_{\alpha}'$$

Ahora bien, como la correspondencia implica una deformación homogénea, la distorsión de Bain debe ser una deformación homogénea, la cual se puede representar por una transformación lineal afín, como antes se ha mencionado.

La distorsión de Bain consiste en una contracción a lo largo del eje "Z" de aproximadamente 12% y de una expansión uniforme en el plano definido por "X" y "Y" de aproximadamente 20% de la celda cúbica de la austenita. Representando la distorsión de Bain mediante una matriz B, de 3 x 3 relativa a los ejes ortogonales X', Y', Z', tenemos:

$$B = \begin{bmatrix} \sqrt{2} \frac{b}{a} & 0 & 0 \\ 0 & \sqrt{2} \frac{b}{a} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c}{a} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1.12 & 0 & 0 \\ 0 & 1.12 & 0 \\ 0 & 0 & 0.82 \end{bmatrix} \quad (1)$$

Donde a. es el parámetro de la red FCC y a y C son los parámetros de la red BCT. Deberá notarse que B es la misma referida a XYZ o a Z'Y'Z', dado que Z//Z' y todos los vectores en X-Y son expandidos la misma cantidad.

Los elementos diagonales de B son los eigenvalores de B y son llamados distorsiones o deformaciones principales, n_i , puede verse que:

$$n_1 = \frac{x'}{x} \quad n_2 = \frac{y'}{y} \quad n_3 = \frac{z'}{z} \quad (2)$$

Las deformaciones principales están relacionadas con las tensiones principales según: $n_i = 1 + \epsilon_i$ ($i = 1, 2, 3$) (3)

Donde ϵ_i denota las tensiones principales.

Una consecuencia importante de la distorsión de Bain, debida a la uniformidad de la expansión en el plano X-Y, es que los átomos intersticiales tales como C o N quedan fijos en sus sitios, mientras la red madre se colapsa a la red tetragonal de la martensita. Esto da una idea del grado de ordenamiento de la transformación.

La Figura 2, muestra los sitios de los átomos intersticiales.

Notar que la distribución al azar de los átomos intersticiales en la austenita da como resultado una distribución preferencial en la martensita y - que estos sitios tienen simetría tetragonal con respecto al eje "Z" de la distorsión de Bain.

En la austenita estos sitios intersticiales son los puntos medios de los bordes del cubo y los sitios equivalentes en el centro del cubo. Estos sitios son denominados sitios intersticiales octaédricos.

En la martensita, aunque estos sitios también son octaédricos, estando localizados en los puntos medios de los bordes del cubo y equivalentemente en el centro de las caras del cubo, existen dos átomos Fe más cercanos al átomo intersticial y esto da como resultado una simetría tetragonal que es el origen de la tetragonalidad estructural de la martensita (2).

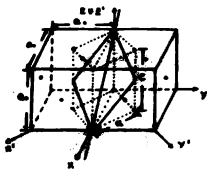


FIG. 1 DISTRIBUCION DE UNAL.

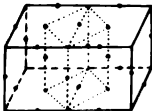


FIG. 2 DISTRIBUCION DE LOS ATOMOS INTERSTICIALES.

Como se puede ver, solo un tercio de los o.i.s. de la martensita son ocupados por átomos intersticiales como consecuencia de la distorsión de Bain.

La solubilidad máxima de C en Fe- γ es aproximadamente 2000 ppm, lo cual equivale a 1 átomo de C por cada átomo de Fe. Si todos los o.i.s. de la austenita estuvieran ocupados por átomos, entonces la relación sería 1:1.

Como es bien sabido, aunque los parámetros red dependen del contenido de átomos intersticiales, no dependen de la composición de la aleación, Zener (2), establece que las martensitas en aleaciones Fe-C con bajos contenidos de C, no son tetragonales sino cúbicas BCC.

Usando un modelo simplificado, Zener, considera las distorsiones y otros efectos termodinámicos asociados con la transferencia de los átomos de C, de una distribución al azar, tipo ferrita, a una distribución preferencial a lo largo del eje "C" de la distorsión de Bain.

El grado de ordenamiento se puede expresar como:

$$Z = \frac{3}{2} \left(\frac{N_c}{N} - \frac{1}{3} \right) \quad (3)$$

Donde Z, es un parámetro de ordenamiento, N es el número de átomos por unidad de volumen y N_c es la fracción de N, en sitios intersticiales a lo largo del eje "C". Para una distribución al azar $N_c = 1/3$. El análisis de Zener da como resultado:

$$T_c = 1330(wt\%C)^2 K \quad (4)$$

Donde T_c es una temperatura de ordenamiento.

Considérese la situación para aleaciones Fe-C, donde Ms está dada por:

$$M_s(%) = 561 - 474(\text{wt.}\%C) \quad (9)$$

Combinando (5) y (4), obtenemos que Ms = Tc = 398.8°C para wt.%C=0.46.

De la ecuación (4), se ve que:

Si $T > T_c$ Distribución al Azar

Si $T < T_c$ Distribución Preferencial

Entonces el argumento anterior, lleva a la conclusión de que martensitas con contenido de C, menor de 0.46%, tendrán estructuras BCC. Se debe - mencionar que las aleaciones sustitucionales siempre tienen una estructura tetragonal, debiéndose ésto a la eficaz disminución de Ms, causada por los elementos sustitucionales (3,4).

Finalmente se debe mencionar que la correspondencia de Bain, implica tres factores fundamentales:

1. Una unidad estructural de la fase madre se convierte en una unidad estructural correspondiente en la fase producto.
2. Vectores planos y celdas unitarias de ambas fases, están en correspondencia 1:1.
3. Hay una relación entre cualquier punto de la red madre y el punto convertido en la red producto.

Matemáticamente conviene escribir la correspondencia de la forma siguiente:

$$\begin{bmatrix} X' \\ Y' \\ Z' \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} X \\ Y \\ Z \end{bmatrix} = (b C f) \begin{bmatrix} X \\ Y \\ Z \end{bmatrix} \quad (6)$$

Donde $(b C f)$ es la matriz de correspondencia. Las columnas de $(b C f)$ son las componentes de los vectores base $\langle 100 \rangle_Y$, $\langle 010 \rangle_Y$ y $\langle 001 \rangle_Y$ referidos a los nuevos vectores base b_1, b_2, b_3 en la martensita.

La correspondencia entre planos de ambas redes está dada por:

$$\frac{1}{Z} \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} = (b C f)^{-1} = (f C b) \quad (7)$$

La ecuación análoga a la ecuación (6) es:

$$(h, k, l)_a' = (h, k, l)_Y \cdot 1/2(f C b) \quad (8)$$

Esto quiere decir que los vectores y los normales a planos se comportan de manera diferente e inversa bajo la deformación. Esto se justificará posteriormente.

La principal justificación para elegir la correspondencia de Bain, es la existencia de ciertas relaciones de orientación entre las redes de austenita y martensita, la cual puede determinarse experimentalmente, y a partir de éstas, se puede deducir la correspondencia. Finalmente se debe mencio

nar que no existe un criterio general para determinar la correspondencia de red y generalmente ésta es el resultado de la "inspiración" del investigador.

Un fenómeno común cuando se observa un espécimen transformado martensíticamente, es que la martensita ocurre con una distinta morfología, placas, dentro de la matriz.

Ahora bien, justamente como en la deformación por maclado, cuando estas placas intersectan la superficie libre del espécimen, producen un tipo característico de relieve superficial. Este relieve superficial es consecuencia de un cambio súbito de forma (morfología).

La Figura 1, muestra la situación geométrica de este cambio de forma.

Las técnicas experimentales utilizadas para estudiar este fenómeno son principalmente la microscopía de interferencia (1), y el estudio microscópico óptico de rayas rectas, hechas en la superficie pre-pulida del espécimen antes de la transformación llamadas líneas fiduciales.

La Figura 2, muestra los resultados obtenidos de la observación a escala macroscópica (1000 x) de las líneas fiduciales, además de otras dos distorsiones posibles no observadas.

Estos resultados muestran que a escala macroscópica la interfase austenita-martensita permanece coherente, lo cual indica que el plano de hábito es un plano no distorsionado; por otro lado, de la Figura 1, se ve que la superficie inicial solo sufre una inclinación relativa a la línea definida por el plano de hábito y la superficie, por lo que el plano de hábito queda, además, no rotado como consecuencia de la transformación. Consecuentemente y en concordancia con la deformación por maclado, el plano de hábito de las placas de martensita es un plano invariante, i.e., no distorsionado

y no-rotado a escala macroscópica.

Ahora bien, el hecho de que no exista una distorsión elástica en la matriz, lo cual se observa en la Figura 2.c., comparándola con la Figura 2.a., indica que la superficie libre en la placa de martensita permanece plana después de la transformación. De aquí, se concluye que la transformación causa que líneas rectas se transforman en líneas rectas y planos se transforman en planos (2,3). A una deformación de este tipo se le denomina como Deformación Homogénea. En consecuencia, el esfuerzo que produce una deformación homogénea con un plano de hábito invariante es llamado, Esfuerzo de Plano Invariante.

Como puede notarse, las observaciones anteriores se realizan sobre una superficie arbitraria y la conclusión debe ser general:

" A escala macroscópica, i.e., 1000x, el cambio de forma de la transformación martensítica puede ser descrito por una deformación homogénea en la cual, el plano de hábito y todas las líneas en él, permanecen invariantes i.e., no distorsionadas y no rotadas, lo cual significa que el cambio de forma es producido por una deformación de plano invariante " .

Debe mencionarse que en una deformación de plano invariante, el desplazamiento de cualquier punto es una función lineal de la distancia del punto al plano invariante.

A continuación se describe matemáticamente esta situación (3).

Considerar dos vectores no paralelos sobre el plano de hábito, x_1 y x_2 . Si se representa el cambio de forma como una transformación lineal P , y re

cordando que el plano de hábito y todos los vectores en él son invariantes, se tiene:

$$PX_1 = \lambda_1 X_1 \quad (1)$$

$$PX_2 = \lambda_2 X_2 \quad (2)$$

Donde λ_1 y λ_2 , son constantes.

Estas ecuaciones indican que X_1 y X_2 quedan en el mismo plano y además no rotados como consecuencia de la transformación, y cuando mucho su longitud cambia por un factor λ .

Ahora bien, considérese X_3 , sobre el plano de hábito por lo tanto:

$$X_3 = ax_1 + bx_2 \quad (3)$$

Donde a y b son constantes. De aquí, aplicando P tenemos:

$$PX_3 = P(ax_1 + bx_2)$$

$$\lambda_3 X_3 = aPX_1 + bPX_2$$

$$a\lambda_3 x_1 + b\lambda_3 x_2 = a\lambda_1 x_1 + b\lambda_2 x_2$$

por lo tanto $\lambda_3 = \lambda_1 \quad \lambda_3 = \lambda_2$

y en consecuencia: $\lambda_1 = \lambda_2 = \lambda_3 \quad (4)$

Donde λ representa una pequeña distorsión posible en el plano de hábito, la cual debe ser uniforme, i.e., una dilatación. Ya que la desviación

de las líneas fiduciales a través de la interfase austenita-martensita es pequeña, se sigue que la dilatación es muy pequeña 1-2%, o no existe.

Con esto queda demostrado que la deformación homogénea P/λ deja a X_1 y X_2 y al plano de hábito invariantes, y que en consecuencia es una deformación de plano invariante en cuyo caso, el plano con normal p' es invariante y todos los puntos desplazados se mueven en dirección d , Figura 3.

Se pueden mencionar tres tipos de deformaciones de plano invariante:

- a) Corte Simple. d se encuentra sobre el plano invariante p' , como en la deformación por maclado.
- b) Tensión o compresión Uniaxial. d es normal al plano invariante p' .
- c) Combinación de Corte Simple con Tensión o Compresión Uniaxial. d forma un ángulo $\theta \neq 90^\circ, 0^\circ$, con la normal p' al plano de hábito.

Ahora bien, en las aleaciones de Fe se observa que hay un cambio de volumen positivo y el hecho de que el plano de hábito sea aproximadamente no distorsionado, indican que la deformación de plano invariante debe tener una componente normal y otra tangencial, lo cual indica que la situación que se presenta es la combinación de un corte simple con la compresión o tensión uniaxial.

Matemáticamente una distorsión de plano invariante se representa mediante una matriz de 3×3 :

$$P = I + m d p' \quad (5)$$

$$P = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} + m \begin{bmatrix} d_1 \\ d_2 \\ d_3 \end{bmatrix} \quad (p_1 \ p_2 \ p_3)$$

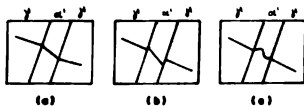
$$P = \begin{bmatrix} 1 + m d_1 p_1 & m d_1 p_2 & m d_1 p_3 \\ m d_2 p_1 & 1 + m d_2 p_2 & m d_2 p_3 \\ m d_3 p_1 & m d_3 p_2 & 1 + m d_3 p_3 \end{bmatrix} \quad (6)$$

Donde p' es un vector unitario paralelo a la normal al plano invariante, d es un vector unitario paralelo a la dirección de desplazamiento y m es un escalar que determina la magnitud de la deformación. La deformación inversa P^{-1} es también una deformación de plano invariante de igual magnitud m , pero en la dirección $-d$, y el plano invariante es el mismo, cambiando únicamente la dirección de su normal p' .

Por último es importante señalar que si existe una pequeña distorsión unidimensional en el plano de hábito i.e., una dilatación, la deformación se puede representar por p/δ donde δ es el "Parámetro de Dilatación" de Bowles y Mackenzie, y dado que la dilatación $\lambda = 1-2\delta$, entonces $0.82 \leq \delta \leq 1.02$.



**FIG. 1. RELACION SUPERFICIAL, CASO DE CASOS DE CUBIEN
PROCESO POR LA TRANSFORMACION CUBIEN.**



DISTORSION OBSERVADA FORMA DE CUBIEN DISTORSION ELASTICA.

FIG. 2. POSIBLES DISTORSIONES DE LAS LINEAS FIDUCIALES.



FIG. 3 DECOMPOSICION DE PLANO INVARIANTE.

(PQRS) → (PQR'S') DISTORSION TOTAL.

R → R', S → S' COMPONENTES DE CORTE.

Q → Q', R → R' COMPONENTES NORMALES.

En esta sección se tratarán los delineamientos generales de las diferentes teorías actuales, referentes a la cristalografía de la martensita.

Anteriormente se ha puntualizado que el plano de hábito de la martensita debe ser un plano invariante, i.e., no distorsionado y no rotado.

Partiendo de esto si la distorsión de Bain se aplica directamente a la transformación martensítica, de alguna manera debe producir un plano de hábito invariante.

Para verificar si esto sucede realmente, considérese la analogía distorsión de Bain-esfera unitaria-elipsoide de revolución, Figura 1.

Como se puede ver en la Figura 1.a., al aplicar la distorsión de Bain a la esfera unitaria (12% en Z' y 20% en el plano X-Y de deformación), se genera un elipsoide de revolución; en lenguaje matemático esto es:

$$x'^2 + y'^2 + z'^2 = 1 \quad (1) \text{ Esfera}$$

$$\left(\frac{x'}{\eta_1}\right)^2 + \left(\frac{y'}{\eta_2}\right)^2 + \left(\frac{z'}{\eta_3}\right)^2 = 1 \quad (2) \text{ Elipsoide de Revolución}$$

La intersección de la esfera con el elipsoide representa un cono circular (AOB) el cual es el lugar geométrico de vectores que no cambian su longitud como consecuencia de la distorsión. A este cono se le denomina cono final de líneas no extendidas, y está dado por:

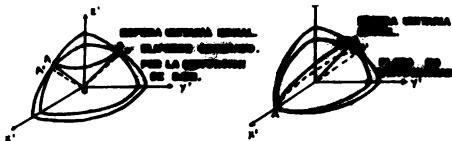


FIG. 1 EFECTO DE LA DISTORSION DE CORTES SOBRE UNA ESFERA CIRCULAR ORIGINAL EN LA MATRIZ ADYUNTA.

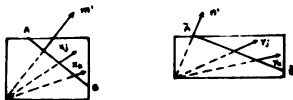


FIG. 2 COMPORTAMIENTO DE VECTORES Y NORMALES A PLANOS DURANTE UNA DEFORMACION HOMOGENEA.

$$x'^2 + y'^2 + z'^2 = \left(\frac{x'}{n_1}\right)^2 + \left(\frac{y'}{n_2}\right)^2 + \left(\frac{z'}{n_3}\right)^2$$

(3)

$$\left(\frac{1}{n_1^2} - 1\right) x'^2 + \left(\frac{1}{n_2^2} - 1\right) y'^2 + \left(\frac{1}{n_3^2} - 1\right) z'^2 = 0$$

Sin embargo como se ve de la Figura 1.a., aunque los vectores en el cono final de líneas no extendidas no están distorsionados, si son rotados de su posición original en el cono circular (AOB), el cual representa el lugar geométrico de vectores que, como consecuencia de la distorsión de Bain, quedan no distorsionados pero sufren una rotación, Eq. 4.

$$(n^2 - 1) x' + (n_2^2 - 1) y' + (n_3^2 - 1) z' = 0 \quad (4)$$

Este cono es el cono inicial de líneas no extendidas.

Este último cono representa también el lugar geométrico de normales no extendidas, y el cono final de líneas no extendidas es también el lugar geométrico de normales a planos, las cuales permanecen no extendidas como consecuencia de la distorsión de Bain, es decir, es también el cono final de normales no extendidas.

Todo esto tiene como consecuencia el que vectores y normales tengan diferente comportamiento bajo una deformación homogénea, y tiene su origen fundamentalmente en el hecho de que los vectores de red tienen componentes contravariantes (y son referidos a la red cristalina), mientras que las normales a plano son componentes covariantes (y se aplican a la red recíproca o base). Matemáticamente esto se expresa mediante las ecuaciones (5) y (6).

Considérese la deformación homogénea D y el plano (h k l), en el cual están

los vectores $u = (0 \ -1 \ k)$ y $v = (k \ -h \ 0)$.

$$D = \begin{bmatrix} \alpha & 0 & 0 \\ 0 & \beta & 0 \\ 0 & 0 & \gamma \end{bmatrix} \quad \begin{aligned} Du &= (0 \quad -1\beta \quad k\gamma) \\ Dv &= k\alpha \quad -h\beta \quad 0 \end{aligned}$$

y estos vectores están en el plano transformado:

$$(h \ k \ 1) D^{-1} = (h \ k \ 1) \begin{bmatrix} \frac{1}{\alpha} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{\beta} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{\gamma} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{h}{\alpha} & \frac{k}{\beta} & \frac{1}{\gamma} \end{bmatrix} \quad (6)$$

Cualitativamente todo esto significa que los vectores y las normales se mueven en direcciones opuestas durante la deformación, Figura 2.

Regresando al análisis de la Figura 1.a., resulta claro entonces, que aunque hay líneas no distorsionadas (como final de líneas no extendidas), no queda ningún plano invariante como consecuencia de la distorsión de Bain.

Una forma de generar un plano no distorsionado siguiendo la distorsión de Bain, es colapsar la red, haciendo que la distorsión a lo largo de X' , sea igual a uno y manteniendo las otras dos igual que en la distorsión de Bain original, i.e., $\lambda_2 = 1.12$ y $\lambda_3 = 0.82$. El resultado de esta distorsión ecuación (7), está dado por la ecuación (8), y se ilustra en la Figura 1. b. (plano AOB no distorsionado).

$$D = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1.12 & 0 \\ 0 & 0 & 0.82 \end{bmatrix} \quad (7)$$

$$\left(\frac{x'}{1}\right)^2 + \left(\frac{y'}{1.12}\right)^2 + \left(\frac{z'}{0.82}\right)^2 = 1 \quad (8)$$

Sin embargo, como se ve en la Figura 1.b., aunque este plano AOB, queda no distorsionado, si está rotado de su posición original y consecuentemente no es un plano invariante como requiere el cambio de forma en la martensita.

Este último ejemplo representa un caso especial de un teorema general postulado por Wechsler et.al. (1), y posteriormente desarrollado por Christian y Bilby (2), el cual establece:

" Si un plano no distorsionado (de contado entre dos fases) es el resultado de una deformación homogénea, una de las distorsiones principales debe ser mayor que uno, otra menor que uno y otra igual a uno " .

Finalmente de la anterior discusión, resulta claro que la distorsión de Bain, a pesar de todas sus ventajas, no es consistente con el cambio de forma, el cual deja a un plano no distorsionado y no rotado, es decir invariante.

Por lo tanto en la teoría debe introducirse una rotación de cuerpo rígido, con el objeto de que este plano no distorsionado por la distorsión de Bain, regrese a su posición original y quede finalmente invariante.

Este problema no fue resuelto sino hasta 1953 y 1954, con la introducción de las teorías fenomenológicas de Wechsler, Lieberman y Read (1); Bowles y Mackenzie (3, 4, 5) y Bullough y Bilby (6).

Estas teorías en esencia, son equivalentes y no toman en cuenta como se mueven los átomos para llevar a cabo la transformación, por el contrario, estas teorías son tratamientos analíticos formales que describen los estados cristalográficos inicial y final de la transformación, y por lo tanto son adecuados para predecir ciertas restricciones que deben aplicar durante la transformación. En este sentido, tales teorías son semejantes a la termodinámica, la cual no dice como, o si los átomos pueden moverse del estado A al estado B, sino que establece únicamente si los átomos tienen el potencial necesario para moverse del estado A al estado B.

A continuación se da una breve descripción de estas teorías.

Las teorías formales de la cristalografía de la martensita, están basadas en el siguiente postulado:

" Las estructuras madre y producto pueden no estar perfectamente acopladas en la interfase i.e., no existe una interfase coherente, pero el desajuste global es corregido periódicamente de tal forma que, a escala macroscópica o en promedio, las estructuras están perfectamente acopladas i.e., la interfase entre ellas es coherente " .

Este postulado que en otras palabras significa que la transformación martensítica debe ser considerada como homogénea y no-homogénea en su naturaleza, obliga a que la martensita formada durante la transformación de algún metal o aleación, tenga una subestructura interna como posteriormente se observará.

Existen dos formas para cumplir con esta condición:

1. Si el producto es una fase simple, el cambio de forma de la deformación de red (Distorsión de Bain) puede convertirse en una deformación de plano invariante, mediante la presencia de dislocaciones en la interfase móvil; esto produce un corte por deslizamiento de la red formada originalmente.
2. Si el producto tiene una estructura duplex, consistiendo de regiones alternadas de diferente orientación en el interior de una placa simple, i.e., macles.

En el primer caso, el cambio de forma total puede considerarse como la combinación de la deformación de red (Distorsión de Bain) y una deformación adicional, la cual no altera el tamaño o la forma de la celda unitaria, es decir es una deformación de red invariante.

En el segundo caso, el efecto promedio de las dos diferentes deformaciones de red puede constituir una deformación de plano invariante, aún cuando ninguna de ellas sea de ese tipo.

Estas dos situaciones se ilustran en la Figura 3.

Ahora bien matemáticamente un corte de red invariante puede expresarse mediante un corte simple y por la ecuación:

$$P = I + mdp' \quad (9)$$

Donde I es la matriz unitaria, m es la magnitud del corte, d es un vector unitario paralelo a d_t y p' es un vector unitario paralelo a la normal al plano de corte; d y p' son los elementos del sistema de corte o deslizamiento.

Existen dos formas para cumplir con esta condición:

1. Si el producto es una fase simple, el cambio de forma de la deformación de red (Distorsión de Bain) puede convertirse en una deformación de plano invariante, mediante la presencia de dislocaciones en la interfase móvil; esto produce un corte por deslizamiento de la red formada originalmente.
2. Si el producto tiene una estructura duplex, consistiendo de regiones alternadas de diferente orientación en el interior de una placa simple, i.e., macles.

En el primer caso, el cambio de forma total puede considerarse como la combinación de la deformación de red (Distorsión de Bain) y una deformación adicional, la cual no altera el tamaño o la forma de la celda unitaria, es decir es una deformación de red invariante.

En el segundo caso, el efecto promedio de las dos diferentes deformaciones de red puede constituir una deformación de plano invariante, aún cuando ninguna de ellas sea de ese tipo.

Estas dos situaciones se ilustran en la Figura 3.

Ahora bien matemáticamente un corte de red invariante puede expresarse mediante un corte simple y por la ecuación:

$$P = I + ndp' \quad (9)$$

Donde I es la matriz unitaria, m es la magnitud del corte, d es un vector unitario paralelo a d_t y p' es un vector unitario paralelo a la normal al plano de corte; d y p' son los elementos del sistema de corte o deslizamiento.

Con el desarrollo de la microscopía electrónica de transmisión en chapas delgadas, se ha confirmado que los planos de martenita efectivamente tienen una subestructura interna, la cual consiste, a de apilamientos de martensitas o de altas densidades de dislocaciones (7, 8, 9).

Con todo lo anterior, las teorías cristalográficas pueden considerarse bajo tres términos generales:

1. Distorsión de Bain (B)
2. Corte de Red invariante (P)
3. Rotación de Cuerpo Rígido (R)

Y estos tres términos deben ser igual al cambio de forma P_1 , en la martenita y deben especificar totalmente la transformación.

Esto puede expresarse mediante una ecuación matricial, dado que el cambio de forma debido a la formación de martenita, es una deformación homogénea con un plano invariante en la cual vectores se transforman en vectores y planos en planos y analíticamente esto representa una transformación lineal P_1 , tal que:

$$P_1 : R^n \rightarrow R^n \quad (1)$$

Donde R^n es un espacio vectorial.

La regla de correspondencia de esta función está dada por:

$$P_1 = R B P \quad (2)$$

Que es la ecuación utilizada por Bullough y Bilby y por Bowles y Mackenzie.

Otra ecuación alternativa es:

$$P_1 = R \bar{P} B \quad (3)$$

Donde \bar{F} , también es un corte de red (invariante, pero aplicado después de que se aplicó B).

Esta ecuación fue utilizada por Modéjar, et.al., y la escribieron en la forma:

$$P_1 = R \left((1-x) B_1 + x B_2 \right) \quad (4)$$

$$\text{o} \quad P_1 = R F \quad (5)$$

Donde $F = \left((1-x) B_1 + x B_2 \right)$. En este caso la función de F es proporcionar un plano no distorsionado que al aplicar R , queda invariante i.e., no distorsionado y no rotado.

Esta situación aplica en el caso de una estructura duplex, Figura 3.b. B_1 y B_2 indican que el eje "C" de la distorsión de Bain está a lo largo de direcciones diferentes, cristalográficamente equivalentes, $\langle 001 \rangle_\gamma$, por ejemplo $\langle \bar{1}00 \rangle_\gamma$ y $\langle 001 \rangle_\gamma$. Como ya se mencionó antes, estas regiones para las cuales los ejes de contracción de Bain son diferentes, quedan relacionadas por maclas.

Cualitativamente esto significa que después de ocurrir B_1 en la región 1 de espesor $(1-x)$ y B_2 de espesor x en región 2, ésta debe sufrir la rotación R para que se fije coherentemente a la región 1, a lo largo del plano de maclado (en aceros $(112)_\gamma$).

El objetivo fundamental de las teorías cristalográficas es predecir el plano de hábito, las relaciones de orientación y el cambio de forma, a partir de las determinaciones de las estructuras y parámetros de red de las fases madre y producta.

La primera etapa de la teoría es determinar la correspondencia de red, lo cual, como antes se mencionó generalmente se hace por inspección.

Esta correspondencia de red determina la deformación de red pura, (en el caso de eceras, correspondencia y distorsión de Bain), B, de tal forma que cualquier vector X, en la fase madre se convierte en un nuevo vector X', en la fase producto.

Además bien, a partir de aquí solo se consideran las teorías de Wechsler, et. al., y Bowles y Finckelz, ya que éstas son las principales. Ambas teorías difieren ligeramente en su desarrollo para las subsecuentes etapas.

En la teoría de Wechsler et. al., la siguiente etapa es elegir los elementos de deslizamiento, si la situación que se presenta es la indicada por la Figura 3.a., o alternativamente elegir el plano y dirección de maclado si la situación es la mostrada por la Figura 3.b.; en otras palabras, se elige el corte de red invariante P, el cual generalmente es un corte simple.

Debe mencionarse que el plano y dirección de dicho corte, se eligen generalmente para corresponder a cualquiera de los elementos de maclado o deslizamiento en cualquiera de las estructuras madre o producto. Esto trae como resultado, una serie de suposiciones alternativas que como resultado llevan a diferentes predicciones. En la ecuación fundamental esto es equivalente a elegir d y p' . La magnitud del corte m , no se especifica, sino que se ajusta para satisfacer la condición de que el efecto combinado de las dos deformaciones B y P, es producir un par de planos no-dís-torsionados, ver Figura 1.b.

Considérese la deformación de plano invariante P. Considerando la discusión anterior, P no causa ningún efecto sobre vectores "microscópicos" Bx, los cuales han sufrido la distorsión de Bain B; pero en vectores "macroscópicos" que también han sufrido la distorsión B, P los convierte de

$m^0x = a:$

$$m^0P^0x = m^0Fx \quad (10)$$

Donde F representa la deformación combinada.

Las componentes de P y F , tienen un parámetro desconocido; la magnitud del corte m , el cual en este punto debe fijarse para obtener el plano no distorsionado necesario para el cambio de forma, es decir se debe satisfacer la condición de que una de las distorsiones principales de F , tenga el valor de 1.

El procedimiento matemático de una ecuación cuadrática en m , y en el caso general las dos raíces de la ecuación dan dos soluciones no-covalentes al problema. Gráficamente esto se muestra en la Figura 4,

Una vez que los elementos de F estén conocidos, los planos no-distorsionados pueden determinarse, y la rotación de cuerpo rígido necesaria para regresar uno de estos planos a su posición original i.e., hacer este plano invariante puede calcularse. Esto de la deformación de forma total P_1 , durante la cual un vector macroscópico m^0x , se convierte en un vector dado por:

$$m^0P^0x = m^0P_1x \quad (11)$$

La deformación P_1 , es una deformación de plano invariante, y la normal n^1 al plano invariante, se define como la normal al plano de hábito.

El cambio de forma puede consistir de una expansión o contracción en la dirección de n^1 y un corte en el plano definido por n^1 . La expansión o contracción queda fija por el cambio en volumen por átomo y la cantidad de corte o ángulo θ o θ' . (Figura 3, Parte II), puede medirse experimentalmente y compararse con la predicción teórica.

Los ángulos entre tres pares de vectores o pares de planos en cada una de las estructuras, definen la relación de orientación entre las redes y pueden determinarse experimentalmente estas relaciones de orientación que dan determinadas teóricamente al calcular R.

A partir de un conjunto de datos iniciales i.e., parámetros y estructuras de red, y de una suposición de los elementos del corte de red invariante.

La deformación de red invariante P^{-1} se requiere para producir un cambio igual y opuesto al que produce P_2 por lo tanto:

$$P_2 = P^{-1} \quad (13)$$

Consecuentemente de (12)

$$P^{-1} P_2 P_1 = P^{-1} R B = P_1 \quad (14)$$

Aplicando esta ecuación a un vector macroscópico x y considerando la relación (13)

$$P^{-1} P_2 P_1 x = P^{-1} R B x = P_1 x$$

$$I P_1 x = P^{-1} R B x = P_1 x$$

$$P_1 x = P^{-1} R B x \quad (15)$$

Y esta ecuación es idéntica a la ecuación (11) de Wechsler et. al., previendo que $RP = P^{-1} R$.

Debe mencionarse que las matrices P y P^{-1} representan la misma deformación de red invariante aplicada antes y después respectivamente de la rotación R , y consecuentemente el orden de las deformaciones en la factorización -

matemática no tiene significado físico.

Bowles y Mackenzie introducen una variable más en su teoría; el parámetro de dilatación ϵ , el cual se ilustra geométricamente en la Figura 5. Este parámetro de dilatación es la suposición de que todos los vectores de red en el plano de hábito supuesto ligeramente distorsionado, quedan no-rotados, pero pueden cambiar su longitud uniformemente en 1-2%. Matemáticamente esto significa que las magnitudes de las distorsiones principales de la deformación de red, cambian de η_i a $\delta\eta_i$.

La introducción de este parámetro ayuda a explicar muchos resultados experimentales, como la dispersión de los planos de hábito en una dirección dada sobre un estereograma.

i.e., d y p' , en general se obtienen cuatro posibles soluciones al problema de la unión de las fases madre y producto en una interfase macroscópica mente coherente; dos de los valores de la magnitud m , del corte de red invariante Figura 4, y dos más de la elección del plano no-distorsionado Figura 1.b., que se convierte en invariante.

Todas las soluciones pueden ser diferentes pero, bajo ciertas circunstancias, pueden degenerar en variantes cristalográficamente equivalentes de la misma relación, reduciendo con esto a dos o una el número de predicciones posibles. Este es precisamente el caso de la martensita formada en aceros. Cuando el corte inhomogéneo es el resultado del maclado Figura 3.b., se debe esperar que las dos regiones formadas se formen a partir de la fase madre, por variantes equivalentes de la misma correspondencia.

Bowles y Mackenzie demostraron que, si éste es el caso, el plano de maclado del producto corresponde a un plano imagen de la fase producto, y por lo tanto la dirección de maclado queda determinada y no puede elegirse libremente.

matemática no tiene significado físico.

Bowles y Mackenzie introducen una variable más en su teoría; el parámetro de dilatación δ , el cual se ilustra geoméricamente en la Figura 5. Este parámetro de dilatación de la suposición de que todos los vectores de red en el plano de hábito supuesto ligeramente distorsionado, quedan no-rotados, pero pueden cambiar su longitud uniformemente en 1-2%. Matemáticamente esto significa que las magnitudes de las distorsiones principales de la deformación de red, cambian de η_i a $\delta\eta_i$.

La introducción de este parámetro ayuda a explicar muchos resultados experimentales, como la dispersión de los planos de hábito en una dirección dada sobre un estereograma.

i.e., d y p' , en general se obtienen cuatro posibles soluciones al problema de la unión de las fases madre y producto en una interfase macroscópicamente coherente; dos de los valores de la magnitud m , del corte de red invariante Figura 4, y dos más de la elección del plano no-distorsionado Figura 1.b., que se convierte en invariante.

Todas las soluciones pueden ser diferentes pero, bajo ciertas circunstancias, pueden degenerar en variantes cristalográficamente equivalentes de la misma relación, reduciendo con esto a dos o una el número de predicciones posibles. Este es precisamente el caso de la martensita formada en aceros. Cuando el corte inhomogéneo es el resultado del maclado Figura 3.b., se debe esperar que las dos regiones formadas se formen a partir de la fase madre, por variantes equivalentes de la misma correspondencia.

Bowles y Mackenzie demostraron que, si éste es el caso, el plano de maclado del producto corresponde a un plano imagen de la fase producto, y por lo tanto la dirección de maclado queda determinada y no puede elegirse libremente.

El tratamiento de Bowles y Mackenzie es ligeramente diferente al de Machesler et. al.

En primer lugar, P_1 se considera como una deformación de red pura, pero dado que P_1 no puede implementar el cambio de estructura, se supone que está combinado con una deformación de red "invisible" o complementaria P_2 , aplicada posteriormente.

El efecto macroscópico de P_2 , no es detectable debido a que se cancela por una deformación de red opuesta P_2^{-1} , la cual se supone como un corte simple. En consecuencia el cambio total de forma se factoriza en una deformación de plano invariante P_1 , y un corte simple P_2 ; Ecuación 12.

$$P_2 P_1 = R B \quad (12)$$

Consecuentemente como el cambio total de forma es el producto de dos deformaciones de plano invariante, y previendo que éstos no sean paralelos, se intersectan en una línea invariante y por lo tanto, el cambio total de forma es una deformación de línea invariante, ver referencias (11) y (12).

Finalmente se deben considerar las implicaciones prácticas de estas teorías. Las diferentes características cristalográficas de la martensita obtenida a partir de investigaciones experimentales tienen fundamentalmente dos propósitos:

1. Determinar los diferentes datos de información que deben usarse como parámetros en las teorías cristalográficas y;
2. Para compararlos con las predicciones teóricas y asegurar con esto, la validez de los modelos planteados.

En la Tabla 1, se resumen los parámetros de entrada o predichos por las teorías, que deben ser determinados o verificados experimentalmente asociados con los términos de la ecuación 2, $P_1 = \text{REP}$.



FIG. 3. CORTE DE UN MATERIAL. (A) DESEMMENTO. (B) MALLADO.

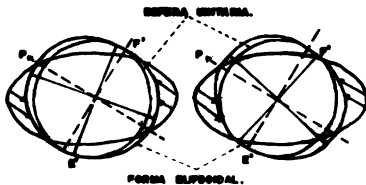


FIG. 4. PRODUCCION DE UN PAR DE PLANOS NO-DISTORSIONADOS POR CORTE.

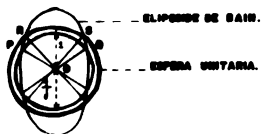


FIG. 5. INTERPRETACION GEOMETRICA DEL PARAMETRO DE DILACION.

T A B L A I

I N F O R M A C I O N	T E R M I N O D E L A E C U A C I O N 2 A L C U A L S E R E F I E R E E L D A T O	F U E N T E E X P E R I M E N T A L D E L D A T O O P O S I B L E T E C N I C A E X P E R I M E N T A L D E C H E Q U E O.
ESTRUCTURA Y PARAMETROS DE RED DE LAS FASES MADRE Y PRODUCTO	B	DIFRACCION ELECTRONICA O DE RAYOS X
CORRESPONDENCIA ENTRE LAS REDES MADRE Y PRODUCTO	B	DIFRACCION ELECTRONICA O DE RAYOS X
SISTEMA DE CORTE DE RED INVARIANTE	P	MICROSCOPIA OPTICA O ELECTRONICA
PARAMETRO DE DILATACION	P ₁	MICROSCOPIA OPTICA
PREDICCION TEORICA	T E R M I N O D E L A E C U A C I O N 2 A L C U A L S E R E F I E R E E L D A T O	VERIFICACION EXPERIMENTAL
RELACION DE ORIENTACION	R	DIFRACCION ELECTRONICA O DE RAYOS X
PLANO DE HABITO	P ₁	DIFRACCION ELECTRONICA O DE RAYOS X
DIRECCION Y MAGNITUD DEL CAMBIO DE FORMA	P ₁	MICROSCOPIA OPTICA

REFERENCIAS. CAMBIO DE FORMA

- (1) Phase Transformations, American Society for Metals, Chapter 2, (1970)
- (2) J.S. Bowles, Acta Cryst., 4, 162 (1951)
- (3) J.S. Bowles & J.K. Mackenzie, Acta Met., 2, 129 (1954).

REFERENCIAS. CORRESPONDENCIA DE RED PARA LA FORMACION DE EN ACEROS

- (1) E.C. Bain, Trans. AIME, 70, 25 (1924)
- (2) C.N. Zener, Trans. AIME, 167, 550 (1946)
- (3) G.V. Kurdjumov, "Twelfth Hatfield Memorial Lecture", J. Iron Steel Inst., 193, 26 (1960)
- (4) P.G. Winchell & M. Cohen, Trans. Am. Soc. Metals, 55, 347 (1962)

REFERENCIAS. TEORIAS CRISTALOGRAFICAS

- (1) M.S. Wechsler, D.S. Lieberman & T.A., Read Trans. AIME, 197, 1503 (1953)
- (2) B.A. Bilby & J.W. Christian, Inst. Met. Monograph, 18, 121 (1956)
- (3) J.S. Bowles & J.K. Mackenzie, Acta Met., 2, 129 (1954)
- (4) J.K., Mackenzie & J.S. Bowles, Acta Met., 2, 138 (1954)
- (5) J.S. Bowles & J.K. Mackenzie, Acta Met., 2, 224 (1954)
- (6) R. Bullough & B.A. Biley, Proc. Phys. Soc. B, 69, 1276 (1956)
- (7) J.S. Bowles, et. al., Trans. AIME 188, 1478 (1950)
- (8) P.M. Kelly & J. Nutting, Proc. Roy. Soc. (A), 259, 45 (1960)
- (9) P.M. Kelly & J. Nutting, J.I.S.I., 197, 199 (1961)
- (10) J.W. Christian, Iron Steel Inst., Spec. Rep., 93, 1 (1965)
- (11) C.M. Wayman, "Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations", Macmillan, N.Y. (1964).
- (12) The Crystallography of Martensitic Transformations in Alloys of Iron",

**A P E N D I C E II CINETICA DE LA PRIMERA ETAPA
DEL REVENIDO.**

APENDICE 2. CINÉTICA DE LA PRIMERA ETAPA DEL REVENIDO

Las Figuras 1 y 2, muestran las curvas que se obtienen usando una de las técnicas experimentales más comunes para la determinación de características cinéticas del proceso de revenido: mediciones de precisión de cambios de longitud. Otra técnica usual es la dilatometría; la cual fue aplicada en el presente trabajo.

Los resultados generalmente obtenidos muestran que las aleaciones Fe-C, de alta pureza y los aceros exhiben un comportamiento cinético que es función del contenido de carbono.

Como se puede ver en las Figuras 1 y 2, la meseta en cada curva, a una temperatura específica, denota el final de la primera etapa del revenido. La meseta en la Figura 2 es menos evidente, lo cual significa que en las aleaciones de alta pureza el traslape entre las etapas primera y tercera es más notorio.

La cinética de la primera etapa del revenido, usando las técnicas anteriormente mencionadas, ha sido objeto de numerosos estudios (30-34).

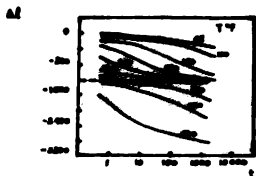


FIG. 1 CAMBIOS DE LONGITUD DURANTE EL REVENIDO DE UN ACERO (0.65% C).

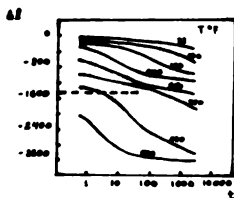


FIG. 2 CAMBIOS DE LONGITUD DURANTE EL REVENIDO DE UNA ALEACION DE ALTA PUREZA Fe - 0.78% C.

Averbach y Cohen (30), sugieren que la velocidad de reacción está controlada por la difusión de carbono y aplican la ecuación generalizada de Johnson-Nohel para tratar sus datos experimentales.

$$-\frac{\partial f}{\partial t} = (1-f) nkt^{n-1} \quad (1)$$

$$-\ln(1-f) = kt^n \quad (2)$$

Donde k es la constante de velocidad de reacción y n es una constante. Usualmente se aplican este tipo de ecuaciones para la evaluación de las características cinéticas de la reacción de la primera etapa del revenido. Sin embargo las determinaciones de las dos principales características:

- a) Energía de Activación del Proceso.
- b) Valor de la constante n (orden de la reacción).

han sido motivo de gran controversia; ya que se obtienen valores de Q no comparables al de la difusión de carbono en ferrita y valores de n muy bajos.

A continuación se presentan algunos aspectos de estas características y los problemas experimentales inherentes a su evaluación.

1 ENERGIA DE ACTIVACION DEL PROCESO DE REVENIDO

Siempre es posible definir una energía de activación para un proceso sobre una base puramente formal, es decir, sin ninguna consideración del modelo físico concerniente al mecanismo del proceso. Sin embargo, se de

Se recuerda que tal energía de activación no tiene un significado físico claro en muchos casos, y su comparación con la energía de activación para algún proceso atómico, como la difusión, puede ser cuestionada en ta los casos.

Zener (36), ha postulado que una condición necesaria es que la energía de activación del proceso esté basada en la dimensión (cúbica) V , la cual es la dimensión en la que está basada el proceso de difusión.

En general hay una relación entre la fracción transformada f , la temperatura T , y el tiempo t , durante un tratamiento isotérmico.

Esta relación se puede representar por medio de una función F :

$$\frac{1}{t} = F(f, T) \quad (3)$$

Y en un rango suficientemente estrecho de temperatura, la dependencia de F con la temperatura, se puede expresar mediante la introducción de una energía de activación Q :

$$\frac{1}{t} = F_0(f) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

Donde para algún grado de transformación $f = f_1$, Q queda definida por la relación (5).

$$\frac{1}{t} = F_0(f_1) \exp\left(-\frac{Q(f_1)}{RT}\right)$$

$$\ln\left(\frac{1}{t}\right) = -\frac{Q(f_1)}{RT} + \ln(F(f_1))$$

Diferenciando:

$$d(\ln(t)) = - \frac{Q(f)}{R} d(t)$$

$$\frac{Q(f)}{R} = - \left(\frac{d \ln \left(\frac{1}{t} \right)}{d \left(\frac{1}{t} \right)} \right) = \left(\frac{d \ln t}{d \left(\frac{1}{t} \right)} \right)_{f_1} \quad (5)$$

Y esta relación puede ser utilizada para evaluar la energía de activación a partir de datos experimentales.

Ahora bien, otra relación de naturaleza más fundamental se obtiene representando las ecuaciones (3) y (4) mediante una ecuación de velocidad de reacción.

$$\frac{1}{f} \frac{\partial f}{\partial t} = G(f, T) \quad (6)$$

$$\frac{1}{f} \frac{\partial f}{\partial t} = G_0(f) \exp \left(- \frac{Q^*}{RT} \right) \quad (7)$$

Donde

$$\frac{Q^*(f)}{R} = - \left(\frac{\partial \ln \left(\frac{1}{f} \right)}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right)_{f_1} \left(\frac{\partial f}{\partial t} \right) = - \left(\frac{\partial \ln \left(\frac{\partial f}{\partial t} \right)}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right)_{f_1} \quad (8)$$

Puede demostrarse que las dos energías de activación Q y Q^* son idénticas cuando son independientes de f . De otra forma, para un cierto grado de transformación f_1 , la ecuación (5) lleva a un valor de Q igual a algún valor medio de Q^* dado por la ecuación (8). En tal caso se aconseja usar la ecuación (8).

Gerdien (34), ha logrado hacer mediciones cinéticas muy al principio de la primera etapa del revenido y ha encontrado que la energía de activación para el proceso es una función de la fracción transformada f , y que su valor inicial a valores de f muy pequeños es 20000 cal/mol. Esto está en concordancia con el valor para la difusión de carbono en ferrita. Con el incremento de f , Q aumenta a valores superiores a 27000 cal/mol.

2. EXPONENTE n. ORDEN DE REACCION

Avertch y Cohen (30), han encontrado valores para n del orden de 0.3, los cuales son sorprendentemente bajos si se comparan con el tratamiento teórico de Zener (35), para crecimiento de precipitados controlados por difusión, el cual da $n = 0.5$ como el mínimo valor posible.

Kriseman (33), obtuvo valores aún menores ($n = 0.1$).

Generalmente lo que se hace para evaluar el exponente es definirlo de la siguiente forma:

$$f = c.t^n \quad (9)$$

$$\text{o} \quad f = c.t^{\frac{1}{n}} \quad (10)$$

Y se supone que n es constante durante todo el proceso y que está determinado por la geometría de las partículas de precipitado.

Sin embargo cuando se aplican los resultados experimentales a estas expresiones se encuentra una considerable variación de n con f, cuando f alcanza valores suficientemente altos.

La razón de esto es que la fracción del sistema, la cual no ha transformado (1-f), disminuye considerablemente con el avance del proceso.

Debido a esto es común introducir un factor de corrección llamado factor de interacción, de la forma:

$$(1-f)^l \quad (11)$$

Eligiendo el valor de l adecuadamente es posible explicar grandes porciones de transformación con n constante.

En el caso de las ecuaciones (8) y (9), la sustitución da:

$$\left(\frac{1}{f}\right) \cdot \ln\left(\frac{df}{dt}\right) = l \cdot (1-f)^l \cdot f^{-\frac{1}{n}} \cdot \exp\left(-\frac{Q^*}{RT}\right) \quad (12)$$

Lo cual puede explicarse para ciertos valores de l con la condición restrictiva de que l no varíe con f en el rango considerado.

La ecuación (12) es la siguiente ecuación para determinar n a partir de datos experimentales, graficando $\ln\left(\frac{df}{dt}\right)$ contra $\ln f$ y obteniendo la pendiente:

$$\frac{\partial \ln\left(\frac{df}{dt}\right)}{\partial \ln f} = l - \frac{1}{n} - l \left(\frac{f}{1-f}\right) - \frac{f}{RT} \frac{dQ^*}{df} \quad (13)$$

Al inicio del proceso, el lado derecho de la ecuación (13), se reduce a $l - \frac{1}{n}$ y el exponente n , puede evaluarse sin ambigüedad.

Sin embargo la incertidumbre en el valor de n se presenta a f grandes.

El hecho de suponer que Q^* es independiente de f , permite desprestigiar el último término de la ecuación (13), sin embargo la aplicación de valores tan bajos como $\frac{3Q^*}{RT} = 14000 \text{ cal/mol}$ a 350°K y 50% de transformación cambia el valor de n calculado de 0.33 a 0.5 o de 0.5 a 1.0.

Cohen et al., (30-32), determinaron valores de n alrededor de 0.3. La apreciable variación de Q con f , encontrada por Gardien (34), y la incertidumbre en relación con el factor de interacción, hacen muy incierta la determinación de n ; al evaluar n por el método de Cohen con los datos de

Gardien se encuentra $n = 0.3$, excepto al comienzo de la transformación donde la tendencia es hacia valores de n mayores, es decir valores que están en concordancia con el modelo de reacción de Zener (36), el cual implica control por difusión ordinaria de carbono.

De todo lo anterior se puede concluir lo siguiente:

- 1) La aparente disminución de n es una manifestación de un retardamiento de la reacción.
- 2) Algún mecanismo más lento que la difusión, al parecer, debe verse más importante según avance la reacción.
- 3) El hecho de que la energía de activación se incremente al mismo tiempo que n disminuye, indica que el nuevo mecanismo tiene una energía de activación mayor que la difusión de carbono y excluye la posibilidad de que los factores geométricos en relación con los precipitados sean la causa del retardamiento de la reacción.
- 4) El nuevo mecanismo puede ser de naturaleza mecánica, por ejemplo, deformación de la matriz para proveer espacio al carburo c en el proceso de crecimiento.

Finalmente se debe mencionar que Lement y Cohen (32), han sugerido un modelo de atracción de dislocaciones para resolver los problemas antes mencionados; sin embargo, el modelo más usual es el de difusión de carbono.