

24



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

TRANSFORMACION MARTENSITICA INDUCIDA POR
DEFORMACION EN ACERO 304.

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A :
MIGUEL ERNESTO GACHUZ MENDEZ

TESIS CON
FALLA LE ORIGEN

MEXICO, D. F.

1991



Universidad Nacional
Autónoma de México



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 está 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.

INDICE

	PAGINA
INTRODUCCION.....	1
CAP. I LA TRANSFORMACION MARTENSITICA. GENERALIDADES.	6
1.1 La Transformación Martensitica.....	7
1.2 Características de la Transformación Martensitica.....	8
1.2.1 Cambios estructurales durante la transformación martensitica.....	12
1.2.2 El plano de hábito.....	21
1.2.3 Relieve superficial.....	23
1.2.4 Reversibilidad.....	25
1.2.5 Transformación a térmica e isotérmica.....	25
1.2.6 Efecto de la deformación plástica..	27
1.3 Características de la Transformación Martensitica Inducida por Deformación....	28
1.3.1 Presión.....	28
1.3.2 Efecto autocatalítico.....	32
1.3.3 Efecto de los defectos de red existentes antes de la transformación.....	33

1.3.3.1 Vacancias.....	33
1.3.3.2 Dislocaciones.....	34
1.3.3.3 Fallas de Apilamientos y fallas de maclado.....	38
1.3.3.4 Tamaño de grano.....	39
1.3.4 Efecto de las Condiciones de Deformación en la Transformación.....	41
1.3.4.1 Cantidad de deformación....	41
1.3.4.2 Velocidad de deformación...	43
1.3.4.3 Efecto de la temperatura...	45
1.4 Cinética de la Transformación Martensítica.....	47
CAP. II DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	50
2.1 Material.....	51
2.2 Equipo de Tensión.....	52
2.3 Determinación del Punto de Fluencia.....	53
2.4 Efecto de la Cantidad de Deformación.....	54
2.5 Efecto de la Velocidad de deformación....	54
2.6 Efecto de la Temperatura.....	55
2.7 Determinación de la Temperatura Md.....	55
2.8 Determinación de la Fracción Volumen de Martensita.....	57
2.8.1 Balanza magnética.....	57
2.8.2 Ferritoscopio.....	60

2.8.3 Transformación de número de ferrita a fracción volumen de martensita.....	61
2.8.4 Difracción de rayos X.....	63
2.8.5 Metalografía cuantitativa.....	66
2.8.5.1 Preparación de la muestra..	66
2.8.5.2 Estudio metalográfico.....	66
CAP. III RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	69
CAP. IV ANALISIS DE RESULTADOS.....	98
CONCLUSIONES.....	110
BIBLIOGRAFIA.....	113

INTRODUCCION

INTRODUCCION

Los aceros inoxidable forman un grupo de aleaciones, las cuales debido a sus cualidades de resistencia a la corrosión y oxidación son únicamente utilizados en medios no indicados para aceros al carbono y de baja aleación.

El cromo metálico fue descubierto por Frenchman en 1797 y en 1820 Michael Faraday fabricó y desarrolló aleaciones hierro-cromo. Durante la segunda mitad del siglo XIX varias compañías desarrollaron aleaciones de hierro de alta resistencia conteniendo un pequeño porcentaje de cromo, sin embargo, este acero no era inoxidable. Aleaciones de hierro con níquel y cromo empezaron a desarrollarse en E.U. y Europa al final de siglo XIX. A principios del siglo XX se comenzaron a realizar investigaciones de aleaciones con 10-15% de cromo, empezando a examinar el efecto de la adición de níquel, solo que en este periodo las aleaciones examinadas tenían altos contenidos de carbono ($> 0.4\%$) por lo cual se disminuía seriamente la resistencia a la corrosión del acero.

Al lograr un bajo contenido de carbono en el acero y la inclusión de un contenido de cromo mayor al 11%, el cual es responsable de la formación de una capa de óxido de cromo en

la superficie que da al acero su característica de resistencia a la corrosión, se obtiene un acero inoxidable. Si además se agrega una cantidad de níquel suficiente para estabilizar la aleación en una estructura cúbica centrada en las caras (f.c.c.) el incremento en la resistencia a la corrosión es aun mayor comparada con las aleaciones ferrosas.

La estructura cúbica centrada en la cara (f.c.c.) , austenita se puede obtener con 18% de cromo y 8% de níquel, por lo que a este tipo de aceros se les llama aceros inoxidables austeníticos.

Los aceros inoxidables austeníticos se clasifican en aceros austeníticos estables, los cuales no sufren transformaciones microestructurales a pesar de grandes deformaciones en frío, y aceros inoxidables austeníticos metaestables, cuya estructura se transforma a martensita durante una deformación en frío. El material resultante de esta transformación es conocido por exhibir cualidades inferiores con respecto a la resistencia a la corrosión . La cantidad de martensita que se forma debido al trabajado en frío no depende solo de la cantidad de deformación sino también de la temperatura y de la velocidad a la que el material se deforma.

Como ya se mencionó, el acero inoxidable 304 es considerado como austenítico metaestable, ya que durante el trabajado en frío (o deformación plástica) la fase austenítica se transforma en martensita.

Varias teorías sobre la transformación han sido propuestas, una de ellas es la hipótesis de la nucleación inducida por la deformación propuesta por Olson y Cohen⁽⁷⁾ en la cual los nuevos sitios de nucleación se crean por la deformación plástica, esto opera a través del esfuerzo aplicado. La otra hipótesis⁽⁸⁾ dice que durante el esfuerzo de deformación plástica una concentración de esfuerzos ocurre en obstáculos (bordes de grano, maclas, etc.) aumentando la transformación asistida por esfuerzo (transformación que ocurre en los mismos sitios donde se favorece la transformación espontánea que sucede térmicamente).

La transformación martensítica inducida por deformación en acero inoxidable 304 ha sido estudiada⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾, y ya que se tiene una relación directa de los cambios microestructurales con las propiedades mecánicas y en este caso con la resistencia a la corrosión, una mayor información de esta transformación permitirá un mejor desarrollo de este material que es ampliamente utilizado.

En el presente trabajo se estudian los efectos que tienen la cantidad de deformación, la velocidad de deformación, la temperatura en la transformación martensítica, así como la cinética de la reacción y los diferentes métodos de determinación de martensita en aceros inoxidables austeníticos.

CAPITULO I

LA TRANSFORMACION MARTENSITICA.

GENERALIDADES

1.1 LA TRANSFORMACION MARTENSITICA.

Las transformaciones de fase en estado sólido, así como las transformaciones líquido-sólido son conocidas generalmente como transformaciones de nucleación y crecimiento. Sin embargo, existe una clase muy importante de transformación en estado sólido que no se clasifica como de nucleación y crecimiento, y que es denominada transformación martensítica.

La transformación martensítica se define como " ...una transformación de primer orden que ocurre sin difusión, involucrando un movimiento relativo de átomos a menos de un espacio interatómico y manteniendo una correspondencia de red (la cual no es necesariamente única) entre la estructura inicial y la final"⁽¹⁾.

En otras palabras, la transformación martensítica no requiere difusión de los átomos involucrados en ella y por lo tanto el producto de la transformación es inherente a la composición de la fase de la cual proviene. Cada átomo tiende a preservar su posición original.

El producto de la transformación fué denominado MARTENSITA

Co') en honor del metalógrafo alemán Adolf Martens, pues gracias a sus trabajos de microscopía óptica pronosticó la importancia que ésta llegaría a tener dentro de la metalurgia.

En este capítulo se exponen las principales características de la transformación martensítica en general y en particular de la transformación martensítica inducida por deformación.

1.2 CARACTERISTICAS DE LA TRANSFORMACION.

Actualmente el término transformación martensítica se utiliza para un tipo muy particular de cambio de fase que presenta una geometría característica, y es aplicable a ciertas aleaciones ferrosas y no ferrosas.

Las principales características de la transformación martensítica son las siguientes⁽¹⁾:

- 1) La transformación martensítica se lleva a cabo en estado sólido, sin involucrar ninguna difusión. La composición de la nueva fase es necesariamente igual a

la fase de la cual proviene. La martensita (α') que se forma a partir de una fase ordenada también es ordenada.

ii) Existe una deformación superficial asociada con la transformación. La superficie se deforma de manera similar a la observada en un cristal mecánicamente maclado.

iii) El producto de la transformación toma la forma de placas lenticulares, listones, placas anguladas o agujas, dependiendo de la composición química del material.

iv) La interfase planar que separa las redes cristalinas de la fase primaria, austenita (γ), y la martensita (α'), es conocido como plano de hábito y es relacionado a la fase primaria, siendo constante para una determinada aleación.

v) Existe una orientación cristalográfica definida entre la red atómica de la fase original y la martensítica. (Relación de orientación).

vi) La transformación martensítica ocurre cuando la fase

original se enfría por debajo de una cierta temperatura, conocida como la temperatura M_s , y la cantidad de transformación se incrementa con el descenso de temperatura, hasta que se alcanza la temperatura de fin de transformación M_f .

vii) En la mayoría de las aleaciones la transformación toma lugar muy rápidamente (virtualmente independiente del tiempo), y dependiendo solo de la temperatura. En algunos casos la cantidad de transformación varía gradualmente con la temperatura (transformación atérmica), y en otras la transformación toma lugar explosivamente.

viii) La transformación martensítica puede ser inducida algunas veces por arriba de la temperatura M_s , deformando la fase original. La temperatura mas alta a la cual la martensita (α') puede formarse por deformación es llamada temperatura M_d . La morfología y estructura cristalina de la martensita por deformación puede o no ser igual a la martensita formada térmicamente.

ix) Si durante la transformación el enfriamiento se detiene

por un cierto tiempo, la reacción se suspende y la transformación no se reanuda inmediatamente al volver a enfriar. Este fenómeno es llamado estabilización. La cantidad de martensita (α') formada al disminuir la temperatura es menor a la producida por enfriamiento directo.

× La reacción martensítica es reversible en el sentido de que una configuración atómica inicial puede ser obtenida repetidamente. Es decir, un cristal de la fase original se puede transformar, al enfriarse, en muchos cristales de la nueva fase. Asimismo, en el calentamiento de esa nueva fase, generalmente se obtiene el cristal del mismo tamaño de la fase original.

Al analizar estas características es posible determinar que la cantidad de transformación es virtualmente independiente del tiempo, siendo ésta una de las principales características de la transformación martensítica. En algunas reacciones se tiene una pequeña cantidad de transformación isotérmica, y en otras es completamente isotérmica. Por otro lado, la cantidad de transformación es particular de cada temperatura, provocando que otras variables, como el tamaño de grano, se tomen como constantes;

la velocidad de la transformación es independiente de la temperatura, y muy rápida. también el alto grado de reversibilidad dá a esta reacción un interés muy especial.

1.2.1 CAMBIOS ESTRUCTURALES DURANTE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA.

Para entender mejor la transformación martensítica consideraremos primero las transformaciones alotrópicas que ocurren en el hierro puro; cuando éste se calienta se observan varios cambios de fase. La fase del hierro que a temperatura ambiente es estable, es la denominada fase ferrita (α). ésta tiene un arreglo atómico denominado cúbico centrado en el cuerpo (b.c.c.), en el cual los átomos están situados en las esquinas y en el centro del cubo, como se muestra en la figura 1.a.

Al aumentar la temperatura y llegar a 780°C . el hierro alfa (α) pasa a otra fase, la cual tiene la misma estructura (b.c.c.). La única distinción es que el hierro alfa (α) por debajo de la temperatura mencionada es magnético, mientras que arriba de ella es paramagnético. Como el cambio magnético

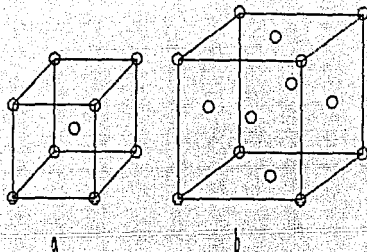


FIGURA 1. a) Estructura atómica de ferrita (b.c.c.)
 b) Estructura atómica de austenita (f.c.c.)

no es propiamente un cambio en la estructura cristalina, se considera al hierro alfa (α) como una fase continua hasta la siguiente transformación, la cual ocurre a 910°C . (A_3) y a la cual se produce el hierro gamma (γ). El hierro gamma (γ) tiene un arreglo cúbico centrado en la cara (f.c.c.), en la cual la celda unitaria se forma por átomos en cada esquina y en el centro de cada cara del cubo, como se muestra en la figura 1.b. La última transformación que ocurre en el hierro puro al calentarse en estado sólido es $\gamma \rightarrow \delta$, ésta se lleva a cabo a

1400°C.; en este estado alotrópico el hierro delta (δ) tiene la misma estructura que el hierro alfa (α) (b.c.c.).

Al adicionar carbono al hierro puro, se forma una aleación binaria Fe-C, la cual ha sido muy estudiada y presenta un diagrama de fases, como el de la figura 2.

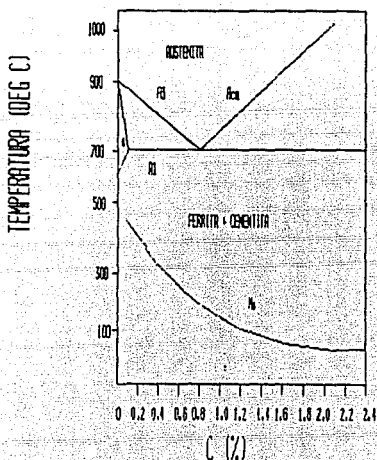


FIGURA 2. Diagrama de fases del acero y el efecto del contenido de C en la temperatura Ms.

La solución sólida ferrita (α) tiene un arreglo cristalino de átomos cúbicos centrado en el cuerpo como la que tiene la fase alfa (α) en el hierro puro; en este arreglo los átomos de carbono ocupan los sitios intersticiales que se marcan en la figura 3.a; éstos sitios se encuentran entre los átomos de hierro, por lo tanto la fase alfa (α) de los aceros es una solución sólida intersticial de hierro y carbono. La fase austenítica (γ) también es una solución sólida intersticial de hierro y carbono, donde los átomos de carbono ocupan los intersticios que se muestran en la figura 3.b.

La fase austenita (γ) al ser enfriada lentamente produce dos fases, ferrita (α) y perlita de acuerdo al diagrama de fases del acero, figura 2, pero al enfriarse a una velocidad alta se obtiene como resultado de la transformación la fase martensita (α'). Esto es fácilmente detectado por cambios físicos como es la dilatación; esta transformación comienza a una temperatura llamada M_s , la cual disminuye con el contenido de carbono ⁽⁴⁾ con una pendiente similar a la línea A_s (figura 2).

La estructura cristalina de la martensita (α') obtenida por temple de la fase austenítica (γ) en aceros al carbono es tetragonal centrada en el cuerpo (b.c.t.), la cual se puede

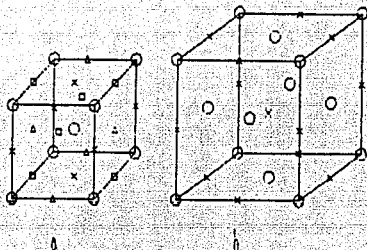


FIGURA 3. a) Solución sólida intersticial
de C en ferrita.
b) Solución sólida intersticial
de C en austenita.

considerar como una red ferrítica (α) con uno de sus ejes alargado, como en la figura 4.

La fase martensítica se simboliza como α' porque se le considera una fase proveniente de la ferrita (α). Sin embargo también se le puede considerar como una estructura similar a la austenita (γ) ésto es una red cúbica centrada en las caras, o como una red tetragonal centrada en el cuerpo, como se representa en la figura 5.

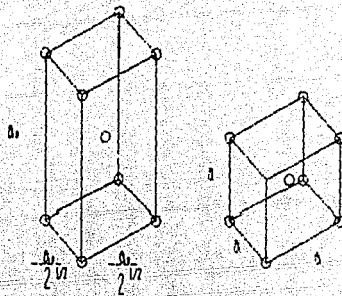


FIGURA 4. Estructura cristalina de martensita (b.c.t.) se considera como red de ferrita con una de sus ejes alargados.

Al ser la martensita (α') una solución sólida de carbono, los átomos de éste ocupan los sitios que se marcan en la figura 5. En este caso los átomos adyacentes al de carbono son empujados hacia su vecino más cercano (átomo de hierro), tanto hacia arriba como hacia abajo, provocando una distorsión en la red, siendo ésta una de las principales razones por las que martensita (α') es dura⁽¹⁾.

En la estructura tetragonal, los ejes cristalográficos quedan en ángulos rectos unos con otros, pero una constante

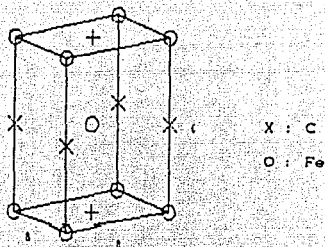


FIGURA 3. Representación de una red de martensita.

reticular (c) difiere en magnitud de las otras dos. Estas dos últimas dimensiones de la celda unitaria se designan usualmente por el símbolo (a). Bain⁽⁴⁾ sugiere que una red tetragonal centrada en el cuerpo puede ser obtenida de una estructura cúbica centrada en las caras por medio de una compresión paralela al eje y una expansión a lo largo de los dos ejes ; por lo tanto cualquier distorsión pura, homogénea y simple de esta naturaleza, que convierte una estructura reticular en otra por una expansión o contracción a lo largo de los ejes cristalográficos, pertenece a una clase conocida como distorsión de Bain. La distorsión de Bain

correspondiente a la reacción martensítica es la que se observa en la figura 6, donde se relacionando tanto una distorsión como un decremento de la tetragonalidad a la formación de martensita (α') a partir de austenita (γ). lo que da una medida aproximada de los movimientos atómicos involucrados en la transformación.

Por otro lado la fase austenítica (γ) retenida despues del temple tiene la misma estructura cristalina que tenía a altas temperaturas, los parámetros de red no cambian a excepción de las contracciones producidas por el descenso de la temperatura. Tiene el mismo contenido de carbono que a altas temperaturas, por lo tanto en el material solo existen la fase martensítica (α') y la austenítica (γ) retenida; lo anterior puede observarse con la ayuda de un microscopio; en consecuencia, se puede considerar que la transformación se lleva a cabo sin difusión, o en otras palabras, la composición no cambia. Esta característica es muy importante en la transformación martensítica.

Otra condición para que la reacción se lleve a cabo es que la energía libre de la martensita (α') sea menor que la de austenita (γ). Además son necesarias también energías de superficie y deformación adicionales, aunque en muchos casos

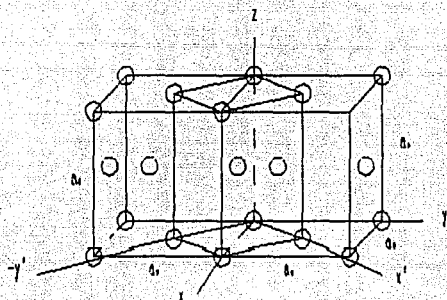


FIGURA 6. Distorsión de Bain correspondiente a la reacción martensítica.

la diferencia de energía libre excede los requerimientos de las otras dos; por lo tanto, la reacción $\gamma \rightarrow \alpha'$ no se realiza hasta que el material se enfría a una temperatura particular (M_s), por abajo de T_0 , que es la temperatura a la cual la diferencia de energía libre entre γ y α' de la misma composición es cero. Figura 7.

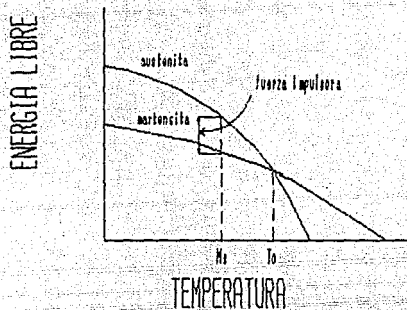


FIGURA 7. Energías libres de martensita (α') y austenita (γ).

1.2.2 EL PLANO DE HABITO.

El plano de hábito es un plano que es común a austenita y martensita, en el cual todas las direcciones y separaciones angulares en el plano no varían durante la transformación, como se muestra en la figura 8.

Por eso el plano habitual o plano sobre el que se forman las placas de martensita se supone también que es un plano sin deformación invariante. La deformación macroscópica en la formación de una placa martensítica es un cizallamiento paralelo al plano habitual más una deformación simple (uniaxial) de tensión o compresión perpendicular al plano habitual. Una deformación de esta naturaleza conocida como deformación del plano invariante, es la más general que puede ocurrir. En tanto se mantenga la invariancia del plano habitual, ningún cizallamiento paralelo a éste ni una expansión o contracción perpendicular al mismo cambiará las posiciones o magnitudes de los vectores que quedan en él.

Debido a que la deformación en la forma geométrica es primordialmente un cizallamiento, las placas de martensita forman la red de la matriz. Las placas de martensita individuales formadas en el interior de un cristal son, por lo tanto, lenticulares, y si una placa de martensita cruza un cristal, sus límites son planos y paralelos al plano habitual.

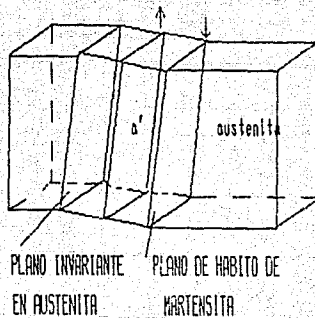


FIGURA 8. Plano de hábito de martensita.

1.2.3 RELIEVE SUPERFICIAL (CAMBIO DE FORMA).

Cuando un cristal de martensita se forma provoca que una superficie lisa presente un relieve, como se ilustra en la figura 9. La superficie no es irregular pero el ángulo de inclinación de levantamiento tiene un valor definido, el cual depende de la orientación del cristal. De la misma manera la línea fiducial se desvía de la interfase γ/a' , como se ilustra en la misma figura. El ángulo con el cual cambia también tiene un valor definido, dependiendo de la

orientación del cristal. El cambio de forma o desviación de una línea es una manifestación superficial del definido cambio de forma en el cristal que ocurre durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$.

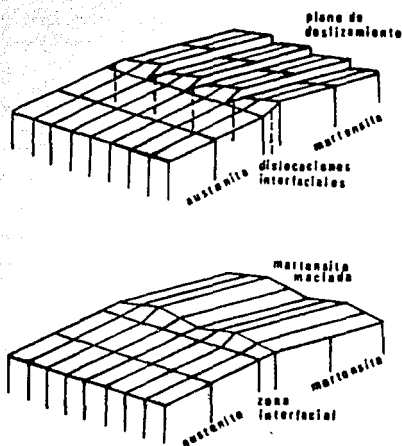


FIGURA 2. Relieve superficial durante la transformación martensítica.

1.2.4 REVERSIBILIDAD

La transformación martensítica es reversible pues durante el calentamiento el material vuelve a su estructura y su orientación cristalina original. Si se vuelve a enfriar, reaparece la intercara original y se puede reproducir el ciclo completamente (siempre que la probeta no sea calentada a una temperatura demasiado elevada o mantenida durante un periodo de tiempo demasiado largo entre ciclos), cuando el material sufre la transformación inversa regresando a sus dimensiones originales, no se retransforma en el mismo intervalo de temperatura como en el que ocurrió la transformación primaria. Una histéresis en la temperatura de transformación es característica de la mayor parte de las transformaciones martensíticas.

1.2.5 TRANSFORMACION ATERMICA E ISOTERMICA

La transformación martensítica ocurre como resultado de cambios de temperatura que aumentan la fuerza impulsora para la reacción (energía libre). En consecuencia, el progreso de la transformación no depende del tiempo; teóricamente a mayor velocidad de enfriamiento mas rápidamente se mueve la

intercara, resultando la misma cantidad de transformación a temperaturas iguales, aunque el tiempo tiene un efecto secundario pero contrario, pues el mantenimiento isotérmico del material a cualquier temperatura entre el comienzo y el final de la transformación tiende a estabilizar la intercara.

Para lograr que la intercara se mueva de nuevo, es necesario aumentar la fuerza impulsora. Durante el enfriamiento ocurre un fenómeno equivalente, por lo que es posible concluir que la formación de martensita depende principalmente de la temperatura.

Esta es una transformación a térmica, en contraste con la que se producirá a temperatura constante (transformación isotérmica). Algunas aleaciones presentan una formación isotérmica de la martensita, sin embargo las transformaciones martensíticas tienden a ser mayormente a térmicas. En cada caso, la reacción continúa como resultado de la formación de placas adicionales y no a través del crecimiento de placas existentes.

El mantener isotérmicamente un material que puede transformar a térmicamente a una temperatura entre M_s y M_f estabiliza la transformación de manera que se requiere un sobreenfriamiento

adicional para comenzar nuevamente la transformación. La estabilización ocurre ya sea como resultado de un anclaje de la intercara, o por un aumento en la dificultad de nucleación de placas adicionales. La reacción continúa al dar un incremento adicional de la fuerza impulsora para provocar que mas placas nucleen. La estabilización tambien se observa en la reacción inversa.

1.2.6 EFECTO DE LA DEFORMACION PLASTICA

La deformación plástica de la matriz tiene un efecto sobre la formación de la martensita, el cual es principalmente aumentar la magnitud de las deformaciones internas y hacer mas fácil la nucleación de la misma. Como resultado de lo anterior, la reacción martensítica puede aparecer cuando el material es deformado plásticamente a temperaturas muy por encima de la Ms. Sin embargo la cantidad de martensita formada de esta manera tiene una dependencia inversa con la temperatura.

Las características descritas anteriormente son necesarias para explicar mejor la Transformación Martensítica inducida por deformación plástica en aceros inoxidables austeníticos y principalmente en acero inoxidable 304, que es el centro de estudio de este trabajo.

1.3 CARACTERISTICAS DE LA TRANSFORMACION MARTENSITICA INDUCIDA POR DEFORMACION.

La transformación martensítica inducida por deformación ha sido estudiada muy ampliamente⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾, por lo que es posible determinar las características que mas influyen en ella. A continuación se describen estas características y su influencia sobre la transformación final.

1.3.1 EFECTO DE LA PRESION.

La presión, al igual que la temperatura, es un factor que determina el estado de la materia, ya que si la presión es grande, la distancia interatómica se ve afectada, así como la distribución de los átomos, causando un cambio bastante apreciable en la temperatura de transformación; es por eso que la temperatura de transformación es una función de la presión.

La dependencia de la concentración de equilibrio (C_p) de vacancias o átomos intersticiales se expresa como:

$$C_p = C_0 e^{(-PV/RT)} \dots\dots\dots(1)$$

y la relación C_p/C_o depende directamente de la presión en forma exponencial, siendo por esto que aún en pocos incrementos de presión la relación se ve afectada grandemente.

Con un incremento en la presión, la solubilidad de átomos intersticiales es importante en una transformación martensítica.

La disminución en el contenido de vacancias como resultado de un incremento en la presión, producirá los sitios de nucleación para la transformación y provocará una disminución de la temperatura M_s .

El efecto de la presión de una aleación de hierro se puede calcular por la ecuación de Classius-Clapeyron ⁽¹⁾.

Cuando la concentración de equilibrio de átomos intersticiales decrece marcadamente con la presión como se ha mencionado, la solubilidad de los átomos intersticiales en γ es reducida con la presión. La disminución de la línea M_s con un aumento en la presión se muestra en la figura 10. Por lo tanto la martensita formada bajo altas presiones consiste microestructuralmente en placas finas y duras en comparación con la que se forma a una atmósfera.

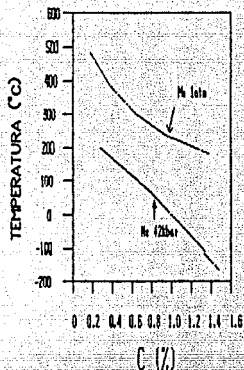


FIGURA 10. Efecto de la presión en la temperatura Ms de aleaciones Fe-C.

En las aleaciones de hierro la fase γ se estabiliza con la presión, aún en un temple en condiciones normales, sin embargo la martensita ejerce un esfuerzo de compresión en los alrededores de la austenita, por la expansión de volumen provocada por la transformación, por lo que es posible considerar que la austenita retenida es algunas veces estabilizada por un esfuerzo.

La presión disminuye la temperatura de transformación y en aleaciones en las que la transformación produce una

expansión, la temperatura de transformación puede elevarse si el material se somete a una presión negativa. Un esfuerzo tensil puede decirse que hará aparecer el efecto de una presión negativa, y como consecuencia un aumento en la temperatura de transformación. Así la transformación es inducida por la aplicación de un esfuerzo tensil a una temperatura arriba de M_s .

La transformación martensítica se produce como una deformación de la red del cristal de γ .

La deformación de la red es provocada por una deformación cortante, por lo tanto la transformación se ve favorecida por la aplicación de un esfuerzo cortante en un sentido adecuado, así la energía para que la transformación ocurra se reduce debido al trabajo mecánico que se produce por el esfuerzo. Como consecuencia M_s se eleva cuando un esfuerzo externo se aplica al material; si el esfuerzo aplicado es suficientemente grande, la temperatura M_s se elevará por arriba de la temperatura ambiente, provocando la formación de la martensita a temperatura ambiente.

Cuando se aplica un esfuerzo (o por deformación plástica) la transformación empieza a una temperatura llamada M_d , la cual

es una temperatura límite, donde el esfuerzo externo aplicado puede, por sí mismo, proporcionar la energía para la transformación martensítica. La temperatura M_d es la temperatura más alta en la cual, al ser deformado plásticamente un material, se produce una transformación martensítica. Angel "9" propone una ecuación donde la temperatura a la cual una deformación de 30% produce 50% de martensita en un material recocido, es calculada a partir de su composición, obteniéndose una aproximación de la temperatura M_d :

$$M_{d50} = 413 - 482 (\%C + \%Ni) - 9.2 (\%Si) - 8.1 (\%Mn) - 13.7 (\%Cr) - 9.8 (\%Al) - 18.5 (\%Mo) \dots (2)$$

1.3.2 EFECTO AUTOCATALITICO.

Una placa de martensita produce un campo de esfuerzo en los alrededores de la austenita, y conociendo que la transformación es inducida por deformación, el campo de esfuerzo es acompañado por una energía cinética muy grande y por lo tanto aumenta la transformación. Este comportamiento es llamado efecto autocatalítico; por lo tanto éste se produce cuando una estructura martensítica se forma y aparece

un campo de esfuerzos de corte que se presenta por la deformación de la red; este esfuerzo ayuda a la formación de martensita inducida tanto por deformación como por esfuerzo.

1.3.3 EFECTO DE LOS DEFECTOS DE LA RED EXISTENTES ANTES DE LA TRANSFORMACION.

Los defectos de la red en la fase original afecta el arreglo de átomos durante la transformación martensítica. Los investigadores ⁽³⁾ han observado la combinación de varios defectos, siendo muy difícil el separar el efecto de uno y otro. A continuación se mencionan las consideraciones de la contribución de cada tipo de defecto.

1.3.3.1 VACANCIAS.

Cuando la temperatura de un metal es alta, la cantidad de lugares vacantes o vacancias es grande; éstas pueden facilitar que la transformación martensítica ocurra porque un átomo tiene mas movilidad y, como se ha mencionado, para que esta transformación ocurra es necesario un movimiento cooperativo de átomos. De esta forma, al existir un lugar vacío hay mas factibilidad de que el átomo se mueva; por lo

tanto, a mayor cantidad de vacancias es menor la energía necesaria para la transformación, así como también se facilita la nucleación y desarrollo de la transformación.

Los elementos de aleación afectan la densidad de vacancias, y por lo tanto la transformación se ve afectada; por otra parte átomos extraños o impurezas que existen especialmente en las aleaciones de hierro también la afectan. Las impurezas son atrapadas en las vacancias, de tal manera que la densidad de vacancias libres es reducida antes de la transformación. Es por esto que la densidad de lugares vacantes es considerada como nula.

1.3.3.2 DISLOCACIONES.

En la dislocación de borde se presentan dos regiones, una de alta y una de baja densidad atómica, lo cual da lugar a esfuerzos de tensión y compresión; estos esfuerzos pueden promover la nucleación de la fase martensítica con el consecuente incremento de la temperatura M_s que puede esperarse. Por otro lado, también se presenta la posibilidad de que el crecimiento de los núcleos se suprima por las dislocaciones, sin embargo no se ha determinado aún cual contribución es la dominante.

En numerosos estudios se ha considerado las maneras posibles en que las dislocaciones pueden contribuir a la nucleación de la martensita. Es importante considerar algunas ideas y su comportamiento alrededor de la transformación para poder considerar su importancia con respecto a dicho proceso y la influencia sobre ella al aplicarse una deformación.

Zener ⁽¹⁰⁾ (1948) demostró cómo el movimiento de una dislocación parcial durante un maclado puede generar una estrecha región b.c.c. de la red proveniente de una fase f.c.c.; esto se ilustra en la figura 11.

En esta figura las diferentes redes atómicas de los planos compactos de la estructura f.c.c. son denominados por diferentes símbolos y numerados 1,2,3 de la red mas baja a la mas alta. Como se indica, en la estructura f.c.c. el vector normal a la macla es b_1 , el cual puede formarse por la disociación de una dislocación:

Con el objeto de generar la estructura b.c.c. se requiere que todo el triángulo (nivel 3) de átomos se mueva hacia arriba (fig. 11). En esencia, la estructura producida no es totalmente b.c.c. despues de este corte, por lo que se requiere una dilatación adicional para llegar al espacio de la estructura correcta.

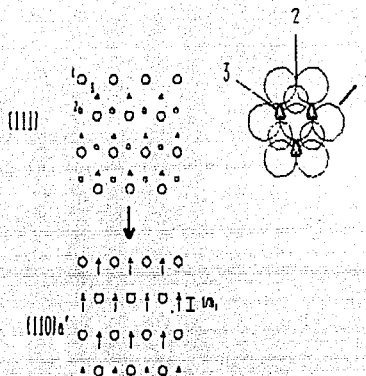


FIGURA 11. Modelo de Zener de la generación de martensita por corte.

Christian ⁽⁶⁾ (1955) apunta que por lo regular esta reacción produce una estructura b.c.c. de solo 2 átomos de espesor de red. Trabajos de microscopía electrónica realizados por

Brooks ⁽¹¹⁾ (1970) mencionan que el núcleo mas denso se formará por un mecanismo de apilamiento de dislocaciones, donde las dislocaciones parciales son forzadas a acercarse tanto que se reduce el deslizamiento de vectores, de tal manera que la estructura central corresponde a una estructura b.c.c..

Estos apilamientos en los planos cercanos aparecerán entonces como una región pseudo-b.c.c. delgada.

Una sugerencia al tema fué hecha por Venables ⁽¹²⁾ (1962) en conexión con la formación de martensita en aceros inoxidables. Venables propone que α' se forma vía una fase intermedia (h.c.p.), la cual es denominada martensita epsilon (ϵ): $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$.

La estructura de la martensita ϵ formada así es delgada, formada por un maclaje inhomogéneo en todo el otro plano. Por otro lado, no se ha observado directamente la transición $\epsilon \rightarrow \gamma$, y recientes trabajos de microscopía electrónica indican que las fases α' y ϵ en acero inoxidable austenítico se forman independientemente la una de la otra, la reacción de transformación en acero inoxidable son del tipo $\gamma \rightarrow \alpha'$ ó $\gamma \rightarrow \epsilon$.⁽¹³⁾ Por lo tanto es posible concluir que algunos

tipos de martensita pueden formarse directamente por la sistemática generación y movimiento de extensas dislocaciones, y que la temperatura M_s de estas aleaciones marca una forma de transición de energía de apilamiento positivo a negativo, sabiendo que la transformación no ocurre a altos niveles de energía de apilamiento (energía positiva).

1.3.3.3 FALLAS DE APILAMIENTO Y FALLAS DE MACLADO.

Tanto los apilamientos como las maclas en la fase madre tienen efectos similares sobre las dislocaciones con respecto a la transformación martensítica.

Las fallas de apilamiento son defectos tridimensionales en los planos donde se da un error en la secuencia normal de anclaje en una red atómica. Las fallas de apilamiento se pueden formar durante el crecimiento de un cristal. También puede generarse por un movimiento de dislocaciones parcial, como opuesto al de una dislocación total, la cual produce el desplazamiento de una distancia total entre los puntos de la red, una dislocación parcial produce un movimiento menor a una distancia atómica. De acuerdo a las características anteriormente mencionadas, las fallas de apilamiento son sitios aptos para la nucleación de la martensita, mas aún

cuando se presenta una deformación, la cual sabemos, provoca dislocaciones.

Las maclas son partes de un cristal que tienen ciertas especificaciones de orientación con respecto a otros cristales, la relación entre maclas es tal que la estructura de una parte es la imagen especular de la otra. La aparición de maclas ocurre con frecuencia durante la cristalización de un metal en estado líquido, por crecimiento durante el recocido o por movimiento entre diferentes fases sólidas. La deformación plástica de corte produce también maclas, y si se toma en cuenta que se ha reportado que la transformación martensítica toma lugar en regiones a lo largo de los bordes de maclas, podemos decir que en los defectos de macla se pueden producir la nucleación de martensita (α').

1.3.3.4 TAMAÑO DE GRANO.

Un borde de grano se considera como un sitio preferencial para la nucleación de la martensita porque se le puede catalogar como un defecto de red muy extenso. Actualmente, sin embargo, se ha observado que el borde de grano sirve para estabilizar la fase γ , y por lo tanto inhibe la transformación martensítica, como a continuación se explicará.

Los átomos de los bordes de grano son relativamente estables durante la transformación martensítica, pues son parcialmente libres debido a la restricción de átomos vecinos, y tienden a no tomar parte en el movimiento coordinado de átomos durante la transformación. Aunado a esto, los defectos de red cercanos a los bordes de grano, al emigrar hacia dichos límites, pueden aniquilarse, y por lo tanto el número de sitios se espera que decrezca. El crecimiento de un cristal de martensita también se detiene en los bordes de grano. De los factores anteriores puede concluirse que a pequeños tamaños de grano se presentará una estabilización de la fase γ .

1.3.4 EFECTO DE LAS CONDICIONES DE DEFORMACION EN LA TRANSFORMACION.

La descripción completa del comportamiento de un material requiere información acerca de la respuesta de éste como una función de la deformación, la velocidad de deformación y la temperatura.

El mecanismo de la transformación y la morfología del producto de la misma, depende en gran medida de los elementos de aleación⁽⁹⁾.

1.3.4.1 CANTIDAD DE DEFORMACION.

El acero inoxidable 304 posee una baja energía de producción de fallas de apilamiento, del orden de $(22 \text{ ergios/cm})^{(9)}$, y por lo tanto se puede esperar que la disociación de dislocaciones con muchas fallas de apilamiento, maclas de deformación y martensita ϵ toma lugar durante la aplicación de una deformación a temperatura ambiente.

La transformación martensítica en acero inoxidable 304 se considera predominantemente inducida por deformación, más que

asistida por esfuerzo. En la primera, la fase crea sus propios defectos estructurales, los cuales activan el embrión para producir la transformación; específicamente en el acero inoxidable austenítico se forma en la intersección de de bandas de deslizamiento en corte microscópicos (capilamientos, maclas y martensita ϵ). La morfología del producto de la transformación se describe típicamente como listones. En el segundo tipo de transformación se considera que los embriones son los mismos que activan la martensita inducida térmicamente; el esfuerzo aplicado producirá la energía termodinámica necesaria para la transformación. El producto de la transformación asistida por esfuerzo es idéntica a la obtenida por enfriamiento (aguja). Olson y Cohen ⁽⁷⁾ proponen una secuencia de dos planos inherentes deformados para la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$; solo cuatro de cada cinco dislocaciones propiamente espaciadas son requeridas para sitios de nucleación. Estos pueden encontrarse fácilmente como apilamientos de dislocaciones en planos deslizantes en redes estrechamente espaciadas.

En recientes investigaciones ⁽⁸⁾ se encontró que la martensita ϵ (h.c.p.), puede ser una fase intermedia en la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$, o un producto de la transformación directa; otras investigaciones ⁽⁹⁾ muestran concluyentemente

que la martensita ϵ se forma directamente de la fase γ y que puede actuar como producto intermedio de la transformación; además se ha demostrado⁽¹⁸⁾ que la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ puede ocurrir sin pasar a través de ϵ .

Por otro lado Patel y Cohen⁽¹⁹⁾ determinaron que el esfuerzo cortante y el esfuerzo normal son importantes en la transformación; en todos los casos observados el esfuerzo cortante produjo la transformación martensítica, mientras que el esfuerzo normal puede tanto provocar como inhibir la transformación, dependiendo esto de si se encuentra o no en la dirección de cambio de volumen. Powell⁽¹⁸⁾ también encontró que el esfuerzo tensil uniaxial favorece la transformación mas que el esfuerzo de compresión, aunque en ambos casos α' se forma por esfuerzos cortantes. El esfuerzo de torsión tiene un comportamiento similar al de la compresión.

1.3.4.2 VELOCIDAD DE DEFORMACION.

Cuando un acero inoxidable 304 es deformado a temperatura ambiente, la transformación martensítica ocurre de f.c.c. (γ) a b.c.c. (α'). En trabajos referidos por Olson y Cohen⁽²⁰⁾,

así como Powell⁽¹⁸⁾ demostraron que a velocidades altas pero moderadas de deformación, la cantidad de α' decrece con el incremento de la velocidad.

Powell⁽¹⁸⁾ y después Bresanelli⁽¹⁹⁾ concluyen que el incremento en la estabilidad de la fase austenítica resulta del calentamiento adiabático a altas velocidades de deformación.

Hecker, Frantz y Staudhammer⁽²⁰⁾ encontraron que a deformaciones menores a 0.25, y altas velocidades de deformación, se obtiene gran cantidad de transformación, mientras que a deformaciones grandes y altas velocidades la tendencia es inversa. De acuerdo con el análisis de Olson y Cohen⁽²¹⁾, un incremento en la cantidad de α' con un aumento en la velocidad es debido a que las bandas de deslizamiento en corte aumentan. Sin embargo, algunos incrementos significativos en la temperatura como resultado del calentamiento adiabático, decrece la tendencia de la formación de α' . En este mismo trabajo se soldaron termopares a las probetas para medir el incremento en la temperatura. A bajas velocidades de deformación el incremento en la temperatura fué menor a 1°C., mientras que a altas velocidades de deformación, el promedio del incremento medido

para probetas deformadas al 30%, es aproximadamente 40°C.

En trabajos posteriores⁽¹⁸⁾ se concluyó que los efectos de la velocidad de deformación son dos, principalmente; a pequeños niveles de deformación la cantidad de α' se incrementa con la velocidad de deformación, pues se incrementa la formación de bandas de corte. A niveles altos de deformación, un incremento en la temperatura está estrechamente asociada a la deformación adiabática a altas velocidades, limitando la cantidad de martensita formada en la región donde la transformación es muy sensible a la temperatura. Así también, a bajas velocidades los embriones de α' crecen por coalescencia. A altas velocidades hay mucho menos coalescencia por el aumento de la temperatura, y por lo tanto la formación de α' es más restringida porque la intersección de bandas permanece sin transformar por largo tiempo.

1.3.4.3 EFECTO DE LA TEMPERATURA.

En trabajos recientes⁽¹⁹⁾, a 25% de deformación la cantidad de α' es esencialmente la misma a temperatura ambiente, mientras que al mismo 25% a bajas velocidades la cantidad de martensita se incrementa rápidamente con la disminución de la

temperatura hasta llegar a un punto de saturación (-80°C. aproximadamente).

A altas velocidades y bajas temperaturas la cantidad de α' formada a 25% de deformación es significativamente menor que la que se forma a la misma temperatura pero a baja velocidad de deformación.

1.4 CINÉTICA DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.

El desarrollo de los aceros de alta resistencia, los cuales alcanzan cantidades significativas de endurecimiento por trabajado a través de la nucleación de martensita inducida por deformación, ha creado un gran interés por la cinética de tal transformación; esto incluye a la transformación martensítica como una función de la deformación plástica y su asociación con la dependencia de la temperatura.

Relaciones empíricas para la fracción de volumen de martensita la deformación plástica han sido propuestas, pero éstas carecen aún de bases teóricas. Angel ⁽¹⁶⁾ ha demostrado que la curva de la transformación (cantidad de martensita como una función de la deformación plástica a temperatura constante) tiene una forma sigmoidal. Por otro lado, Gerberich ⁽¹⁷⁾ ha usado una relación parabólica para ajustar los datos obtenidos con aceros T.R.I.P.. Mediciones hechas en aceros que deforman homogéneamente apoyan la forma sigmoidal de la curva.

El tratamiento teórico de la cinética requiere un modelo para el mecanismo de nucleación inducida por deformación.

Como se ha establecido previamente, las intersecciones de las bandas de deformación en corte pueden ser sitios de nucleación dominantes. Olson y Cohen ⁽⁷⁾ proponen que la fracción de volumen de las bandas de corte, f^c , para una deformación a una velocidad constante, se expresa como:

$$f^c = 1 - e^{-\alpha \dot{\epsilon}} \quad (3)$$

donde α depende de la energía de defectos de apilamiento y la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$. El número de intersección de bandas de corte es relacionado al número de bandas de corte por expansión simple:

$$N_V^i = k (N_V^c)^n \quad (4)$$

donde N_V^i es el número de intersecciones, N_V^c el número de bandad de corte, y son constantes. El incremento en el número de embriones de martensita, dN_V , es despues relacionado con el incremento en la intersección de bandas de corte por:

$$dN_V = p * dN_V^i \quad (5)$$

donde p es la probabilidad de que la intersección de una banda de corte pueda formar un embrión de martensita. Olson y

Cohen asumen que el volumen por unidad de martensita es constante, siendo restringido a la región de intersección de bandas de corte, de donde el total de la fracción volumen de martensita depende del número de embriones y es relacionado a la deformación plástica por:

$$f^{\alpha'} = 1 - e^{-\beta [1 - e^{-\alpha \epsilon}]^n} \quad (6)$$

donde $\beta = \frac{(V^{\alpha'})^k}{(V^{ab})^n} \rho$ (7)

siendo $V^{\alpha'}$ el volumen de un embrión de martensita y V^{ab} es el volumen de una banda de corte. La ecuación 4 predice que la curva de fracción volumen de la martensita como una función de la deformación tiene una forma sigmoïdal de acuerdo con los datos de Angel. Así pues, el análisis de Olson y Cohen nos otorga una relación para la relación de martensita y cómo es afectada por la energía de defectos de apilamiento, la velocidad de deformación y la temperatura.

CAPITULO II

DESARROLLO EXPERIMENTAL

2.1 MATERIAL.

Para el desarrollo experimental se utilizó placa de acero inoxidable 304 grado comercial de 0.08 cm. de espesor y con la composición que se muestra en la tabla 1.

TABLA 1

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni
99.98	0.08	0.04	2.7	19.51	7.00

Para los ensayos de tensión se prepararon probetas maquinando la placa de acero inoxidable con las especificaciones de la figura 12.

Debido a que las mismas muestras se usarían para el análisis por difracción de rayos X, las dimensiones de esta probeta no se ajustan a ninguna de las especificadas en la norma A.S.T.M., sin embargo, guardan la relación largo-ancho de las mismas, de esta manera las dimensiones de la probeta aseguran un comportamiento axial de la tensión aplicada y se obtiene el ancho mínimo para ser estudiadas por difracción de rayos X.

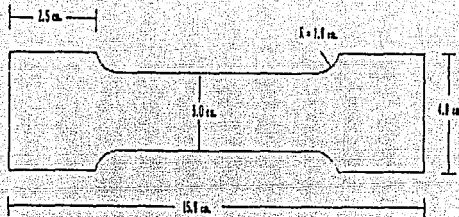


FIGURA 12. Probetas de ensayo de tensión.

2.2 EQUIPO DE TENSION.

Los ensayos de tensión se llevaron a cabo en una máquina de tensión Instron Servohidráulica modelo 1001. Este equipo posee sistema de variación de velocidad de movimiento de cabezal, horno de calentamiento integrado con termopar tipo J, y a la cual se adaptó una cámara de enfriamiento para los ensayos a bajas temperaturas, la disposición del sistema de tensión se muestra en la figura 13.

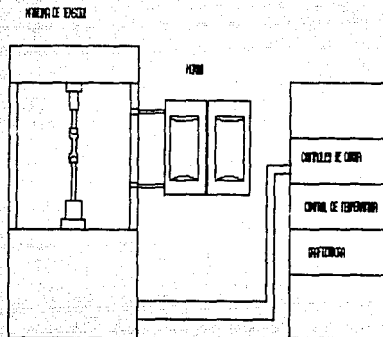


FIGURA 13. Equipo de ensayo de tensión

2.3 DETERMINACION DEL PUNTO DE FLUENCIA.

Se considera, de acuerdo con el trabajo de Cohen¹⁷, que la transformación martensítica inducida por deformación se ve influenciada solamente por la deformación plástica producida, por lo tanto se realizarón ensayos para determinar el punto de fluencia del material. Se hicieron ensayos de tensión llevando el material hasta su punto de ruptura a tres diferentes velocidades de deformación, 1×10^{-4} , 1×10^{-3} y 1×10^{-2} seg.⁻¹, a una temperatura de 20°C..

2.5 EFECTO DE LA CANTIDAD DE DEFORMACION.

Para determinar el efecto de la cantidad de deformación se realizaron ensayos de tensión a diferentes porcentajes de deformación plástica las cuales son :

0%

10%

25%

35%

50%

x ruptura

Los ensayos se hicieron a tres diferentes velocidades de deformación, 1×10^{-4} , 1×10^{-3} , 1×10^{-2} seg.⁻¹ y a una temperatura de 20°C.

2.5 EFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION.

La velocidad de deformación es la cantidad de deformación por unidad de tiempo que se aplica a un material.

Para determinar el efecto que la velocidad de deformación tiene sobre la transformación martensítica se hicieron

ensayos de tensión llevando el material a un mismo porcentaje de deformación y a tres velocidades de deformación distintas, las cuales ya han sido especificadas. Los ensayos para determinar el efecto de la velocidad de deformación se realizaron a 20°C.

2.6 EFECTO DE LA TEMPERATURA.

Para estudiar el efecto de la temperatura sobre la transformación se desarrollaron ensayos a una misma deformación (50%) y a temperaturas de : 100, 50, 40, 35, 25, 20, -20°C. Para los ensayos a temperaturas mayores de la ambiente se utilizó un horno que se acopla a la máquina universal Instron, con control de temperatura en el panel de la máquina y un termopar de calibración tipo J (Hierro-constantan) .Para ensayos a bajas temperaturas el medio que se empleo fué salmuera, la cual se colocó en el sistema aislante que se muestra en la figura 14.

2.7 DETERMINACION DE LA TEMPERATURA Md.

La temperatura Md es la más alta temperatura a la cual la transformación martensítica puede inducirse por deformación.

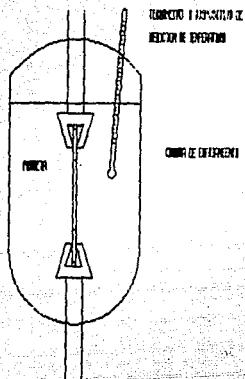


FIGURA 14. Cámara de enfriamiento.

Para determinar esta temperatura se realizaron ensayos de tensión a una misma deformación (50%) y una misma velocidad de deformación $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4}$ seg.⁻¹ y variando la temperatura partiendo de 20°C. y realizando incrementos de 5 grados hasta que la martensita (α') no se detectó. La detección de la cantidad de martensita (α') presente se hizo por métodos magnéticos (los cuales se describen a continuación).

2.8 DETERMINACION DE LA FRACCION VOLUMEN DE MARTENSITA.

La cantidad de martensita inducida por deformación fue determinada por los siguientes métodos:

- Balanza Magnética .
- Ferritoscopio.
- Difracción de Rayos X.
- Metalografía Cuantitativa.

2.8.1 BALANZA MAGNETICA.

La determinación de la cantidad de martensita inducida en las probetas se efectuó por medio la balanza magnética "MAGNA-GAGE" modelo J5-880 con magneto especial No. 2 para aceros inoxidables de fundición o trabajados.

La medición se realiza limpiando perfectamente la probeta procurando eliminar la grasa y el aceite con un solvente (alcohol), la muestra se coloca en el centro de la balanza, figura 15. Colocar el magneto, bajar el soporte hasta que el guarda magneto descansa firmemente sobre la muestra, girar

ligeramente la perilla de marcaciones largas en sentido contrario a las manecillas de reloj, hasta que el magneto este en contacto con el espécimen. Verificar que el magneto se adhiera a la probeta, el disco se gira en el sentido de las manecillas del reloj hasta que el magneto se desprenda y se aparte de la muestra, se registra la lectura del disco al momento del desprendimiento del magneto, la lectura obtenida en la Balanza Magnética se localiza en la curva procedimiento

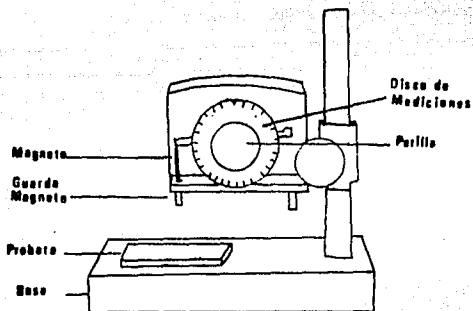


FIGURA 15. Balanza Magnética.

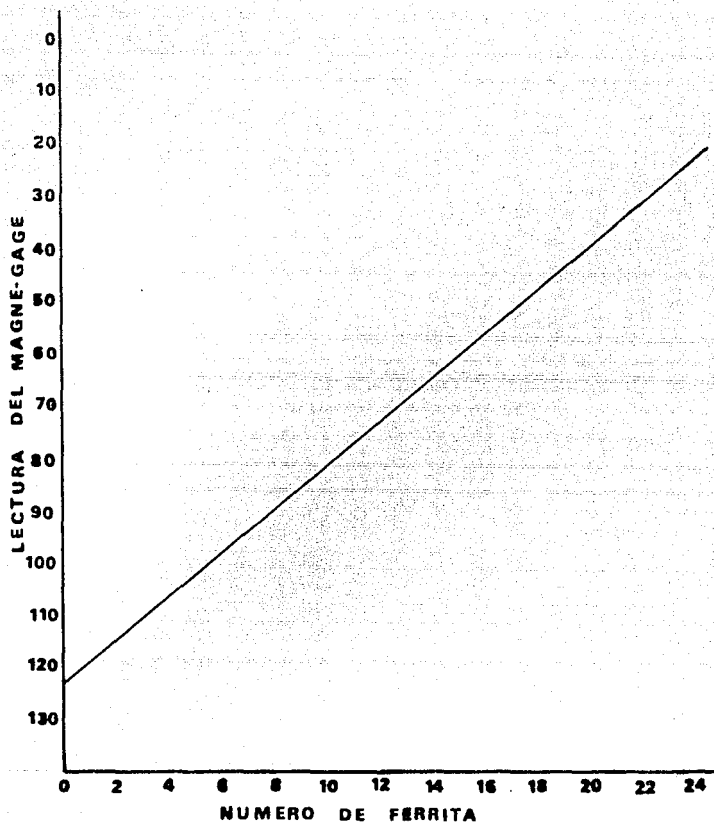


FIGURA 10. Curva de calibración. Lectura de Magne-Gage contra No. ferrita.

de calibración, figura 16, en el eje vertical al cual le corresponde un valor en el eje horizontal, el valor último será el número de ferrita, el cual posteriormente se transfiere a % de fracción volumen de martensita (α').

Para cada ensayo de tensión se hizo una medición antes y después de efectuar el mismo.

2.8.2 FERRITOSCOPIO.

El ferritoscopio basa su funcionamiento en la permeabilidad magnética de los materiales. La figura 17 muestra el sistema de medición con ferritoscopio, el punto A y el punto B forman un circuito magnético cerrado cuando se coloca en la probeta y se energiza con un campo magnético de baja frecuencia. El voltaje que se induce en la bobina de prueba es la lectura directa de la permeabilidad, la cual debido a la calibración del equipo la unidad de medida que se obtiene es el "número de ferrita". La calibración del ferritoscopio se hace por medio de probetas con contenidos de ferrita delta (δ) conocidos, realizando primeramente un ajuste a cero con la probeta que no contiene ferrita, posteriormente con otra probeta de 1.5 número de ferrita se ajusta al valor

correspondiente en el ferritoscopio, al igual que en la Balanza Magnética es necesario transformar el número de ferrita que se obtiene en las mediciones a por ciento de fracción volumen de martensita (α').

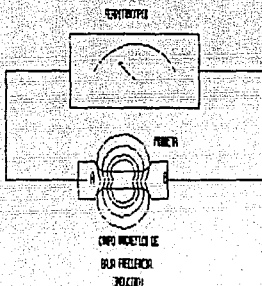
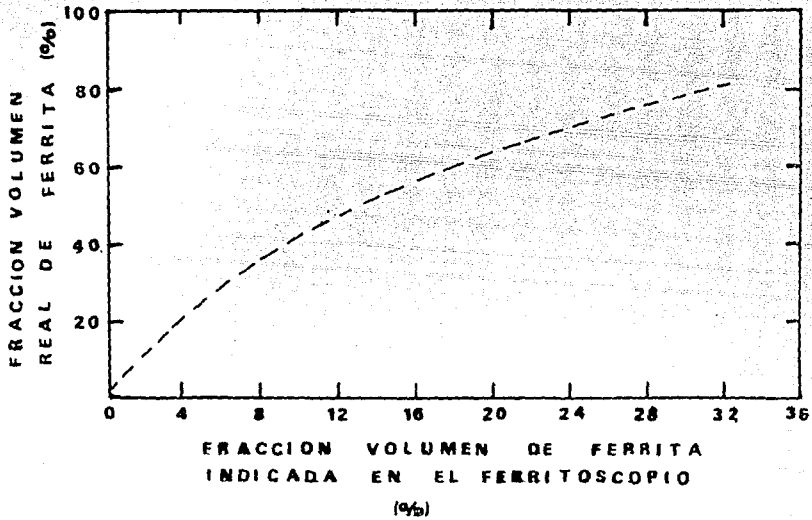


FIGURA 17. Circuito de medición por ferritoscopia

2.8.3 TRANSFORMACION DE NUMERO DE FERRITA A FRACCION VOLUMEN DE MARTENSITA (α').

En las mediciones con la Balanza Magnética y el ferritoscopio se obtiene como resultado el "número de ferrita". Hecker⁽⁹⁾ presenta una curva de calibración en la cual gráfica la

FIGURA 18. Curva de calibración de fracción volumen de ferrita (Charlensita) vs. ferrita indicada en el ferritoscopio.



fracción real de ferrita (martensita) vs. el número de ferrita, ver figura 18. La fracción actual de ferrita es equivalente a la fracción volumen de martensita (α). La lectura se realiza tomando el valor de la fracción volumen de ferrita en las abscisas y cruzándolo con la curva de calibración, leer el valor correspondiente de valor actual de ferrita (martensita) en las ordenadas.

2.8.4 DIFRACCION DE RAYOS X.

La determinación de la cantidad de martensita (α') en las probetas que se ensayaron se llevo a cabo en un difractometro Siemens Kristaloflex modelo D-500. Con las condiciones de medición siguientes:

Radiación de Molibdeno ($Mo - K\alpha$)

Filtro de Zirconio para eliminación de $K\beta$

Velocidad de recorrido $2^\circ (2 \theta)/min$

Velocidad de graficación 2 cm/min

Rango de la Escala de 4×10^2 pulsos por segundo (cps)

Constante de tiempo $T = 4$ seg.

Se realizó un recorrido de prueba en una aleación Fe-Ni-C tratada térmicamente que contenía aproximadamente 95% de

martensita (α'), con el propósito de localizar la posición de los picos de martensita (α') y los de austenita (γ).

Basándose en que la intensidad de cada pico difractado (I_{hkl}) es proporcional al volumen de la fase irradiada (V), y que este es en sí es también proporcional a la fracción volúmen de la fase presente en el material se tiene que:

$$I_{hkl} = \frac{K \times R_{hkl} \times V}{2 \mu m} \quad (7)$$

donde R_{hkl} , μ y K son constantes.

La constante R_{hkl} es un factor proporcional a las intensidades y se expresa como :

$$R_{hkl} = 1/u^3 \times [FF \times p \times L_p] \times e^{-2m} \quad (8)$$

Donde:

u = volumen de la celda unitaria.

FF = factor de estructura.

p = factor de multiplicidad.

$L_p = (1 + \cos^2\theta) / (\sin^2\theta \times \cos\theta)$ factor de polarización de Lorentz.

e^{-2m} = factor de temperatura.

Para calcular el valor 2θ , para el máximo de cada pico y poder calcular R, se hizo un barrido a pasos, que consiste en un conteo de pulsos por cada 10 segundos a cada incremento de 2θ de 0.02° . Una vez determinado el punto máximo se registra el ángulo 2θ en ese punto.

Como las intensidades máximas de cada pico se ven afectadas por factores como el tamaño de grano, inclusiones no metálicas y deformaciones, se utilizan las intensidades integradas, debido a que el área bajo el pico no se verá afectada por dichos factores.

Para las mediciones se utilizaron tres métodos:

- 1) Anchura de la mitad del pico.
- 2) Planímetro.
- 3) Integración numérica (regla del trapecio).

2.8.5 METALOGRAFIA CUANTITATIVA.

2.8.5.1 PREPARACION DE LA MUESTRA.

Para évitár que al utilizar el método tradicional de pulido metalográfico (abrási6n por medios mecánicos) se produjera una deformaci6n adicional en el material y por consecuencia se produjera martensita (α'), la cual aumentaría la cantidad al ser cuantificada se, optó por métodos electrolíticos de pulido.

El electropulido se hizo con alcohol metílico (CH_3OH) y ácido nítrico (HNO_3) en una propoci6n de 2:1 y una corriente de 4 amperes durante 15 segundos.

El ataque de las probetas se realizó por métodos electrolíticos utilizando ácido oxálico al 10%, con una corriente de 1 ampere y un tiempo de 1.5 minutos. Tanto el electropulido como el electroataque se realizar6n con unas fuente de poder y celda electroquímica marca "BUEHLER LT.".

2.8.5.2 ESTUDIO METALOGRAFICO.

La observaci6n de la microestructura se realizó en un

microscopio metalográfico de platina invertida marca "VERSAMET" por medio del cual también se obtuvieron las fotomicrografías de la estructura del material.

La cuantificación metalográfica de la fase α' se hizo con un equipo computarizado QUANTIMET II de BUEHLER. La cuantificación se llevo a cabo localizando al azar una zona en el area preparada metalográficamente, la imagen se transmite a la pantalla de video acoplada al equipo donde es "congelada", la imagen se contrasta y se cuantifican las areas claras (fase γ) y las areas oscuras (fase α'), en % de area, la cual tiene correspondencia directa con el % de fase presente. Para la determinación de martensita se tomó como sitio preferencial de nucleación maclas, líneas de deslizamiento, etc.

La cuantificación se hace por los programas de computo que eliminan interferencias aplicando factores de error en la medición provocado por bordes de grano, inclusiones, etc., así como también la cantidad de fases presente calculada. Con este mismo equipo se obtuvieron fotografías de las areas cuantificadas.

La cuantificación metalográfica es un método que proporciona

un resultado mas preciso de la cantidad de fases presentes en un material, por este motivo la cuantificación metalográfica fué considerada como la medida que ofrece la mayor confiabilidad y que ademas ayuda a definir cuál de los otros tres métodos es el mas preciso.

CAPÍTULO III

RESULTADOS EXPERIMENTALES

RESULTADOS EXPERIMENTALES.

Los resultados que se obtuvieron en el desarrollo experimental del presente trabajo se presentan a continuación.

La figura 19 presenta las curvas patrón obtenidas al realizar ensayos de tensión a tres distintas velocidades, hasta ruptura, y a una temperatura de 20°C. En las curvas se señala el punto de fluencia del material, el cual se obtiene por el método de offset (0.2%). El punto de fluencia se convierte en el 0% de deformación plástica. El punto de fluencia en las 3 velocidades se encuentra a una deformación de 5.83% y una carga de 5125 kg/cm.².

Las tablas 2 a 4 muestran la fracción volumen de martensita ($f^{\alpha'}$) obtenida a diferentes porcentajes de deformación plástica, a tres distintas velocidades y a una temperatura de 20°C, y con los distintos métodos utilizados para la determinación de la cantidad de martensita.

Las tablas 5 a 7 presentan la influencia del porcentaje de deformación sobre la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$), siendo ésta el promedio entre balanza magnética y metalografía cuantitativa.

Las tablas 8 a 11 muestran la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) que se obtiene al variar la velocidad de deformación, manteniendo el porcentaje de deformación constante.

La tabla 12 contiene los resultados de la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) en función de la temperatura, para determinación de la temperatura M_d .

La tabla número 13 contiene la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) transformada a un porcentaje y velocidad de deformación constante, y variando únicamente la temperatura.

Las fotografías 1 a 8 muestran microestructuras representativas del acero inoxidable 304 a distintos porcentajes de deformación, temperaturas y velocidades de deformación.

La figura 20 presenta la gráfica de los datos de la tabla 11. En esta gráfica se puede observar que a una temperatura de 20°C ., la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) que se obtiene por deformación es de alrededor del 17%. La temperatura máxima a la cual se presenta se determina en la gráfica entre 50 y 55°C ., lo cual corresponde a la temperatura M_d del material.

La figura 21 muestra la relación de la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) en función del porcentaje de deformación a diferentes velocidades.

En la gráfica se observa que a deformaciones menores del 20% la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) que se obtiene es prácticamente la misma a las tres velocidades de deformación especificadas.

En la figura 22 se presenta la gráfica de la cantidad de martensita ($f^{\alpha'}$) en función de la velocidad de deformación.

Analizando la figura 23 se observa que para una deformación del 50% es necesaria una velocidad de deformación de 0.03 seg^{-1} para no obtener martensita inducida por deformación, para 35% de deformación una velocidad de 0.103 seg^{-1} , y a 25% la velocidad resulta de -0.02 seg^{-1} . Por lo tanto, para realizar deformaciones mayores del 10% es necesario hacerlas a velocidades mayores de $1 \times 10^{-1} \text{ seg}^{-1}$, para deformaciones menores de 10% es necesario llevarlas a cabo a velocidades bajas, menores a $1 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$, para tratar de obtener una cantidad de α' menor al 1.5%.

La figura 24 presenta la gráfica de los datos de la tabla 13,

en la cual se muestra la influencia de la temperatura en la cantidad de martensita (α') que se induce por una deformación; a temperaturas mayores de -30°C . y una deformación del 50%, y una velocidad de deformación de 10^{-5}s^{-1} .

En la fotografía 1 se muestra el material de llegada, el cual presenta una microestructura constituida por granos equiaxiales de austenita con un tamaño de grano ASTM 8. se observo que el material esta recocido y no muestra señales de deformación previa.

Las fotografías 2 a 5 presentan la microestructura del material con 10, 25, 35 y 50% de deformación plástica, en ellas se observa la deformación del grano de manera progresiva así como un incremento en el número de maclas y dislocaciones.

Las fotografías 6 y 7 muestran las microestructuras del material a 50% de deformación y temperatura ambiente pero a diferente velocidad de deformación. La fotografía 8 nos presenta la estructura a 50% de deformación, una velocidad de $1 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ y una temperatura de -20°C .

La fotografía 9 nos presenta la estructura de la foto 5 pero a 200X, realizada con impresora térmica en cuantificación metalográfica.

TABLA 2. Fracción volumen de martensita ($f^{\alpha'}$)
determinado por distintas técnicas:

Vel. Def. = $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

T = 20 °C.

FRACCION VOLUMEN DE MARTENSITA ($f^{\alpha'}$).

% Def	Balanza Magnética	Ferritoscopio	Rayos X	Metodo Cuantitativo*
0	0.00	0.00	0.00	0.00
10	1.00	1.00	0.00	1.25
25	4.68	2.98	7.67	4.97
35	6.61	4.50	8.45	6.60
50	18.20	8.33	11.50	17.01
Ruptura	58.76	38.05	41.45	61.63

* Quantimet II.

**TABLA 3. Fracción volumen de martensita ($r^{\alpha'}$)
 determinado por distintas técnicas.**

Vel. Def. = $1 \times 10^{-3} s^{-1}$

T = 20°C.

FRACCION VOLUMEN DE MARTENSITA ($r^{\alpha'}$).

% Def.	Balanza Magnética	Ferritoscopio	Rayos X	Metodo Cuantitativo*
0	0.00	0.00	0.00	0.00
10	1.00	1.00	0.00	1.42
25	4.61	2.38	5.95	4.96
35	5.89	4.12	7.14	6.18
50	12.24	6.66	9.95	13.03
Ruptura	21.89	14.32	41.45	22.98

* Quantimet II.

**TABLA 4. Fracción volumen de martensita ($f^{\alpha'}$)
 determinado por distintas técnicas.**

Vel. Def. = $1 \times 10^{-2} s^{-1}$

T = 20°C.

FRACCION VOLUMEN DE MARTENSITA ($f^{\alpha'}$).

% Def.	Balanza	Ferritoscopio	Rayos X	Metodo
	Magnética			Cuantitativo*
0	0.00	0.00	0.00	0.00
10	1.58	0.52	0.12	1.82
25	4.25	1.58	4.12	4.52
35	5.58	3.51	8.44	6.13
50	10.27	6.04	12.59	10.95
Ruptura	11.35	10.81	41.45	12.10

* Quantimet II.

TABLA 5. Influencia del % de deformación en la cantidad de martensita inducida por deformación ($f^{\alpha'}$).

Vel. Def. = $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

T=20°C.

% DEFORMACION	$f^{\alpha'} (\%)$ *
0.00	0.00
10.00	1.89
25.00	4.38
35.00	5.85
50.00	11.72
60.00	4.09

* Promedio de metalografía y balanza magnética.

TABLA 6. Influencia del % de deformación en la cantidad de martensita inducida por deformación ($f^{\alpha'}$).

Vel. Def. = $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

T=20°C.

% DEFORMACION	$f^{\alpha'} (\%)$ *
0.00	0.00
10.00	1.21
25.00	4.78
35.00	6.03
50.00	12.63
68.00	22.43

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

TABLA 7. Influencia del % de deformación en la cantidad de martensita inducida por deformación.

Vel. Def. = $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$
T = 20 °C.

% DEFORMACION	r^{α} (%)
0.00	0.00
10.00	1.20
25.00	4.82
35.00	6.75
50.00	16.60
65.00	60.19

TABLA 8. Cantidad de martensita en función de la velocidad de deformación.

Def. = 50%
T = 20 °C

Vel. Def. (seg ⁻¹)	r^{α} (%)
1×10^{-4}	16.60
1×10^{-2}	12.63
1×10^{-2}	10.61

TABLA 9. Cantidad de martensita en función de la velocidad de deformación.

Def. = 25%

T = 20°C

Vel. Def. (seg ⁻¹)	f ^{α'} (%)
1×10 ⁻⁴	6.75
1×10 ⁻³	6.03
1×10 ⁻²	5.85

TABLA 10. Cantidad de martensita en función de la velocidad de deformación.

Def. = 35%

T = 20°C

Vel. Def. (seg ⁻¹)	f ^{α'} (%)
1×10 ⁻⁴	4.82
1×10 ⁻³	4.78
1×10 ⁻²	4.38

TABLA 11. Cantidad de martensita en función de la velocidad de deformación.

Def. = 10%

T = 20°C

Vel. Def. (seg ⁻¹)	f ^{α'} (%)
1x10 ⁻⁴	1.20
1x10 ⁻³	1.21
1x10 ⁻²	1.89

TABLA 12. Cantidad de martensita en función de la temperatura para determinación de la temperatura Md.

Def. = 50%

Vel. Def. = 1x10⁻³s⁻¹

T (°C)	f ^{α'} (%)
20	17.45
25	14.23
30	8.64
35	4.27
40	1.45
45	0.69
50	0.38
55	0.00

TABLA 13. Cantidad de martensita en función de la temperatura.

Def. = 50%

Vel. Def. = $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

T (°C)	f ^{α'} (%)
100.00	0.00
50.00	0.38
45.00	0.89
40.00	1.45
35.00	4.27
20.00	17.45
-20.00	67.10

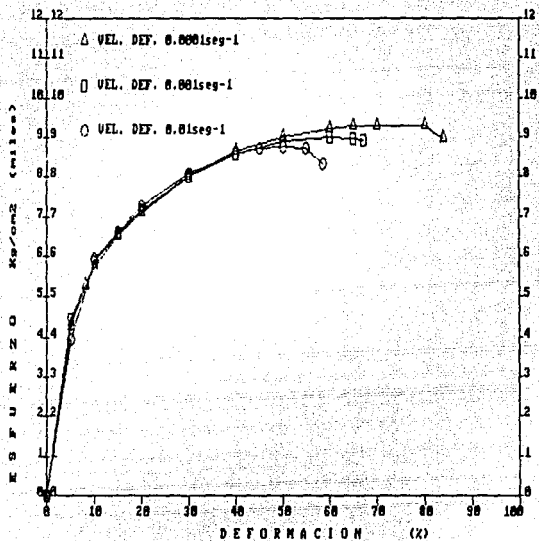


FIGURA 10. Curvas esfuerzo vs. deformación
 patron del acero inoxidable
 304 utilizado en el trabajo.

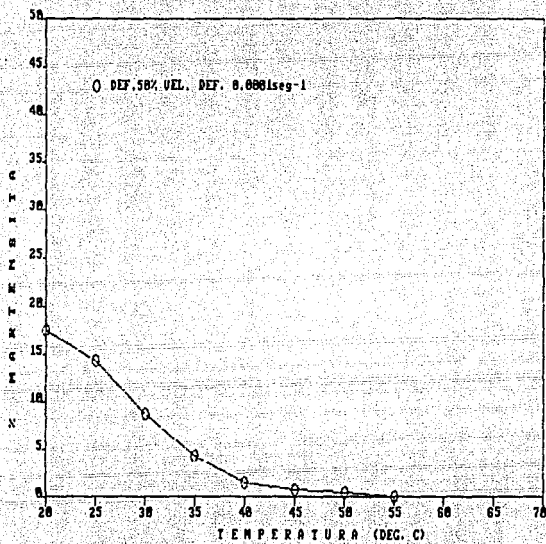


FIGURA 20. Gráfica de % de martensita vs. Temperatura para determinar la temperatura Md.

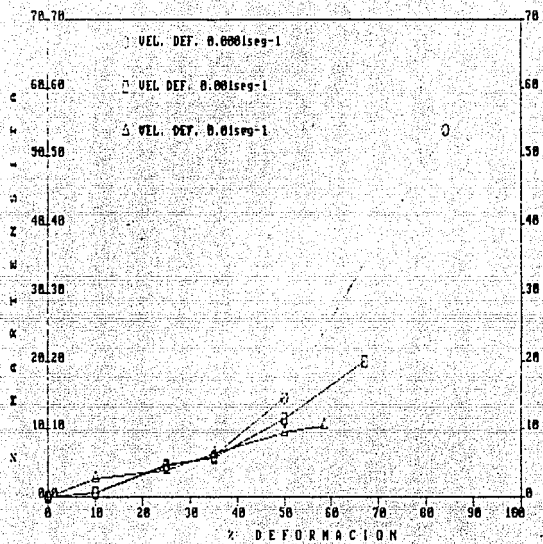


FIGURA 21. Gráfica de % de martensita vs. % deformación.

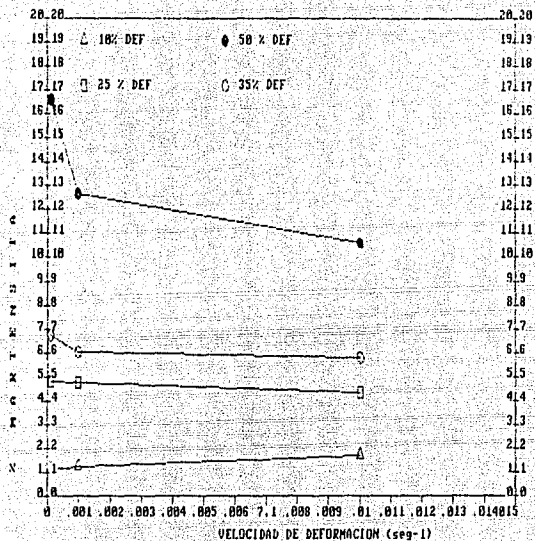


FIGURA 22. Gráfica de % de martensita vs. velocidad de deformación

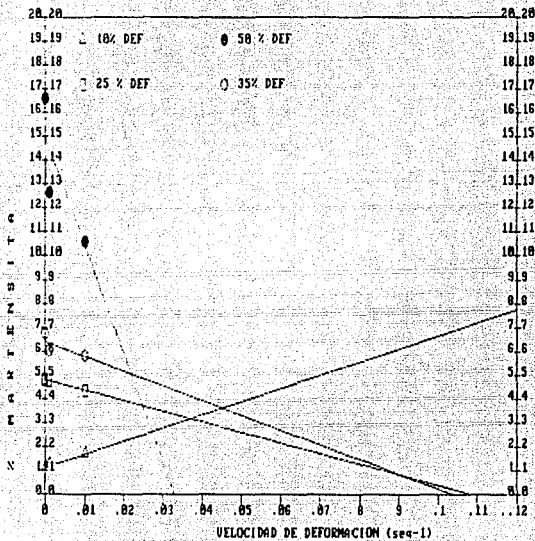


FIGURA 23. Gráfica de % de martensita vs.
 velocidad de deformación
 (regresión lineal).

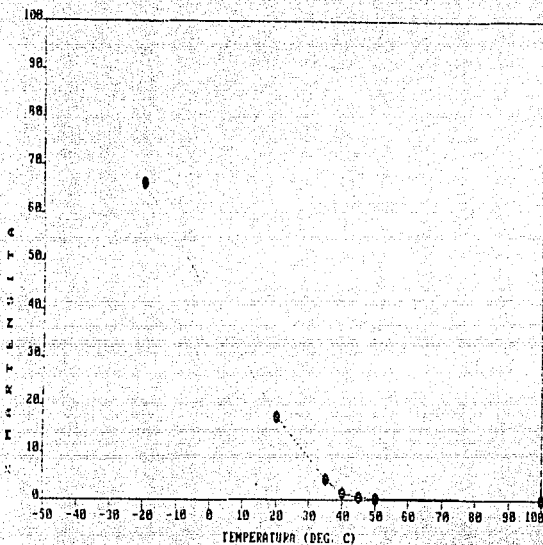


FIGURA 24. Gráfica de % de martensita vs. temperatura a 50% de deformación y 10^{-3} s⁻¹ de velocidad de deformación.



FOTO 1. Microestructura: Granos equiaxiales de Austenita (γ)

Tamaño de grano 9 A.S.T.M.

%c = 0%

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.



FOTO 2. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α') inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

$$\% \epsilon = 10\% \quad \% \alpha' = 1.25 \%$$

$$\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$$

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

*Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 3. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α') inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

% ϵ = 25% % α' = 4.0%

ϵ = 1×10^{-4} seg $^{-1}$

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 4. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α') inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

$$\% \epsilon = 35\% \quad \% \alpha' = 6.9'$$

$$c = 1 \times 10^{-4} \text{seg}^{-1}$$

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

*Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 5. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α') inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

$\% \gamma = 50\%$ $\% \alpha' = 17\%$

$\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{seg}^{-1}$

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

*Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 8. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α') inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

% ϵ = 50% % α' = 13%

$\dot{\epsilon}$ = 1×10^{-3} seg⁻¹

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 7. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α') inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

% ϵ = 50% % α' = 10.9°

$\epsilon = 1 \times 10^{-2} \text{seg}^{-1}$

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

*Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 8. Microestructura: Austenita (γ) (Martensita (α'))

Inducida por deformación en maclas y bandas de deslizamiento).

% ϵ = 50% % α' = 87.1*

$\dot{\epsilon}$ = 1×10^{-4} seg⁻¹

T = -20°C.

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

*Promedio Quantimet y Balanza Magnética.



FOTO 9. Fotografía Térmica: Austenita y α' inducida por deformación.

% ϵ = 50 % % α' = 17*

$c = 1 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$

Ataque: Acido oxálico al 10%.

Aumentos: 200x.

*Promedio Quantimet y Balanza Magnética.

CAPITULO IV

ANALISIS DE RESULTADOS

ANÁLISIS DE RESULTADOS.

De los resultados obtenidos en el presente trabajo se observa :

Cuando el material es deformado a un 10% con una baja velocidad de deformación (10^{-1} y 10^{-2} s⁻¹), la cantidad de martensita obtenida es prácticamente "cero". por otro lado, cuando la deformación se lleva a cabo a 10^{-2} s⁻¹ la cantidad de martensita que se transforma es ya importante (≈ 2%) figura 21. Staudhammer¹⁸ encuentra un comportamiento similar: A una velocidad de deformación de 10^{-1} s⁻¹ la martensita inducida por deformación no aparece sino hasta alcanzar una deformación de 15%, este comportamiento se relaciona directamente con la creación de bandas de corte, las cuales se favorecen a altas velocidades de deformación debido a la aparición de mas sitios de nucleación¹⁸. A bajas velocidades de deformación la cantidad de estos sitios de nucleación es menor , por lo que, para que la transformación ocurra se necesita de una mayor deformación capaz de generar los suficientes centros de nucleación .

En el rango de 10 a 30% de deformación la cantidad de martensita que se obtiene es prácticamente la misma (5%) a cualquier velocidad de deformación. En este caso la cantidad de deformación genera el número suficiente de centros de

nucleación y el calentamiento adiabático no es suficiente para inhibir la reacción.

Cuando la deformación es mayor a 30% y se realiza a una velocidad de 10^{-4} s⁻¹ la cantidad de martensita transformada (figura 22 y 23) es de 16%, mientras que para las otras dos velocidades (10^{-4} y 10^{-3} s⁻¹) la cantidad obtenida es de 12 y 11% respectivamente; este comportamiento puede explicarse considerando que la transformación se inhibe por el calentamiento adiabático que se presenta cuando el material es deformado a altas velocidades¹⁸ que provoca la estabilización de la fase austenítica¹⁹. Hecker¹⁹ encontró que a pequeñas deformaciones el calentamiento que se produce es aproximadamente de 1°C, mientras que a deformaciones grandes es del orden de 40°C lo cual provoca un cambio en la cinética de la reacción.

Staudhammer¹⁸ encontró que el punto de intersección de las curvas de alta y baja velocidad de deformación está en 25% de deformación, el valor de 30% que se encontró en el presente trabajo concuerda razonablemente, pudiendo atribuirse la diferencia a factores como el tamaño de grano, la composición del material, etc.

La influencia de la temperatura en la reacción se observa en la figura 24, la cantidad de martensita transformada es mínima a temperatura ambiente y aumenta considerablemente, foto 8, (50% a -20°C) por lo cual la cantidad de martensita inducida por deformación presenta una influencia inversa de la temperatura.

En la tabla 14⁽²⁰⁾ se presentan las velocidades de deformación que se emplean en la industria, las cuales son sumamente altas y por lo cual podría suponerse que la posibilidad de que la transformación martensítica ocurra es bajad sin embargo la inhibición de la reacción por el calentamiento adiabático no es absoluta, Staudhammer⁽²¹⁾ encontró que deformando a velocidades todavía más altas (shock loading) es posible obtener hasta aproximadamente 5% de martensita, la formación de esta fase también se lleva acabo en la intersección de bandas de corte, las que se incrementan con el aumento de la presión así como al disminuir la temperatura.

En los procesos industriales el de extrusión presenta una probabilidad mayor de que ocurra la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ ya que las condiciones de trabajo (baja velocidad de deformación, porcentaje de deformación grande, temperatura) son más adecuadas.

TABLA 14

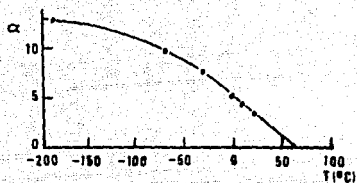
OPERACION	VELOCIDAD (s ⁻¹)
Ensayo de Tensión	2×10^{-4} a 2×10^{-4}
Prensa de Extrusión	0.01 a 10
Prensa Mecánica	0.5 a 5
Prueba de Impacto Charpy	10 a 20
Forja	10 a 30
Forja Explosiva	100 a 400

El incremento en el número de bandas de corte se observa en las fotos 1 a 5 y el efecto del calentamiento adiabático en las fotos 5 a 7 . Si consideramos que la nucleación de martensita se puede llevar a cabo en los defectos producidos por la deformación aplicada (transformación martensítica inducida por deformación) ó en los sitios donde nuclea la martensita obtenida térmicamente⁽²²⁾ (transformación martensítica asistida por esfuerzo) es necesario establecer el mecanismo por el cual ocurre en el presente trabajo ; para

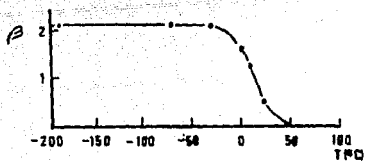
ello y considerando que solo en los ensayos realizados a -20°C es probable que la martensita asistida por esfuerzo se produzca pues a bajas temperaturas la temperatura M_s^{σ} (máxima temperatura a la cual la transformación es inducida por esfuerzos elásticos) aumenta. Los esfuerzos elásticos producidos son generados principalmente por el efecto autocatalítico de la reacción⁽⁴⁾.

La cinética de formación de martensita inducida por deformación⁽⁷⁾ (f^{α}) se puede representar por la ecuación $f^{\alpha} = 1 - \exp(-\beta[1 - \exp(-\alpha\epsilon)]^n)$ en la cual el parámetro α representa la velocidad de formación de bandas de corte y β la probabilidad de que una intersección forme un embrión de martensita, figura 25, ambas dependen de la temperatura, α depende además de la velocidad de deformación y por otro lado un incremento significativo en la temperatura, como resultado del calentamiento adiabático disminuye el parámetro β^n , se alimentaron los valores encontrados en este trabajo en dicha ecuación usando los valores de α y β reportados por Olson y Cohen⁽⁷⁾ encontrándose un valor de $n=7$.

La figura 26 (tabla 15) presenta la gráfica en donde se compara las curvas experimentales con la curva teórica utilizando $n=7$ como función de la deformación del material.



a



b

FIGURA 25. Parámetros α y β reportados por Olson y Cohen como una función de la temperatura.

TABLA 15. Cantidad de martensita inducida por deformación al evaluar la ecuación de Olson y Cohen en función de la cantidad de deformación.

$$\beta = 0.58$$

$$\alpha = 3.56$$

$$n = 7$$

ϵ	$f^{\alpha'}$ (%)
0	0
10	0.01
25	1.40
35	5.20
50	14.02
55	18.01
65	21.27
70	27.05
75	79.50
80	31.6

TABLA 16. Cantidad de martensita inducida por deformación al evaluar la ecuación de Olson y Cohen a diferentes temperaturas.

$n = 7$

$\epsilon = 0.5$

T (°C)	α	β	$f^{\alpha'} (\%)$
100	0.00	0.000	0.000
50	1.15	0.000	0.000
45	1.53	0.000	0.000
40	1.92	0.073	0.002
35	3.00	0.190	3.000
20	3.55	0.580	14.000
-20	5.76	1.900	71.000

La figura 27 (tabla 16) presenta la curva teórica y experimental con los resultados obtenidos a una deformación del 50% y diferentes temperaturas, en ambos casos las curvas experimentales se ajustan al comportamiento teórico por lo que es posible establecer que la transformación martensítica ocurre inducida por deformación siguiendo la forma de una función sigmoïdal.

Los distintos métodos utilizados para la determinación de la cantidad de martensita presentan discrepancia entre ellos (Tabla 2.3,4), solo la balanza magnética y la metalografía cuantitativa presentan resultados aproximados entre ellas, por ser la metalografía cuantitativa un método directo de cuantificación se presenta como el resultado mas confiable de determinación y por lo tanto la balanza magnética como método indirecto proporciona valores mas confiables que el ferritoscopio, el que al funcionar con campos manéticos inducidos provoca baja sensibilidad a contenidos de martensita pequeños. La difracción de rayos X presenta disparidad de resultados inclusive con el solo cambio de ecuaciones utilizadas.

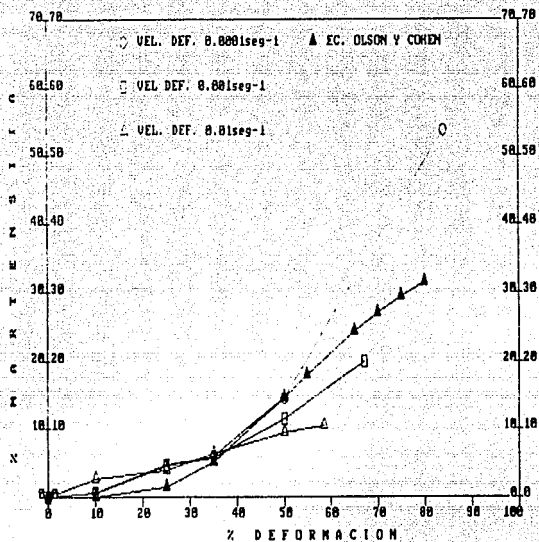


FIGURA 25. Comparación de la curva teórica obtenida de la ecuación de Olson y Cohen con las curvas experimentales.

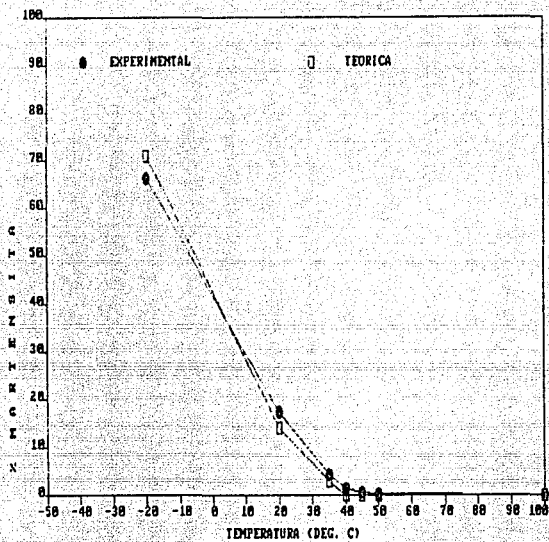


FIGURA 20. Comparación de la curva teórica obtenida con la ecuación de Olson y Cohen con las curvas experimentales a la misma deformación pero diferentes temperaturas.

CONCLUSIONES

CONCLUSIONES

- 1.- La temperatura M_d del acero inoxidable 304 estudiado se encuentra entre 50 y 53 °C.
- 2.- La transformación martensítica se puede encontrar en acero inoxidable 304 cuando el material se deforma más de un 10% y es del tipo de transformaciones inducidas por deformación.
- 3.- La nucleación de martensita ocurre principalmente en bandas de corte (maclas, líneas de deslizamiento, aplamientos, etc.) las cuales se producen durante la deformación del material.
- 4.- La cantidad de deformación influye de manera directa en la formación de martensita, mientras que la velocidad de deformación presenta una influencia directa a deformaciones menores del 25% y es inversa a deformaciones mayores del 25%. La temperatura presenta una relación inversa con la cantidad de martensita transformada.

5.- La cinética de la reacción de formación de martensita inducida por deformación sigue la forma de una función de tipo sigmoideal $f' = 1 - \exp(-\beta [1 - \exp(-\alpha \epsilon)]^n)$.

6.- El método más preciso y rápido para determinar la fracción volumen de martensita inducida por deformación es utilizando una balanza magnética.

BIBLIOGRAFIA

BIBLOGRAFIA.

1. - WAILEWSKI P. J.

Metallurgical Transactions. Vol 6A ,pag 1405. 1975.

2. - PETTY E. R.

Martensite Fundamentals and Tecnology.

Pergamon Press. N.Y. 1988.

3. - NISHIYAMA ZENJI

Martensitic Transformation.

Academy Press N.Y. First edition.1978.

4. - REED HILL R.E.

Phisical Metallurgy Principles.

D. van Nostrand Co. U.S.A. 1973.

5. - HECKER S.S. , STAUT M.G. , STAUDHAMMER

Metallurgical Transactions. Vol. 13A april , pag. 619.

1980.

6. - HECKER S.S. , STAUT M.G. , STAUDHAMMER

Metallurgical Transactions. Vol. 13A april , pag. 627.

1980.

7. - OLSON, G. B. AND COHEN, M.
Metallurgical Transaction. Vol. 6A, pag. 791. 1975.
8. - COOK D. C.
Metallurgical Transactions. Vol. 18A, pag. 201. 1987.
9. - J. KUNIYA, I. MASAOKA, AND R. SASAKI.
National Association of Corrosion Engineers. Vol. 44 No.1
pag. 21. January 1988.
10. - CHRISTIAN, J. W.
The Theory of Transformations in Metals and Alloys
Tome II. pag. 392-493. Pergamon Press, Oxford 1965.
11. - J. W. BROOKS, M. H. LORETTO AND R. E. SMALLMAN.
Acta Metalurgica. Vol. 27, pag. 1839. 1979.
12. - J. A. VENEABLES.
Physical Magnetism. 7:35. 1962.
13. - VERHOVEN, JOHN D.
Fundamentos de Metalurgia Fisica
Editorial Limusa. Primera Edición. 1987.

14. - B. LEHTINEN AND K. E. EASTERLING.
High Electron Microscopy.
P. R. Swann et al. . (Eds) Academic Press. pag. 211. 1974.
15. - STAUDHMMER , C. E. FRANTZ, S.S. HECKER.
Los Alamos Scientific Laboratory Report. 1982.
Los Alamos N.M 87545
16. - T. ANGEL J.
Iron Steel Institute. Vol.177, pag. 165. 1954.
17. - W. W. GERBERICH, G. THOMAS, E. R. PARKER
Proc. Second Institute Cpef. on Strength of Metals.
Alloys pag. 894. Asiloman, California. August 1970.
18. - J. R. PATEL AND COHEN.
ACTA MET. Vol. 1, pag. 531. 1953.
19. - G. W. POWELL, E. R. MARSHALL, AND W. A. BOCKOFEN.
Tans. A. S. M. Vol. 50. pag. 479. 1958.
20. - DIETER, GEORGE E.
Mechanical Metalurgy.
McGraw-Hill. Second edition. 1984.

21. - AZERIN , M. AND G. B. OLSON

Metallurgical Transactions. Vol. 9A. pag. 713. 1978.

22. - OLSON G. B. AND COHEN MORRIS.

Metallurgical Transactions. Vol. 9A. pag. 1907. 1982.