



11161 3-4
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLÁN

"APLICACIÓN DE LOS DIAGRAMAS TTT PARA EL CONTROL DE LA
ZONA AFECTADA POR EL CALOR POR SOLDADURA EN LOS
ACEROS HERRAMIENTAS"

T E S I S
PRESENTADA:
PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN INGENIERÍA
POR
SERGIO DE MORAES BENITEZ

ASESOR DE TESIS: M. en C. L. HECTOR ENRIQUE CURIEL REYNA

1997

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



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 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.



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES-CUAUTITLÁN

COORDINACIÓN GENERAL DE ESTUDIOS DE POSGRADO

CARTA DE VOTOS APROBATORIOS

Coordinación General de Estudios de Posgrado
FES - Cuautitlán
Presente.

Por medio de la presente nos permitimos comunicar a usted que revisamos la tesis
titulada "APLICACION DE LOS DIAGRAMAS TTT PARA EL CONTROL DE LA ZONA AFECTADA
POR EL CALOR POR SOLDADURA EN LOS ACEROS HERRAMIENTA".

que presenta el (la) alumno (a) SERGIO DE MORAES BENITEZ

con Núm. de cuenta 8281932-7 N° Exp. 46705

para obtener el grado de MAESTRO EN INGENIERIA (METAL-MECANICA)

Considerando que dicha tesis reúne los requisitos necesarios para ser discutida en el
Examen de Grado correspondiente, otorgamos el voto aprobatorio.

Atentamente
"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"

_____ a _____ de _____ de 19 _____

NOMBRE DE LOS SINODALES

PRESIDENTE: DRA. MARIA CRISTINA PIRA BARBARA

VOCAL: DRA. MARIA ELENA VILLA FUERTE CASTREJON

SECRETARIO M. en I. HECTOR ENRIQUE CUIEL REYNA

1er. SUPL. M. en I. RAUL ANGEL LUCIDO DE LA PARRA

2do. SUPL. M. en I. MARCO ANTONIO ALARCON RAMIREZ

M. Pira
M. Elena Villa Fuerte
Hector Enrique Cuiel Reyna
Raul Angel Lucido de la Parra
Marco Antonio Alarcon Ramirez

AGRADECIMIENTOS

A MI ESPOSA: Guadalupe, por su Dedicación, Temura, Paciencia y Apoyo, pero sobre todo, por su Amor, que me permite seguir adelante sin claudicar y ser feliz.

A MIS HIJOS: Sergio Iván y Nicole Ariane, porque son la Luz que me ilumina y me hace luchar contra las adversidades, por la Alegría inmensa que trajeron a mi vida.

A MI PAPÁ: Por su ejemplo de Honestidad, Rectitud y Honradez; por haber hecho de mí un hombre trabajador y ser lo que ahora soy.

A MI MAMÁ: Por su Amor, Bondad y Paciencia; por su sacrificio por dejarme ser un hombre feliz.

A MIS HERMANOS: Octavio, Patricia, José y Eduardo, porque en todo momento he contado con su apoyo y por la unión que siempre hemos tenido.

A MIS AMIGOS: Por los gratos momentos que hemos compartido.

A LA UNAM: Por darme la oportunidad de superarme y ser mejor.

A MIS PROFESORES: Por compartir sus conocimientos conmigo; en forma muy especial, agradezco al Dr. Francisco Esparza Herrada, por su disposición para transmitirme sus vastos conocimientos y ser el autor de la idea original de este trabajo.

A MI ASESOR: M. en I. Enrique Curiel, por su amistad y su apoyo, pero sobre todo, por su confianza.

A DIOS: Por darme la vida y la oportunidad de vivirla.

INDICE

INTRODUCCION	1
OBJETIVOS	5
CAPITULO I Tratamiento Térmico de los Aceros Herramienta	6
1.1. Generalidades.....	6
1.2. Principios de Tratamiento Térmico.....	7
1.2.1. Transformaciones durante el Calentamiento.....	9
1.2.2. Transformaciones durante el Enfriamiento.....	12
1.3. Recocido.....	20
1.3.1. Recocido Total.....	21
1.3.2. Recocido de Esferoidización.....	22
1.3.3. Recocido de Relevado de Esfuerzos ó Subcrítico.....	22
1.4. Normalizado.....	23
1.5. Endurecimiento.....	23
1.6. Temple.....	26
1.7. Revenido.....	27
1.8. Austemper.....	28
1.9. Martemper.....	29

CAPITULO II. Efecto y Propósito de los elementos de Aleación en los Aceros

Herramienta.....	31
2.1. Generalidades.....	31
2.2. Clasificación de los Elementos de Aleación.....	32
2.3. Influencia de los Aleantes sobre el Diagrama Fe-Fe ₃ C.....	35
2.4. Efecto de los Aleantes sobre las Propiedades Mecánicas en condiciones de Recocido.....	37
2.5. Efecto de los Aleantes en la Respuesta al Calentamiento para Endurecimiento.....	38
2.5.1. Formación de Austenita.....	39
2.5.2. Carburos sin Disolver.....	40
2.5.3. Intervalo de Solución de Carburos.....	41
2.5.4. Tamaño de Grano.....	42
2.6. Efecto de los Aleantes en la Respuesta al Enfriamiento desde la Temperatura de Endurecimiento.....	43
2.6.1. Transformación Isotérmica.....	45
2.6.2. Ms y Austenita Retenida.....	48
2.7. Efecto de los Aleantes en el Revenido.....	49

CAPITULO III. Soldadura de los Aceros Herramienta.....

3.1. Generalidades.....	51
3.2. Aspectos Metalúrgicos de la Soldadura.....	52
3.3. Clasificación y Soldabilidad de los Aceros Herramienta.....	56

CAPITULO IV. Parte Experimental.....	61
4.1. Planteamiento del Problema.....	61
4.2. Procedimiento Experimental.....	70
4.2.1. Selección de Aceros para la Investigación.....	70
4.2.2. Preparación de Probetas.....	74
4.2.3. Tratamiento Térmico.....	75
4.2.4. Sujeción de las Probetas.....	79
4.2.5. Aplicación del Cordón de Soldadura.....	79
4.2.6. Mapeo de Microdurezas y Análisis Metalográfico.....	80
CAPITULO V. Planteamiento de Experimentos.....	82
5.1. Pruebas Preliminares.....	82
5.1.1. Análisis y Discusión de Pruebas Preliminares.....	93
5.1.2. Conclusiones de Pruebas Preliminares.....	94
5.2. Desarrollo de Experimentos.....	95
5.2.1. Análisis y Discusión de Resultados.....	114
5.2.2. Conclusiones.....	116
5.3. Investigaciones Futuras.....	118
BIBLIOGRAFIA.....	120

INTRODUCCION

En todos aquellos casos donde se requieren características de alta dureza, alta tenacidad, baja deformabilidad, resistencia al desgaste ó estabilidad a esfuerzos mecánicos elevados aún a altas temperaturas, es decir, cuando las piezas están sometidas a sollicitaciones mecánicas severas, se utilizan los llamados Aceros Herramienta. Estos aceros tienen como denominador común una muy alta templabilidad y elevado contenido de aleantes, independientemente de su contenido de carbono que normalmente es superior a 0.60%. (14)

En función de los requerimientos y del precio que se esté dispuesto a pagar, se han desarrollado una gran cantidad de aceros que pueden entrar en esta clasificación y, asimismo, una gran variedad de aplicaciones de los mismos. En muchas de éstas, sobre todo cuando se trata de piezas grandes, es necesaria la reparación de los aceros herramienta después de periodos variables de trabajo en virtud de sus altos costos de reposición, ya sea por desgaste, cambios de diseño, fallas debidas a tratamientos térmicos defectuosos, roturas, sobrecarga y/o manejo inadecuado de las herramientas. Indudablemente, el procedimiento para llevar a cabo estas reparaciones es el de soldadura por arco eléctrico. (3, 5, 17, 20, 21, 22, 39)

Sin embargo, así como hay una gran variedad de composiciones químicas diferentes de aceros herramienta, existe una variedad casi tan grande de recomendaciones para

soldarlos. Aunque la investigación sobre el tratamiento térmico de los aceros herramienta se encuentra en un estado de avance notable, la investigación en la soldadura de los mismos no ha seguido el mismo ritmo puesto que la mayoría de las recomendaciones han sido generadas en la práctica empírica. Existen pocos estudios sobre las transformaciones estructurales que sufren estos aceros cuando son sometidos a los ciclos térmicos propios de la soldadura y tampoco se conoce el efecto de la estructura previa sobre las estructuras resultantes en la zona afectada por el calor (ZAC), así como el efecto del precalentamiento y postcalentamiento en dichas transformaciones, lo que provoca que en muchas ocasiones se generen fallas súbitas debidas a procedimientos defectuosos de soldadura. Esto da como resultado la nula confiabilidad de piezas fabricadas en aceros herramienta y que han sido soldadas, utilizándose la soldadura como un remedio temporal para la espera de una pieza nueva y no como una solución definitiva. (1, 2, 4, 6, 7, 8, 23, 35, 42, 43)

Entre las diferentes recomendaciones encontradas en la literatura para la soldadura de los aceros herramienta, podemos citar las siguientes:

- Estos aceros deben soldarse en estado recocido para eliminar problemas metalúrgicos y facilitar el procedimiento de soldadura. (3, 20, 21, 22)
- Estos aceros se pueden soldar en la condición de temple y revenido siempre y cuando la temperatura de precalentamiento no sea superior a la temperatura de

revenido del material. (20, 21, 22)

- Estos aceros deben soldarse con precalentamiento y, sin dejarlos enfriar, continuar con un tratamiento térmico de recocido de difusión por 20 horas. (3)
- Estos aceros deben soldarse con precalentamiento, dejar enfriar y, posteriormente, dar un tratamiento térmico de revenido. (5, 21)
- Estos aceros pueden soldarse recocidos o endurecidos, usualmente sin pre o postcalentamiento. (17)

Al soldar estos aceros es recomendable el martillado de los cordones, ya que se refina el grano, aumenta la ductilidad, se contrarestan las tensiones generadas por la solidificación del cordón de soldadura, se previenen fisuras y se relevan esfuerzos. (3, 5, 21, 22)

Si aceptamos que la soldabilidad no es una propiedad intrínseca de los aceros, entenderemos por soldabilidad al hecho de conseguir soldaduras sin defectos de continuidad, con características metalúrgicas y mecánicas similares a las del metal base, que nos garanticen que la pieza soldada no tenderá a fallar en la ZAC durante el transcurso de su vida útil. En otras palabras, lo que se pretende es controlar de una manera eficaz las transformaciones de los aceros herramienta en la ZAC, la cual es muy

compleja en éstos debido a su alta templabilidad. Se propone una técnica o procedimiento de soldadura basada en los diagramas TTT de cada acero, consistente en establecer barreras térmicas (precalentamiento) a temperaturas superiores a la línea Ms, con temperaturas de postcalentamiento que serán función de la estructura final deseada en la zona afectada por el calor.

OBJETIVOS

Los objetivos de esta investigación son los siguientes:

- 1) Proponer, describir y clasificar las diferentes zonas que componen la zona afectada por el calor en función de las transformaciones estructurales de los aceros herramienta.
- 2) Proponer una clasificación de los aceros herramienta de acuerdo a su contenido de aleantes y temperatura de precalentamiento mínima para ser soldados.
- 3) Estudiar el efecto de la estructura metalográfica previa del metal base sobre las estructuras resultantes en la zona afectada por el calor.
- 4) Determinar la importancia y las temperaturas apropiadas de pre y postcalentamiento en la soldadura de aceros herramienta.
- 5) Proponer una técnica específica para soldar aceros herramienta en base a la aplicación de los diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) de los mismos.

CAPITULO I

TRATAMIENTO TERMICO DE LOS ACEROS HERRAMIENTA

1.1. GENERALIDADES

En virtud de que los aceros herramienta tienen composiciones químicas muy diversas, sus tratamientos térmicos son vastos, complejos e interesantes. Los intervalos de temperaturas usadas para los tratamientos térmicos de los aceros herramienta son quizás de los más amplios para cualquier producto de la metalurgia, ya que van desde temperaturas subcero, usadas en tratamientos especiales para promover la estabilización dimensional, hasta temperaturas de 1315°C, utilizadas en tratamientos térmicos de aceros de alta velocidad. Así mismo, para todos los tipos de aceros herramienta habrá variaciones en métodos de temple y velocidades de enfriamiento. Por ejemplo, la profundidad de temple en los aceros herramienta al carbono es baja, aún cuando se haga en salmuera que es el medio de temple más severo, mientras otros aceros herramienta de alta aleación pueden templarse al aire calmado y obtener dureza máxima en todo su volumen. Las temperaturas de los medios de temple también varían en un amplio intervalo. El agua y la salmuera se mantienen normalmente a la temperatura más baja posible; en otros casos, el medio de temple puede alcanzar temperaturas de hasta 540°C a 590°C y se usa para aceros de alta aleación. El intervalo de las temperaturas de revenido también es grande. Los aceros herramienta al carbono y los de baja aleación se revienen por abajo de 150°C, mientras que los aceros rápidos y los de trabajo en caliente

se revienen a temperaturas tan altas como 590°C a 650°C, realizándose en ocasiones doble y hasta triple revenido. (14, 15, 16, 18, 19, 34)

El carbono es el elemento más importante para controlar las propiedades de los aceros herramienta, a pesar del hecho de que muchos aceros deben sus propiedades especiales a la presencia de ciertos elementos de aleación. Un cambio en el porcentaje de carbono de varios puntos en la mayoría de los aceros herramienta, ejercerá una gran influencia en las propiedades mecánicas de los mismos después del tratamiento térmico, comparado con un cambio similar, igual ó más grande, en el porcentaje de cualquier otro elemento de aleación presente. El porcentaje de carbono en los aceros herramienta debe, por consiguiente, ser controlado muy estrechamente. Por ejemplo, se hacen muchos aceros con porcentajes de carbono muy altos para aumentar la resistencia a la abrasión; si se baja el porcentaje del mismo, se pierde el propósito final de la herramienta. Por ello, es importante controlar el contenido superficial del carbono durante todo el proceso de tratamiento térmico. (14, 15, 16, 18, 19, 34)

1.2. PRINCIPIOS DE TRATAMIENTO TERMICO

La base para el tratamiento térmico de todos los aceros es el hecho de que, cuando se calientan, se produce un cambio estructural. La mezcla de ferrita y carburo que existe en el acero a bajas temperaturas, se transforma en austenita al pasar la temperatura crítica durante el calentamiento. La austenita disuelve mayor cantidad de carbono que la ferrita y, durante el enfriamiento desde la temperatura del tratamiento térmico, el tamaño y

distribución del agregado de ferrita-carburo se puede controlar a través del procedimiento de enfriamiento. Controlando la distribución de ferrita y carburos, podemos obtener la mayor variación posible de propiedades mecánicas en los aceros. (14, 15, 33, 36)

El fenómeno de la formación de austenita en el calentamiento, así como la formación subsecuente de un agregado controlado de ferrita y cementita durante el enfriamiento, se representan básicamente por dos diagramas: (36)

- 1) El diagrama Hierro-Carburo de Hierro (Fe-Fe₃C), mostrado en la figura 1-1.
- 2) La curva TTT (Tiempo-Temperatura-Transformación), mostrada en la figura 1-2.

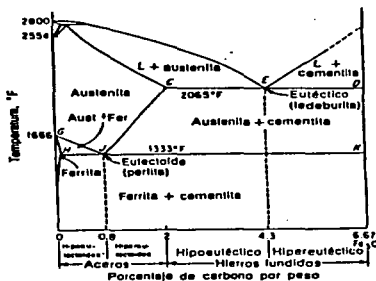


FIG. 1.1 Diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro marcado con los nombres comunes para las estructuras

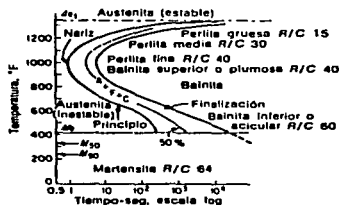


FIG. 1.2 Diagrama de Transformación Isotérmica de un acero eutectoide

Ambos diagramas son útiles para predecir las estructuras que se obtienen a través de una combinación de ciclos de calentamiento y enfriamiento.

1.2.1. TRANSFORMACIONES DURANTE EL CALENTAMIENTO

Al calentar a elevadas temperaturas una serie de aceros con diferentes porcentajes de carbón, se obtienen una serie de temperaturas de transformación que, combinadas con los resultados de investigaciones dilatométricas y metalográficas, producen el diagrama Hierro-Carbono. Este diagrama indica las fases o estructuras estables a cualquier combinación de temperatura y porcentaje de las aleaciones Hierro-Carbono. Por ejemplo, en base a la figura 1-3, observamos que un acero con 0.8% de carbono y a

870°C tendrá una estructura de 100% austenita, mientras que a la misma temperatura un acero con 1.30% de carbono está compuesto de austenita más una cierta cantidad de cementita ó carburo. (14, 15, 16, 36)

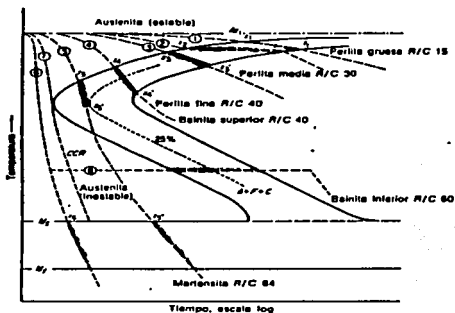


FIG. 1.3 Curvas de enfriamiento superpuestas en un diagrama hipotético TTT para un acero eutectoide. La porción de hachurado en la curva de enfriamiento indica la transformación.

Con respecto a los aceros herramienta, que normalmente contienen sobre 0.6% de carbono (aunque la mayoría contiene de 0.90% a 1.1% C), la austenita empieza a formarse a una temperatura aproximada de 725°C. Sin embargo, cuando el contenido de carbono se incrementa sobre los rangos indicados, se deben usar temperaturas más altas en los tratamientos térmicos para disolver los carburos y lograr una austenita más homogénea. (14)

En principio, el diagrama fierro-carbono debe considerarse inadecuado cuando se estudian aceros aleados. Es verdad que una gran cantidad de aceros herramienta tienen altos contenidos de aleantes, sin embargo, los aceros al carbono son la base para discutir todos los demás aceros; así, el diagrama fierro-carbono es la base para el conocimiento de las transformaciones que ocurren no sólo en los aceros al carbono sino en otros aceros también. (14, 15, 16, 36)

Prácticamente todos los aceros herramienta son hipereutectoides y, si consideramos que sus contenidos de aleantes son elevados, cuando la ferrita y el carburo reaccionan al calentamiento para formar austenita no todos los carburos existentes se disuelven hasta que se alcanzan temperaturas mayores a aquellas en que se inicia la transformación. Muchos aceros herramienta se caracterizan por una cierta cantidad de carburos sin disolver, porque las temperaturas para una dilución completa de carburos no se usan en la práctica comercial. (14, 15, 16, 36)

Cuando se eleva la temperatura más allá de la línea A_{cm} , el diagrama indica que la austenita pura debe ser la única fase presente en el acero. Sin embargo, esto no ocurre al momento exacto del calentamiento sobre la línea A_{cm} , y en algunos casos es necesario mantener el acero a temperaturas sobre 925°C para alcanzar una homogenización total de la austenita con respecto a las partículas de carburo. Esto implica que el diagrama se puede aplicar sólo cuando se alcanza el estado de equilibrio. En la mayoría de los procesos metalúrgicos que involucran calentamiento de metales sólidos, nunca se alcanza instantáneamente el equilibrio, por lo tanto, se utilizan tiempos largos a

temperatura así como calentamientos y enfriamientos lentos para acercarnos lo suficiente al equilibrio para fines prácticos. (14, 15, 16, 36)

Los procesos comerciales de calentamiento no se hacen a velocidades lentas y, por consiguiente, cuando se alcanza una temperatura de 725°C puede no existir austenita aunque así lo indique el diagrama, es decir, con el incremento en la velocidad de calentamiento la temperatura a la que la transformación a austenita ocurre se eleva. La temperatura mínima a la que se puede iniciar la transformación a austenita en el calentamiento es de 725°C, que se considera la temperatura crítica de equilibrio. (14, 15, 16, 36)

1.2.2. TRANSFORMACIONES DURANTE EL ENFRIAMIENTO

Se puede aplicar una lógica similar a problemas de enfriamiento del acero desde el rango de temperaturas de austenita ó austenita más carburo. El diagrama de equilibrio fierro-carbono indica que al enfriar un acero que contenga 0.8% a 0.9% de carbono, la austenita debe descomponerse para formar ferrita y carburo a una temperatura de 725°C. Si se ha formado una austenita homogénea por calentamiento a una temperatura sobre la línea A_{cm} y se ha disuelto una gran cantidad de carburo, la precipitación de cementita en el enfriamiento tendrá una gran tendencia a producirse en los límites de grano de la austenita. Sin embargo, si no se ha disuelto el carburo completamente y quedan cantidades grandes en forma de partículas esféricas en toda la matriz, la precipitación del carburo se producirá en estos puntos preestablecidos y la red de cementita no se formará

alrededor de los límites de grano de austenita. (14, 15, 16, 36)

La transformación de austenita a ferrita y carburo en el enfriamiento no se produce a 725°C como lo indica el diagrama de equilibrio porque hay un "retraso" similar al que se discutió en la formación de austenita durante el calentamiento. Si se enfriara un acero a la velocidad más baja posible, la transformación de austenita a ferrita y carburo se produciría, probablemente, entre 710°C y 720°C. Por lo tanto, bajo cualquier condición normal de enfriamiento comercial, la transformación se llevará a cabo por debajo de los 705°C. Al incrementarse la velocidad de enfriamiento, la temperatura a la que la transformación se produce es mucho menor a la que indica el diagrama de equilibrio Fierro-Carbono. La cantidad del "retraso" en el enfriamiento es más grande que el que ocurre en el calentamiento. (14, 15, 19, 41)

La mejor manera de comprender este fenómeno es mediante el estudio de los diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) de los aceros (fig. 1.2). El lado izquierdo de la curva indica el tiempo al cual la austenita se empieza a transformar a cualquier temperatura y el lado derecho de la curva indica el tiempo al cual la transformación se completó, así como la estructura formada. (36)

Las estructuras que se producen a diferentes temperaturas de transformación son de especial importancia e interés. Si el acero consiste de austenita homogénea antes del enfriamiento (austenita sin ningún carburo o exceso de carbono presente), en todo el rango de temperaturas entre 725°C y 540°C la perlita laminar es el producto de la

transformación. A temperaturas cercanas a la crítica, la distancia entre las placas del carburo en la perlita, llamado espacio de la perlita, es relativamente grande y, por consiguiente, el producto es relativamente suave, teniendo una dureza de alrededor de 10 a 15 Rc. Sin embargo, cuando se baja la temperatura de transformación, el espacio interlaminar de la perlita disminuye y el producto se vuelve más duro, subiendo a un valor de dureza de 40 a 45 Rc a una temperatura cuya velocidad de transformación es más rápida. A esta parte de la curva, en la cual se indica el rango más rápido de transformación, se le conoce como "nariz" de la curva. En este punto se encuentra la velocidad crítica de transformación. (16, 33, 36, 41)

A temperaturas por abajo de la "nariz", la perlita laminar no se forma pero en su lugar se forma un producto acicular que es una mezcla fina de ferrita y carburo, el cual se conoce como bainita. La bainita tiene una dureza que aumenta conforme la temperatura de transformación disminuye en un rango que va de 45 a 60 Rc. Resulta obvio que la formación de la perlita ocurre en tiempos cortos y a la temperatura de la "nariz" de la curva, por lo que, si se desea la formación de bainita, el acero debe enfriarse a una velocidad sumamente rápida por abajo de esta temperatura crítica y al rebasarla deberá detenerse o retardarse el enfriamiento. Si se hace esto, es posible suprimir completamente la formación de perlita y retener austenita a bajas temperaturas, la cual se transformará a bainita o martensita. (14, 15, 16, 33, 36, 41)

Si el enfriamiento se continúa, entonces la austenita empezará a transformarse en martensita a aproximadamente 205°C para un acero con 1.00% de carbono. Esta

martensita, que es el principal constituyente de un acero totalmente endurecido, consta de numerosas placas microscópicas, cada una de las cuales está formada a partir de la austenita original por un proceso de cizallamiento rápido en menos de un millonésimo de segundo. La martensita tiene una celda unitaria tetragonal de cuerpo centrado (en contraste a la celda cúbica de cuerpo centrado de la ferrita) y tiene la misma composición química de la austenita original. La martensita sólo se forma cuando la temperatura del acero disminuye y, si el enfriamiento se detiene, la transformación se detendrá para propósitos prácticos. Se requiere de un nuevo enfriamiento para que la transformación a martensita se reinicie. (14, 15, 16, 33, 36, 41)

La temperatura a la cual la austenita empieza a transformarse en martensita con el enfriamiento es conocida como Ms. Por abajo de esta temperatura en el enfriamiento, la formación de la martensita continúa hasta temperatura ambiente o hasta temperaturas subcero; eventualmente, se consume toda la austenita remanente hasta llegar a una segunda temperatura designada como punto Mf. El resultado de la dureza en el temple es una función del contenido de carbono en la martensita (heredado de la austenita) y la cantidad de austenita suave retenida durante la realización del enfriamiento. (14, 15, 16, 33, 36, 41)

La austenita retenida después del proceso de enfriamiento ha sido un asunto de discusión en años recientes. La austenita retenida es inestable y puede transformarse a martensita bajo la influencia del trabajo en frío o deformación, durante las operaciones de revenido ó simplemente durante un tratamiento de envejecimiento a temperatura ambiente,

causando un cambio dimensional inesperado, fragilidad o agrietamiento. En otro casos, con porcentajes elevados de austenita retenida se puede lograr que la dureza final del acero sea más baja por la transformación de la austenita retenida a un producto más blando que la martensita durante operaciones subsecuentes de revenido. La cantidad de austenita retenida depende, principalmente, de la temperatura M_s y la temperatura del baño de temple. Entre más alto es M_s , es más baja la cantidad de austenita retenida para una temperatura dada del baño de temple. La temperatura M_s es entonces función de la composición del acero (principalmente del contenido de carbono, que al aumentar disminuye M_s) y de la temperatura de austenitización. (14, 15, 16, 33, 36, 41)

Hay varias mezclas de estructuras que se pueden obtener por un enfriamiento a ciertas velocidades específicas o por el uso de combinaciones de tiempos y temperaturas de permanencia, seguidas por diferentes velocidades de enfriamiento, como se observa en la figura 1.3. (36)

1.2.3. SOBRECALENTAMIENTO POR ABAJO DE LA TEMPERATURA CRÍTICA

Si cualquiera de las estructuras descritas anteriormente se sobrecalienta, se produce un cambio radical. Este cambio, independientemente de la estructura inicial, casi siempre implica una disminución en la dureza del acero. Si la estructura inicial consta de carburos completamente precipitados (como en la perlita o la bainita), la estructura tenderá a esferoidizarse, dependiendo sólo de la difusión del carbono en la ferrita. La

velocidad de este proceso de esferoidización, por consiguiente, se incrementa rápidamente con el aumento de temperatura y el proceso depende del tiempo. (14, 15, 16, 33, 36, 41)

El revenido de la estructura martensítica, en la que no se precipita el carburo completamente, es más complejo. La martensita es un sistema cristalino tetragonal centrado en el cuerpo que contiene un considerable exceso de carbono "en solución", así como diminutas partículas de carburos. Además, prácticamente todos los aceros herramienta templados contienen cantidades apreciables de austenita retenida (hasta 30% inclusive). (14)

La sucesión de cambios estructurales que ocurren en el revenido se presentan esquemáticamente en la fig. 1.4, que también presenta los cambios de dureza encontrados en el revenido de aceros con 0.40%, 0.80% y 1.40% de carbono. Al calentar a 66°C por una 1 hr, la estructura tetragonal centrada en el cuerpo de la martensita comenzará a liberar el carbono mantenido en solución sobresaturada, lo que permite a la red cristalina reducir su tetragonalidad, dando por resultado una contracción general en el volumen. En el rango de temperaturas hasta 205°C, este carbono tiende a precipitar dentro de los granos de martensita en la forma de un carburo de hierro hexagonal de transición, llamado carburo epsilon. El interés de esta transformación es el incremento en la dureza o, al menos, el retardo del ablandamiento del acero, debida a la fina precipitación inicial del carburo epsilon, efecto que se mantiene en el rango de revenido de 120°C a 150°C. Esta reacción, en la cual gradualmente se reemplaza la

martensita primaria de alto carbono por martensita de bajo carbono y carburo épsilon, se conoce como la primer etapa de revenido. (14)

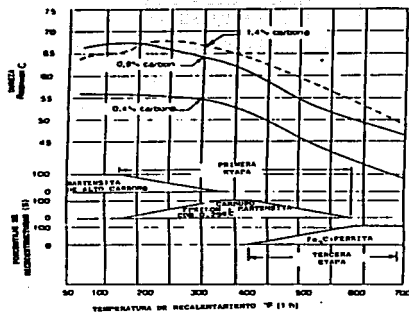


FIG. 1.4 Cambios estructurales y de dureza durante el revenido de aceros al carbono

Con calentamientos arriba de 205°C, inicia la precipitación de cementita (Fe_3C), que gradualmente reemplaza al carburo épsilon en la matriz de martensita. De 230°C a 290°C, esta cementita forma películas largas y delgadas en los límites de grano de la martensita, que se cree son responsables de la baja tenacidad de los aceros en este rango de temperaturas. De 290°C a 540°C, la cementita gradualmente nuclea y crece, eliminando el carbono de la matriz hasta que se vuelve ferrita cúbica de cuerpo centrado. Esta precipitación y crecimiento de cementita, acompañada por una contracción y

ablandamiento más rápido, se conoce como la tercera fase del revenido. Los aceros herramienta de media y alta aleación, al revenirse a temperaturas arriba de 540°C, introducen una cuarta fase del revenido, en la que la cementita se disuelve en la matriz de ferrita de alta aleación y se precipitan carburos complejos de los aleantes presentes simultáneamente. Se cree que esta precipitación de carburos aleados, junto con la transformación de la austenita retenida descrita anteriormente, es la responsable del endurecimiento secundario en aceros herramienta de alta aleación. (14)

La segunda fase de revenido implica la transformación de austenita retenida a bainita o martensita, dependiendo de la composición y tratamiento del acero. Esta fase puede ocurrir simultáneamente con cualquiera de las fases mencionadas de descomposición de martensita y siempre da por resultado una expansión del material que se opone a las contracciones debidas a dicha descomposición. Para evitar confusiones, es conveniente designar a los productos de la transformación de la austenita retenida en el revenido como "bainita secundaria" y "martensita secundaria", con el fin de distinguirlas de fases similares formadas durante el enfriamiento inicial desde la temperatura de austenitización. (14)

Finalmente, es importante mencionar las tensiones que se producen cuando ocurren las transformaciones mencionadas anteriormente. Cuando la austenita se transforma, siempre ocurre un aumento de volumen ya que los productos de transformación son de mayor volumen específico. Esta expansión, especialmente cuando no ocurre en forma simultánea en toda la pieza, genera la formación de altos esfuerzos internos. En la fig.

1-5 se observa como se crean estas tensiones, que causan distorsión y riesgos de fisuración durante el enfriamiento de una muestra de acero. La operación de revenido, además de causar cambios estructurales, tenderá a reducir la magnitud de estas tensiones, lo cual es su objetivo primario, en el que la pérdida de dureza es una necesidad aunque no siempre una consecuencia deseable. (14)

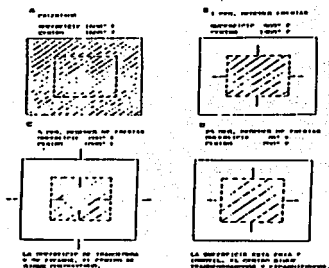


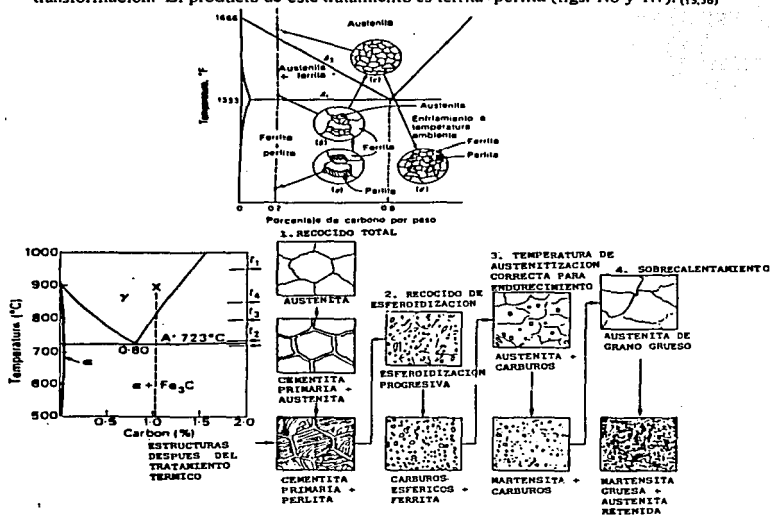
FIG. 1.5 Esfuerzos generados en el acero durante el temple en agua

1.3. RECOCIDO

El procedimiento de recocido puede ser cualquiera de los siguientes tres tipos:

1.3.1. RECOCIDO TOTAL

El recocido total se lleva a cabo para obtener la condición de más baja dureza en los aceros. Consiste en calentar el material a temperaturas por arriba de la crítica superior y enfriar lentamente a velocidad controlada dentro del horno a lo largo del intervalo de transformación. El producto de este tratamiento es ferrita+perlita (figs. 1.6 y 1.7). (15,36)



FIGS. 1.6 y 1.7 Representaciones esquemáticas de los cambios estructurales del acero durante el calentamiento y el enfriamiento

1.3.2. RECOCIDO DE ESFEROIDIZACION

El recocido de esferoidización se lleva a cabo para aumentar la maquinabilidad de los aceros, ya que la cementita (Fe_3C) presenta una maquinabilidad deficiente, lo que produce una superficie de maquinado mellada. Este tratamiento se puede realizar de tres formas:

- Calentar el acero a una temperatura justo por abajo de la crítica inferior y mantenerlo durante un tiempo prolongado.
- Calentar y enfriar alternadamente entre las temperaturas que están justamente por arriba y por abajo de la crítica inferior.
- Calentar a una temperatura justo por arriba de la crítica inferior y enfriar muy lentamente a velocidad controlada.

El producto de este tratamiento es de carburos esféricos en matriz de ferrita (fig. 1.6) (15, 16)

1.3.3. RECOCIDO DE RELEVADO DE ESFUERZOS O SUBCRITICO

Este recocido se lleva a cabo para eliminar o disminuir los esfuerzos residuales debidos a maquinados severos o deformación en frío de los aceros. Consiste en calentar el acero a temperaturas por abajo de la crítica inferior, seguido de un enfriamiento lento. No se

producen transformaciones estructurales. (15, 36)

1.4. NORMALIZADO

El normalizado se lleva a cabo para obtener una estructura y distribución de carburos más uniforme, lo cual permite controlar mejor el endurecimiento posterior del acero. Consiste en calentar el acero a una temperatura por arriba de la crítica superior, seguido de un enfriamiento al aire calmado hasta temperatura ambiente. La estructura final es de perlita homogénea (figs. 1.3 y 1.6). (14, 15, 36)

1.5. ENDURECIMIENTO

La operación de endurecimiento consiste en calentar el acero a una temperatura dentro de la región de austenita ó austenita más carburo y enfriar bruscamente (templar) a una velocidad que prevenga la formación de perlita, esferoïdita ó bainita y permita la formación de martensita. Es muy importante considerar los siguientes puntos cuando se calienta un acero para endurecerlo:

1. **SOLUCION DE CARBUROS.**- Para obtener dureza total, es necesario que haya una suficiente solución de carburos. Sin embargo, se debe evitar una solución de carburos excesiva ó se retendrán grandes cantidades de austenita. La cantidad de carburos que se pueden disolver en austenita es proporcional a la temperatura de austenitización. Cada acero herramienta tiene un rango de temperaturas en el cual la

cantidad de carburos disueltos es óptima.

2. **TAMAÑO DE GRANO.-** El tamaño de grano se debe mantener al mínimo para asegurar suficiente tenacidad. El tamaño de grano del acero crece al aumentar la temperatura por arriba de la temperatura crítica superior. El tamaño de grano también varía en función del tiempo en que se mantiene el acero a la temperatura de austenitización.

3. **COMPOSICION QUIMICA SUPERFICIAL.-** La composición química en la superficie del acero se debe controlar estrechamente, ya que ésta es directamente responsable de las características y propiedades del mismo. Este control no implica solamente prevenir la pérdida de carbono ó decarburización, sino el introducir otros elementos perjudiciales como el oxígeno. Los medios más utilizados para controlar la composición química superficial son los baños líquidos y los materiales para "empacar" el acero y prevenir el contacto del aire con el mismo, así como el uso de atmósferas controladas ó vacío.

4. **EL ELEMENTO TIEMPO EN EL ENDURECIMIENTO.-** Es muy importante que el acero se mantenga el tiempo necesario a la temperatura de austenitización para asegurar un endurecimiento total del mismo. Para fines prácticos, el tiempo de permanencia a temperatura de austenitización se inicia cuando la pieza alcanzó la temperatura del horno. (14, 15, 36)

Las características más importantes de la transformación de austenita a martensita, son las siguientes:

- a) **La transformación es sin difusión y no hay cambios en la composición química.**
- b) **La transformación se verifica sólo durante el enfriamiento y cesa si éste se interrumpe, es decir, la transformación sólo depende de la disminución de la temperatura y es independiente del tiempo (a esto se le conoce como transformación a térmica).**
- c) **La transformación a martensita de un acero no puede eliminarse, ni la temperatura Ms modificarse al cambiar la rapidez de enfriamiento.**
- d) **La martensita probablemente nunca esté en condiciones de equilibrio real, aunque puede existir de modo indefinido a temperatura ambiente. Esta estructura puede considerarse como una transición entre la fase inestable de austenita y la condición final de equilibrio de una mezcla de ferrita y cementita.**
- e) **La propiedad más significativa de la martensita es su elevada dureza. (14, 15, 16)**

El propósito básico del endurecimiento es producir una estructura totalmente martensítica, y a la mínima rapidez de enfriamiento, que evitará la formación de cualquiera de los productos más suaves de transformación, se le conoce como rapidez

crítica de enfriamiento, la cual es función de la composición química del acero y el tamaño de grano austenítico, e indica que tan rápido debe enfriarse un acero para formar sólo martensita (figs. 1.3 y 1.6). (14, 15, 36)

1.6. TEMPLE

Una vez que el acero se ha mantenido por el tiempo deseado a la temperatura de austenitización, debe ser templado (figs. 1.3 y 1.6). La transformación que ocurre a continuación generará la formación de tensiones elevadas, por lo que se deben tomar precauciones para prevenir que éstas alcancen una magnitud superior a la resistencia mecánica del acero y se fisure. Los factores más importantes que contribuyen a la fisuración durante el temple son los siguientes:

- 1. Diseño de la Herramienta.-** Esquinas afiladas sin filetes, secciones gruesas adyacentes a secciones delgadas y falta de simetría, ejercen un efecto de concentración de esfuerzos que daría por resultado agrietamiento durante el temple. En caso de que no se pueda modificar el diseño para reducir concentraciones de esfuerzos, será necesario seleccionar un acero que requiera un temple menos severo.
- 2. Marcas de Maquinado ó Identificación.-** Las marcas afiladas, que son introducidas deliberadamente en el diseño de la herramienta ó sin intención durante el maquinado, actúan como concentradores de esfuerzos y pueden causar agrietamiento durante el temple.

3. **Sobre calentamiento durante el Endurecimiento.-** El gran tamaño de grano de austenita como resultado del sobre calentamiento, frecuentemente causa agrietamiento durante el temple.

4. **Cambios en la Composición Química Superficial.-** Ambas, la carburización ó la decarburización de la superficie del acero, pueden producir agrietamiento durante el temple. (14, 15, 36)

1.7. REVENIDO

En la condición martensítica sin tratamiento térmico posterior, los aceros son demasiado frágiles para la mayoría de las aplicaciones, por lo que después del temple se lleva a cabo la operación de revenido, la cual es prácticamente una necesidad en el tratamiento térmico de los aceros herramienta. Los propósitos del revenido son relevar las tensiones que se generan durante la transformación de austenita a martensita y durante el enfriamiento no uniforme del acero hasta temperatura ambiente, transformar la austenita retenida, mejorar la ductilidad y la tenacidad, provocar endurecimiento secundario y, a veces, para reducir el endurecimiento. Esto último no siempre se desea, pero se debe aceptar si se releven las tensiones generadas. El revenido consiste en calentar el acero a una temperatura por abajo de la temperatura crítica inferior y mantenerlo por un período de tiempo suficiente para alcanzar los cambios deseados en tensiones y estructura. Comercialmente, los tiempos de revenido varían de 1/2 a 2 1/2 horas, pero es práctica general controlar el proceso de revenido por variaciones en la temperatura y no en el

tiempo (fig. 1.8). (14, 15, 36)

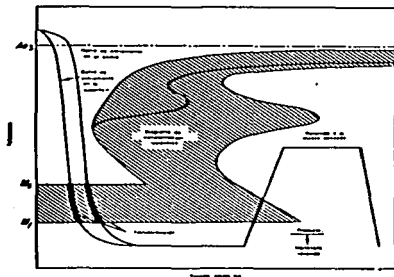


FIG. 1.8 Diagrama esquemático del tratamiento térmico de temple + revenido

1.8. AUSTEMPER

Este es un tratamiento térmico desarrollado para obtener una estructura de 100% bainita. Consiste en calentar el acero a la temperatura de austenitización, seguido de un enfriamiento rápido hasta una temperatura por arriba de la temperatura M_s del acero, manteniéndose así hasta completar la transformación a bainita, como se muestra en la fig. 1.9. Las ventajas de este tratamiento sobre el temple y revenido convencional son mayor ductilidad, mayor tenacidad, alta dureza, menor distorsión y menor peligro de agrietamiento durante el temple en virtud de no ser tan drástico como en el método convencional. Su principal limitante son los largos tiempos requeridos para completar la

transformación a bainita. (14, 15, 36)

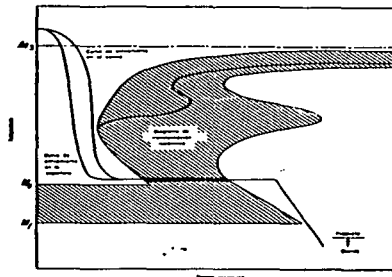


FIG. 1.9 Diagrama esquemático de tratamiento térmico de austemper

1.9. MARTEMPER

Este es un tratamiento térmico de endurecimiento del acero que es muy efectivo para minimizar la distorsión y las fisuras. Consiste en calentar el acero a la temperatura de austenitización, seguido de un enfriamiento rápido hasta una temperatura por arriba de la temperatura M_s del acero, manteniendo el acero durante un intervalo de tiempo que permita homogeneizar la temperatura de la superficie y del centro de la pieza, seguido de un enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. Como el enfriamiento introduce muy poco gradiente de temperatura, la martensita se formará casi al mismo tiempo en

toda la pieza, lo que minimiza los esfuerzos residuales y reduce enormemente el peligro de distorsión y fisuración. Este tratamiento termina reveniendo el acero a la dureza deseada (fig.1.10). (14, 15, 36)

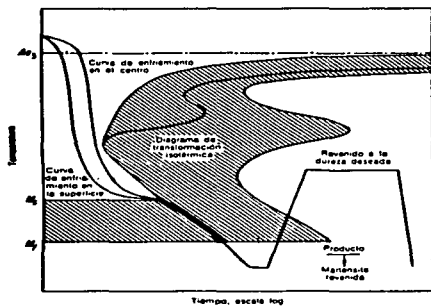


FIG. 1.10 Diagrama esquemático de tratamiento térmico de martemper

CAPITULO II

EFFECTO Y PROPOSITO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN LOS ACEROS HERRAMIENTA

2.1. GENERALIDADES

La mayoría de las limitaciones de los aceros al carbono pueden superarse mediante el uso de elementos de aleación. Un acero aleado puede definirse como aquel cuyas propiedades características se deben a algún elemento diferente al carbono. Los elementos de aleación se añaden a los aceros para diversos propósitos, entre los cuales los más importantes son los siguientes:

1. Aumentar la templabilidad
2. Mejorar la resistencia a temperaturas comunes
3. Mejorar las propiedades mecánicas tanto a altas como a bajas temperaturas
4. Mejorar la tenacidad a cualquier dureza o resistencia mínima
5. Aumentar la resistencia al desgaste
6. Aumentar la resistencia a la corrosión
7. Disminuir la distorsión durante el proceso de endurecimiento

Estas mejoras se logran principalmente por:

1. Alteración de las características de endurecimiento de los aceros
2. Alteración de la naturaleza y cantidad de carburos formados en los aceros
3. Alteración de las características de revenido de los aceros. (14, 15, 16, 18, 34, 36, 40, 41)

2.2. CLASIFICACION DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION

Los elementos aleantes pueden clasificarse de acuerdo con la forma en que se distribuyen en los dos constituyentes principales de los aceros:

GRUPO 1 Elementos que se disuelven en la ferrita (Ni, Si, Al, Cu, Co, Mn)

GRUPO 2 Elementos que forman carburos simples ó complejos (Cr, Mo, V, W, Ti, Si, Zr, Ta, Cb)

Desde el punto de vista técnico, probablemente hay alguna solubilidad de todos los elementos en la ferrita, pero ciertos elementos no se encuentran extensivamente en la fase carburo. De esta manera, el níquel, aluminio, silicio, cobre, cobalto y manganeso se hallan ampliamente disueltos en la ferrita. En ausencia de carbono, se encontrarán disueltas en ferrita grandes proporciones de elementos del grupo 2, por lo tanto, la tendencia a formar carburos es obvia sólo cuando hay gran cantidad de carbono. En la tabla II.1 se resumen los efectos específicos de los elementos de aleación en los aceros.

(14, 15, 16, 18, 34, 36, 40, 41)

33

34

35

36

37

38

39

40

41

42

43

44

45

46

47

48

49

50

51

52

53

54

55

56

57

58

59

60

61

62

63

64

65

66

67

68

69

70

71

72

73

74

75

76

77

78

79

80

81

82

83

84

85

86

87

88

89

90

91

92

93

94

95

96

97

98

99

100

101

102

103

104

105

106

107

108

109

110

111

112

113

114

115

116

117

118

119

120

121

122

123

124

125

126

127

128

129

130

131

132

133

134

135

136

137

138

139

140

141

142

143

144

145

146

147

148

149

150

151

152

153

154

155

156

157

158

159

160

161

162

163

164

165

166

167

168

169

170

171

172

173

174

175

176

177

178

179

180

181

182

183

184

185

186

187

188

189

190

191

192

193

194

195

196

197

198

199

200

201

202

203

204

205

206

207

208

209

210

211

212

213

214

215

216

217

218

219

220

221

222

223

224

225

226

227

228

229

230

231

232

233

234

235

236

237

238

239

240

241

242

243

244

245

246

247

248

249

250

251

252

253

254

255

256

257

258

259

260

261

262

263

264

265

266

267

268

269

270

271

272

273

274

275

276

277

278

279

280

281

282

283

284

285

286

287

288

289

290

291

292

293

294

295

296

297

298

299

300

301

302

303

304

305

306

307

308

309

310

311

312

313

314

315

316

317

318

319

320

321

322

323

324

325

326

327

328

329

330

331

332

333

334

335

336

337

338

339

340

341

342

343

344

345

346

347

348

349

350

351

352

353

354

355

356

357

358

359

360

361

362

363

364

365

366

367

368

369

370

371

372

373

374

375

376

377

378

379

380

381

382

383

384

385

386

387

388

389

390

391

392

393

394

395

396

397

398

399

400

401

402

403

404

405

406

407

408

409

410

411

412

413

414

415

416

417

418

419

420

421

422

423

424

425

426

427

428

429

430

431

432

433

434

435

436

437

438

439

440

441

442

443

444

445

446

447

448

449

450

451

452

453

454

455

456

457

458

459

460

461

462

463

464

465

466

467

468

469

470

471

472

473

474

475

476

477

478

479

480

481

482

483

484

485

486

487

488

489

490

491

492

493

494

495

496

497

498

499

500

501

502

503

504

505

506

507

508

509

510

511

512

513

514

515

516

517

518

519

520

521

522

523

524

525

526

527

528

529

530

531

532

533

534

535

536

537

538

539

540

541

542

543

544

545

546

547

548

549

550

551

552

553

554

555

556

557

558

559

560

561

562

563

564

565

566

567

568

569

570

571

572

573

574

575

576

577

578

579

580

581

582

583

584

585

586

587

588

589

590

591

592

593

594

595

596

597

598

599

600

601

602

603

604

605

606

607

608

609

610

611

612

613

614

615

616

617

618

619

620

621

622

623

624

625

626

627

628

629

630

631

632

633

634

635

636

637

638

639

640

641

642

643

644

645

646

647

648

649

650

651

652

653

654

655

656

657

658

659

660

661

662

663

664

665

666

667

668

669

670

671

672

673

674

675

676

677

678

679

680

681

682

683

684

685

686

687

688

689

690

691

692

693

694

695

696

697

698

699

700

701

702

703

704

705

706

707

708

709

710

711

712

713

714

715

716

717

718

719

720

721

722

723

724

725

726

727

728

729

730

731

732

733

734

735

736

737

738

739

740

741

742

743

744

745

746

747

748

749

750

751

752

753

754

755

756

757

758

759

760

761

762

763

764

765

766

767

768

769

770

771

772

773

774

775

776

777

778

779

780

781

782

783

784

785

786

787

788

789

790

791

792

793

794

795

796

797

798

799

800

801

802

803

804

805

806

807

808

809

810

811

812

813

814

815

816

817

818

819

820

821

822

823

824

825

826

827

828

829

830

831

832

833

834

835

836

837

838

839

840

841

842

843

844

845

846

847

848

849

850

851

852

853

854

855

856

857

858

859

860

861

862

863

864

865

866

867

868

869

870

871

872

873

874

875

876

877

878

879

880

881

882

883

884

885

886

887

888

889

890

891

892

893

894

895

896

897

898

899

900

901

902

903

904

905

906

907

908

909

910

911

912

913

914

915

916

917

918

919

920

921

922

923

924

925

926

927

928

929

930

931

932

933

934

935

936

937

938

939

940

941

942

943

944

945

946

947

948

949

950

951

952

953

954

955

956

957

958

959

960

961

962

963

964

965

966

967

968

969

970

971

972

973

974

975

976

977

978

979

980

981

982

983

984

985

986

987

988

989

990

991

992

993

994

995

996

997

998

999

1000

2.3. INFLUENCIA DE LOS ALEANTES SOBRE EL DIAGRAMA Fe-Fe₃C

En un sistema de múltiples componentes, es difícil entender la función exacta de cada elemento ó predecir los resultados finales. Al observar la tabla II.1, es fácil comprender que los elementos de aleación tendrán diferentes y severos efectos sobre el diagrama Fe-Fe₃C. Cuando un tercer elemento se añade al acero, el diagrama binario hierro-carburo de hierro ya no es una representación de condiciones de equilibrio, ya que las temperaturas críticas, la posición del eutectoide, el intervalo crítico y la localización y tamaño de los campos de ferrita y austenita se verán modificados, lo que nos obliga a utilizar los diagramas de fase ternarios, con los que podremos determinar la condición estructural de los aceros con diferentes aleantes, así como sus efectos. (14, 15, 16, 36)

Por ejemplo, el níquel y el manganeso tienden a disminuir la temperatura crítica en calentamiento, en tanto que el molibdeno, cromo, silicio, tungsteno y vanadio tienden a aumentarla. El cambio en la temperatura crítica producido por la presencia de elementos de aleación es importante en el tratamiento térmico de aceros aleados, ya que aumentará ó disminuirá la temperatura crítica de endurecimiento al ser comparada con la correspondiente a un acero al carbono. (14, 15, 16, 36)

Todos los elementos de aleación tienden a reducir el contenido de carbono del eutectoide, pero sólo el níquel y el manganeso reducen la temperatura eutectoide (fig. 2.1). Al aumentar las cantidades de níquel y manganeso se puede disminuir lo suficiente la temperatura crítica para evitar la transformación de la austenita durante el

enfriamiento lento, por lo que se les conoce como elementos estabilizadores de la austenita, la cual se retendrá a temperatura ambiente. El molibdeno, cromo, silicio y titanio, en grandes cantidades, tienden a contraer la región de austenita y aumentar el campo de la ferrita (fig. 2.2). (14, 15, 16, 36)

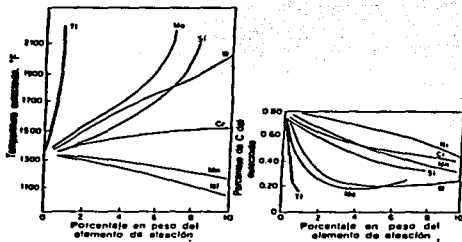


FIG. 2.1 Composición y temperatura eutéctoides influidas por diversos elementos de aleación.

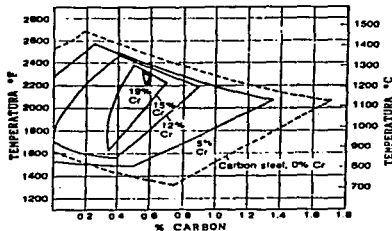


FIG. 2.2 Efecto del cromo en la formación de austenita.

2.4. EFECTO DE LOS ALEANTES SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN CONDICIONES DE RECOCIDO.

En la condición comercial de recocido, los aceros herramienta usualmente tienen una estructura de ferrita y finos carburos esferoidizados, la cual representa el mayor acercamiento a un estado de equilibrio. Las propiedades mecánicas de los aceros herramienta en esta condición son de interés para los consumidores por su influencia sobre la maquinabilidad del mismo. (14, 15, 16, 36)

Los elementos de aleación afectan la resistencia y dureza de los aceros recocidos al promover el endurecimiento por solución sólida de la ferrita, al incrementar la cantidad de finas partículas de carburos en la estructura que producen una ferrita de menor tamaño de grano y cambiando la naturaleza de la fase carburo a carburos aleados más abrasivos. El efecto de varios elementos de aleación en el endurecimiento por solución sólida de la ferrita sin considerar la presencia de carbono se muestra en la fig. 2.3. (14, 15, 16, 36)

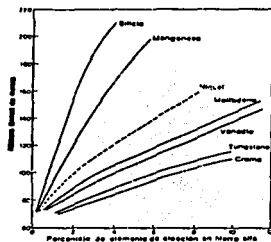


FIG. 2.3 Probable efecto de endurecimiento de varios elementos disueltos en hierro alfa

2.5. EFECTO DE LOS ALEANTES EN LA RESPUESTA AL CALENTAMIENTO PARA ENDURECIMIENTO

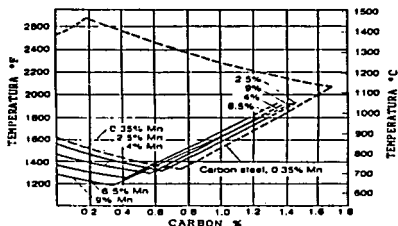
El primer paso en el tratamiento térmico de los aceros herramienta es austenitizar el mismo calentando por arriba del rango de la temperatura crítica en cada caso. En el proceso de calentamiento, la ferrita y el carburo de la estructura recocida reaccionan formando cristales de austenita, que crecen hasta encontrarse unos con otros estableciendo así el tamaño de grano austenítico inicial. Al continuar el calentamiento, simultáneamente crecen estos cristales de austenita y se disuelve el exceso de carburos. Los elementos de aleación pueden afectar los siguientes cambios durante el calentamiento del acero en el ciclo de endurecimiento del mismo:

1. Aumentar o disminuir la temperatura crítica y alterar el intervalo de temperatura en la cual la austenita es estable.
2. Cambio en la cantidad de carburos sin disolver ó exceso de carburos en la estructura endurecida.
3. Modificar el intervalo de disolución de carburos.
4. Alterar las características del crecimiento de grano. (14, 15, 16, 36)

2.5.1. FORMACION DE AUSTENITA

Las figuras 2.2, 2.4 y 2.5 muestran gráficamente el efecto del manganeso, cromo y molibdeno sobre la temperatura y rangos de composición para la formación de austenita. Se puede observar que los elementos de aleación desplazan la temperatura y la composición del eutectoide y alteran la posición del campo de la austenita. Estos cambios son de considerable importancia práctica porque no solo afectan las temperaturas apropiadas de tratamiento térmico sino que también afectan la cantidad de carburo sin disolver a la temperatura seleccionada. Si el eutectoide se define como la composición que tiene la mínima temperatura para la formación de la austenita pura, todos los elementos de aleación cambian el contenido de carbono del eutectoide a valores inferiores. El efecto comparativo de varios elementos de aleación sobre la composición y temperatura eutectoides se mostraron en la fig. 2.1 del presente capítulo.

(14, 15, 16, 36)



FIGS. 2.4 Efecto del manganeso en la formación de austenita.

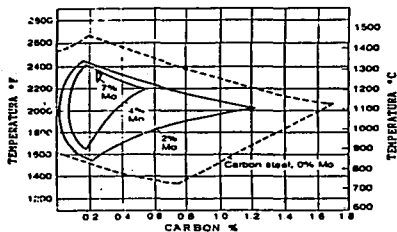


FIG. 2.5 Efecto del molibdeno en la formación de austenita.

2.5.2. CARBUROS SIN DISOLVER

Como se discutió anteriormente, todos los elementos de aleación mueven el eutectoide a menores porcentajes de carbono y, por consiguiente, incrementan la cantidad de carburos sin disolver ó exceso de carbono en los aceros endurecidos. Esto se relaciona con la tendencia a formar carburos de cada elemento. El titanio, vanadio, tungsteno y molibdeno producen el mayor incremento en exceso de carburos; el cromo y el manganeso son intermedios y el níquel tiene el menor efecto. (14, 15, 16, 36)

La cantidad de carburos en exceso puede variar en un amplio intervalo, como se observa en la fig. 2.6, que muestra el porcentaje de volúmen de carburo en exceso en dos tipos de acero a diferentes temperaturas de austenitización. Cabe hacer notar que a temperaturas

comerciales de endurecimiento, el acero de alta velocidad presenta un mayor volumen de exceso de carburo que el acero al carbono. (14, 15, 16, 36)

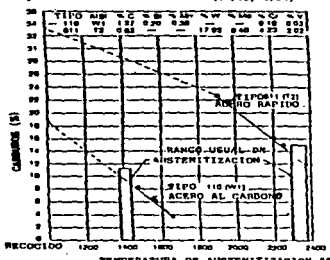


FIG. 2.6 Porcentaje de carburos a diferentes temperaturas de austenización para los aceros herramienta W1 y T2.

2.5.3. INTERVALO DE SOLUCION DE CARBUROS

La información cuantitativa sobre la proporción de solución de carburos en los aceros generalmente no está disponible. Por lo tanto, la experiencia práctica en el endurecimiento de aceros herramienta nos lleva a la conclusión de que los elementos de aleación, particularmente los elementos que son fuertes formadores de carburos, tienden a retardar la solución de carburo a una determinada temperatura de austenización, por lo que se recomiendan mayores tiempos de permanencia a temperatura en el tratamiento térmico de estos aceros. Sin embargo, cabe aclarar que comercialmente se manejan mayores temperaturas de tratamiento térmico para disminuir los tiempos de permanencia

a temperatura, aún para aceros que contienen fuertes formadores de carburos. (14, 15, 16, 36)

2.5.4. TAMAÑO DE GRANO

En un acero herramienta es recomendable un tamaño de grano fino para minimizar la posibilidad de distorsión y fisuración durante el endurecimiento (fig. 2.7), así como para obtener una máxima tenacidad. En la mayoría de los aceros, el exceso de carburo es el responsable del retardo en el crecimiento de grano durante la austenitización. A mayor resistencia en la solución de carburos y mientras más fino y disperso es el carburo, aumentará la tendencia a retener un tamaño de grano fino de austenita. Las partículas de carburo actúan como obstáculos al movimiento de los límites de grano. Los elementos vanadio, tungsteno, molibdeno, cromo y titanio son los más potentes para restringir el crecimiento de grano, y el manganeso, níquel y silicio son los menos efectivos. (14, 15, 16, 36)

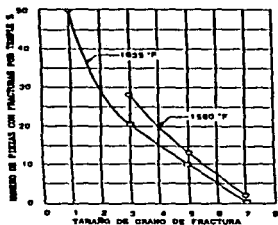


FIG. 2.7 Efecto del tamaño de grano en la tendencia a la fisuración durante el temple de aceros herramienta.

2.6. EFECTO DE LOS ALEANTES EN LA RESPUESTA AL ENFRIAMIENTO DESDE LA TEMPERATURA DE ENDURECIMIENTO

Posteriormente al calentamiento para formar austenita y mantener a temperatura para disolver una cantidad suficiente de exceso de carburos, el acero herramienta debe ser enfriado a una velocidad que nos permita obtener una estructura y dureza adecuadas para la aplicación deseada. Usualmente, esto es equivalente a decir que la velocidad de enfriamiento debe ser lo suficientemente rápida para obtener una estructura predominante de martensita con pequeñas cantidades de productos intermedios como carburo proeutectoide, ferrita, esferoidita, perlita ó bainita. Los elementos de aleación influyen sobre la velocidad de enfriamiento para alcanzar la estructura de martensita, es decir, influyen sobre la templabilidad de los aceros. Cuando el carbono es el único elemento de aleación presente, se requiere un enfriamiento muy rápido (temple en salmuera ó agua) para producir martensita, aún en secciones delgadas; cuando se usa un enfriamiento más lento, el único producto de transformación es la perlita, que tiene una dureza considerablemente menor a la martensita. La dureza de la martensita depende principalmente de su contenido de carbón y se incrementa al aumentar éste (fig. 2.8). (11,

15, 16, 36)

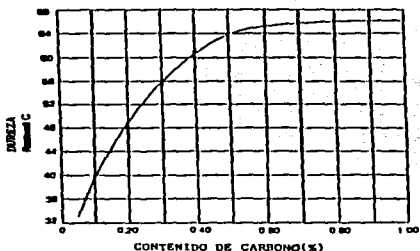


FIG. 2.8 Efecto del contenido de carbono sobre la naturaleza de la martensita.

Al agregar elementos de aleación a los aceros herramienta, estos afectan la porción de enfriamiento del ciclo de endurecimiento en una ó más de las siguientes maneras:

1. Mueven las curvas de transformación isotérmicas a tiempos menores ó mayores y, por consiguiente, cambian las velocidades de enfriamiento y los medios de temple requeridos para una dureza total.
2. Altera la forma de las curvas isotérmicas de transformación, por lo que cambian las estructuras obtenidas y los rangos de temperaturas de transformación a diferentes velocidades de enfriamiento.
3. Cambia los puntos M_s y M_f de transformación a martensita a temperaturas mayores ó menores, por lo que cambia la cantidad de austenita retenida en el temple.

4. Cambia la susceptibilidad del acero a la estabilización de la austenita desde un enfriamiento lento ó mantenimiento isotérmico de la temperatura por abajo de M_s , por lo que se altera la cantidad de austenita retenida después del temple. (14, 15, 16, 36)

2.6.1. TRANSFORMACION ISOTERMICA

Con excepción del cobalto, todos los elementos de aleación que se agregan a los aceros herramienta, incluyendo el carbono, tienden a mover la curva de transformación isotérmica a tiempos mayores para mayor templabilidad con medios de temple menos severos. En virtud que el cobalto se agrega usualmente sólo en composiciones de alta aleación que son muy endurecibles, su efecto de disminuir la templabilidad es actualmente de poca importancia en el campo de los aceros herramienta. (14, 15, 16, 36)

Sin embargo, hay un factor de mayor importancia que debe recordarse y que es el efecto de los carburos no disueltos. Los fuertes formadores de carburo como vanadio y tungsteno pueden resistir su disolución en la austenita durante el calentamiento para el endurecimiento. En tales casos, la austenita tiene un bajo contenido de carbono y la curva de transformación isotérmica se mueve a tiempos más cortos en vez de más largos. Por lo tanto, cuando se considera el efecto de los aleantes en las curvas de transformación isotérmica de los aceros herramienta, la temperatura de endurecimiento y la presencia ó ausencia de carburos sin disolver debe siempre mantenerse en mente. Adiciones individuales de manganeso, níquel ó silicio a un acero, en cantidades normalmente encontradas en los aceros herramienta, mueve la totalidad de la curva de

transformación isotérmica a tiempos más largos (figs. 2.9 y 2.10). (14, 15, 16, 36)

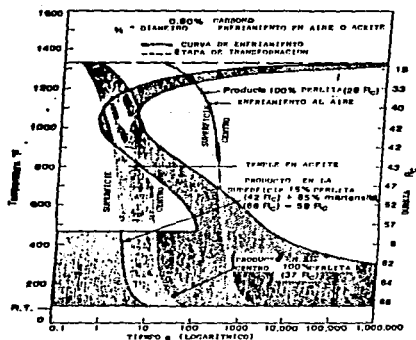


FIG. 2.9 Diagrama TTT de un acero con 0.8% C sin efecto de otros aleantes.

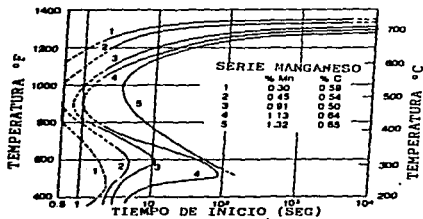


FIG. 2.10 Efecto del manganeso sobre el diagrama TTT.

Los elementos formadores de carburos como el cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio tienden a alterar la forma de la curva de transformación isotérmica además de moverla a tiempos más largos. La fig. 2.11 ejemplifica este efecto en un acero herramienta de baja aleación que contiene cromo y molibdeno. Al comparar esta figura con la figura 2.10, observamos una separación diferente de los rangos de perlita y bainita en dos "narices", con la nariz de perlita desplazada más drásticamente a la derecha. En este acero, un enfriamiento muy lento puede resultar en una mezcla de estructuras de perlita, bainita y martensita. La bainita es un producto más duro que la perlita y no es tan perjudicial para las propiedades mecánicas de un acero endurecido como lo es la perlita. (14, 15, 16, 36)

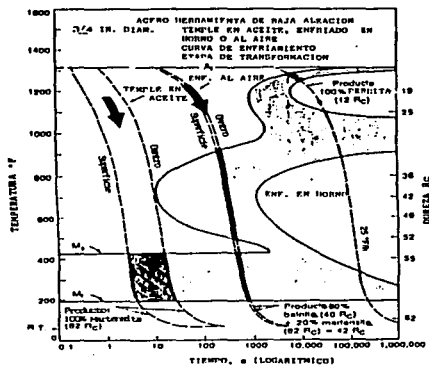


FIG. 2.11 Efecto de la adición de cromo y molibdeno sobre el diagrama TTT de un acero con 0.8% C.

2.6.2. M_s Y AUSTENITA RETENIDA

Todos los elementos, excepto cobalto y aluminio, disminuyen la temperatura M_s e incrementan la tendencia de la austenita a ser retenida en la estructura endurecida final (fig. 2.12). Es difícil predecir el efecto de cada elemento porque en gran medida depende de las condiciones de austenitización. A mayor contenido de carbono de la austenita, la temperatura M_s disminuye y aumenta el porcentaje de austenita retenida. Contrariamente, a mayor cantidad de carburo, la temperatura M_s aumenta y disminuye el porcentaje de austenita retenida. Las velocidades de enfriamiento lentas, particularmente entre el rango de temperaturas M_s y M_f , tienden a favorecer la retención de austenita. Mientras más alta es la temperatura de austenitización, la temperatura M_s disminuye y aumenta el porcentaje de austenita retenida. Si la austenita retenida se presenta en cantidades excesivas, puede disminuir notablemente la dureza de temple, y puede también afectar la estabilidad dimensional, la resistencia y la tenacidad de la estructura. (14, 15, 16, 36)

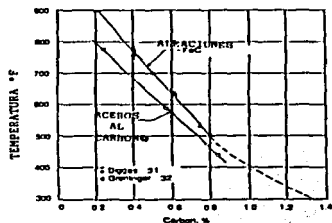


FIG. 2.12 Efecto del porcentaje de carbono sobre la temperatura M_s .

Con los aleantes que son fuertes formadores de carburos, la respuesta de la temperatura Ms se complica debido a la tendencia de estos aleantes a formar carburos complejos que no se disuelven a la temperatura de endurecimiento. Entonces, un aleante formador de carburo puede aumentar la temperatura Ms por disminuir la cantidad de carbono disuelto en el calentamiento a una temperatura dada de endurecimiento. Sin embargo, este mismo carburo puede disminuir la temperatura Ms cuando la temperatura de endurecimiento ó austenitización alcanza una disolución y homogenización completa del carburo. (14, 15, 16, 36)

2.7. EFECTO DE LOS ALEANTES EN EL REVENIDO

El revenido de los aceros al carbono produce cambios estructurales en la martensita y austenita retenida que se refleja en cambios de dureza. El efecto general de los aleantes es retardar la rapidez de disminución de la dureza, de manera que los aceros aleados requerirán una mayor temperatura de revenido para obtener una dureza dada. Los elementos que permanecen disueltos en la ferrita, como níquel, silicio y en alguna extensión el manganeso, tienen muy poco efecto sobre la dureza del acero revenido. Sin embargo, los elementos que forman carburos como el cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio, tienen un efecto notable sobre el retardo del ablandamiento. No sólo aumentan la temperatura de revenido, sino que cuando están presentes en altos porcentajes, las curvas de ablandamiento para estos aceros muestran un intervalo en el cual la dureza puede aumentar al incrementarse la temperatura de revenido. A esta característica se le conoce como endurecimiento secundario, y es producido por la combinación de dos

procesos:

1. Condiciones de austenita retenida y su transformación a martensita durante el enfriamiento desde la temperatura de revenido.
2. Precipitación de carburos aleados extremadamente finos. (14, 15, 16, 36)

En la fig. 2.13 se observan las 4 principales formas de curvas de revenido encontradas en los aceros herramienta. La clase 1 es típica de un acero al carbono y un acero herramienta de baja aleación, en el que el ablandamiento es progresivo con el incremento de la temperatura. La clase 2 representa los aceros de media a alta aleación para trabajo en frío, en el cual la precipitación de carburo es acompañada por un retardo en el ablandamiento por las adiciones de aleantes. La clase 3 es representativa de los aceros aleados de alta velocidad, en los cuales se presenta el fenómeno mencionado de endurecimiento secundario. La clase 4 representa los aceros de media a alta aleación para trabajo en caliente, que también presentan el fenómeno de endurecimiento secundario, pero que presentan una menor dureza inicial por su menor contenido de carbono. (14, 15, 16, 36)

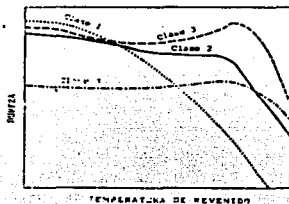


FIG. 2.13 Principales tipos de curvas dureza — revenido encontradas en los aceros herramienta.

CAPITULO III

SOLDADURA DE LOS ACEROS HERRAMIENTA

3.1. GENERALIDADES

Los aceros herramienta son diseñados para lograr propiedades específicas para diversas aplicaciones. Estos aceros son fabricados por procesos que dan como resultado materiales limpios y homogéneos, con un estrecho control de la composición química. Los requerimientos precisos de producción y el control de calidad de estos aceros se justifican porque se aplican en la manufactura de complicadas herramientas de corte y formado, ya que los tiempos muertos asociados a las fallas prematuras de las herramientas son muy costosos. Estos factores se deben tener en cuenta cuando se va a soldar un acero herramienta. Algunas operaciones deben ser cuidadosamente planeadas y deben desarrollarse procedimientos de soldadura adecuados para obtener las propiedades físicas y mecánicas deseadas en la pieza soldada. (1, 2, 17, 21, 23, 30, 35, 39, 43)

La soldadura por arco eléctrico es el proceso de más amplia aceptación como el mejor, el más económico, el más natural y el más práctico para unir metales. En el caso de la soldadura por arco eléctrico manual, el desarrollo de electrodos recubiertos con fúndente, capaces de producir soldaduras con propiedades físicas que igualen o sobrepasen las del metal base, ha convertido a este proceso de soldadura en el de mayor uso a nivel industrial. La creciente utilización de los aceros aleados inició el desarrollo

de los electrodos capaces de producir depósitos con elevadas propiedades mecánicas como resistencia a la tensión, resistencia al desgaste y dureza, que son típicas de los aceros herramienta. (1, 2, 17, 21, 23, 30, 35, 39, 43)

Los aceros herramienta pueden ser soldados por uno o más de los siguientes propósitos:

- 1) Ensamble de componentes para formar una herramienta
- 2) Alteración de una herramienta por cambios de diseño
- 3) Reparación y/o reconstrucción de zonas desgastadas
- 4) Reparación de roturas ó fisuras debidas a tratamientos térmicos defectuosos, sobrecarga y/o manejo inadecuado de las herramientas. (21, 23, 39, 43)

3.2. ASPECTOS METALURGICOS DE LA SOLDADURA

Cuando se hace un cordón de soldadura por arco eléctrico en un acero transformable, como es el caso de los aceros herramienta, se provocan una serie de cambios en el metal que, necesariamente, se verán reflejados en las propiedades mecánicas del mismo. Por una parte, tanto el metal de aporte (cuando se utiliza) como una zona de la superficie del metal base, cambiarán en un espacio de tiempo muy corto de sólido a líquido y nuevamente a sólido con un sobreenfriamiento muy grande durante el proceso de solidificación. Asimismo, se generan también marcados cambios dimensionales, normalmente, bajo condiciones restringidas de deformación, con la consiguiente generación de tensiones. Finalmente, si no se siguen procedimientos de soldadura

adecuados, se formarán estructuras de alta fragilidad que afectarán notoriamente las propiedades del metal base. (1, 2, 17, 21, 23, 30, 35, 39, 43)

A la zona del metal base adyacente a la soldadura, cuya estructura metalúrgica se ve afectada por el calor de la misma, se le conoce como Zona Afectada por el Calor (ZAC). En ésta zona, el metal sufrirá transformaciones semejantes a las que sufre durante un tratamiento térmico pero bajo condiciones totalmente diferentes y sin control de las temperaturas generadas por el arco eléctrico. Los principales factores que promueven la formación de la zona afectada por el calor son los siguientes:

- 1) Intensidad de aporte de calor por unidad de superficie
- 2) Limpieza del procedimiento de soldadura
- 3) Limpieza del metal base
- 4) Velocidad de enfriamiento
- 5) Transformaciones estructurales
- 6) Presencia de hidrógeno y oxígeno (1, 2, 17, 21, 23, 30, 35, 39, 43)

En la fig. 3.1 se observan las alteraciones que ocurren en la estructura de la zona afectada por el calor en un acero de bajo carbono.(37). Dado que un porcentaje considerable de fallas de soldadura se generan en la ZAC, especialmente en los aceros herramienta debido a su templabilidad y, por ende, a los cambios estructurales y de dureza que suceden por el ciclo térmico de la soldadura, la posibilidad de eliminar ó minimizar los efectos negativos de dicha zona en las propiedades mecánicas y la

continuidad estructural del metal base, debe ser uno de los principales temas de investigación en soldadura. (1, 2, 17, 21, 23, 30, 35, 39, 43)

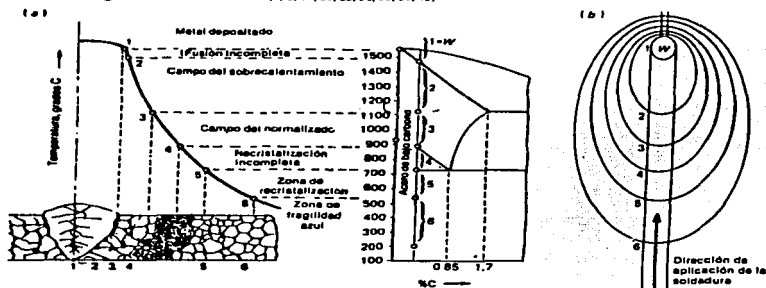


FIG. 3.1 Cambios estructurales en la ZAC de un acero bajo carbono. Todos los puntos están a la misma temperatura.

La alternativa más útil para ello es precalentar las piezas que se van a soldar, sin embargo, aún se siguen utilizando medidas empíricas para calcular dicha temperatura, como lo es el concepto de carbono equivalente, el cual data de 1944. En la tabla III.1 se muestran 14 diferentes fórmulas para el cálculo del carbono equivalente, las cuales presentan grandes diferencias entre sí. En el mejor de los casos, esto genera confusión y una gran desconfianza en el concepto y, de hecho, no se toman en cuenta factores tales como mayor ó menor solubilización de carburos, diferentes tipos de martensitas, formación de capas de cementita, retención de austenita y calor introducido en el metal

base por el proceso específico de soldadura, lo que es un ejemplo de la nula confiabilidad de este método. (27)

	$K_1 = C \cdot \frac{V_1}{S}$	$\frac{N_1}{25}$	$\frac{C_1}{10}$	$\frac{M_1}{50}$	$\frac{V}{10}$	$\frac{C_2}{10}$				
	C	SI	Mn	P	Cu	Cr	Cu	Mn	Ni	V
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	mm
J. Carlson and H. O. Nell	1	—	1.6	—	—	—	—	—	—	—
G. J. Volksen, D. C. Martin and C. Harster	1	—	1.6	—	—	—	—	—	—	—
C. B. Volksen, D. C. Martin and C. B. Harster	1	1/2	1/2	—	—	—	—	—	—	—
A. P. Edson	1	—	17.5	—	1.80	1.47	—	—	176.4	—
C. E. Bing and H. M. Banta	1	1.28	1/2	—	1.810	—	1.21	—	—	1.13
J. Osbergen and H. O. Nell	1	—	1.6	—	1.713	1.46	—	—	1718	—
C. B. Volksen and C. B. Harster	1	—	1.6	1/2	1.75	1.713	1.60	—	1715	—
Société National de recherche de l'air	1	—	1.6	1.2	1.75	1.713	1.60	—	1715	0.054
J. Osbergen and H. O. Nell	1	—	1.6	—	1.750	1.713	1.4	—	1715	1.6
K. Winterston	1	—	1.6	—	1.710	1.660	1.50	—	1720	1.10
B. J. Bradstreet	1	—	1.20	—	1.710	—	1.710	—	1715	1.10
J. Heugenthal für + 12.5° = 85°C	1	1.9	1.10	1/16	—	1.710	1.28	1.3	1.66	1.6
J. Heugenthal für - 20.5° = - 28°C	1	1.8	1.10	1	—	1.7	1.28	1.3	1.78	—
K. Winterston	1	—	1.7	—	1.7	1.40	1.50	—	1720	1.10

* * = 32 bis 6 für 2.10 bis 6.50 °* C

TABLA III.1

Asimismo, otro método para determinar la temperatura de precalentamiento son las llamadas tablas de precalentamiento, cuyo cálculo se basa en el espesor de la placa ó material a soldar. Este puede ser un caso de polémica, ya que organizaciones tan importantes como ASME (American Society of Mechanical Engineers) hacen recomendaciones en base a este tipo de tablas. Sin embargo, se debe recordar que la zona afectada por el calor y los cambios estructurales que en ella ocurren son función de la temperatura que se alcance y de la templeabilidad del mismo, y no del espesor del

material. Por lo tanto, si no hay precalentamiento ó éste es inadecuado, se generarán estructuras duras y frágiles en las diferentes zonas de la ZAC, las cuales pueden iniciar fallas en la unión soldada por las tensiones generadas durante su formación. (17, 21, 23, 27, 39, 43)

3.3. CLASIFICACION Y SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS HERRAMIENTA

Cualquier acero utilizado como herramienta puede clasificarse técnicamente como acero para herramientas; sin embargo, el término suele limitarse a aceros especiales de alta calidad utilizados para corte y formado. (14, 15)

Los aceros herramienta son clasificados por la AISI (American Iron and Steel Institute) y por la SAE (Society of Automotive Engineers) en 11 grupos, teniendo en cuenta el método de temple, sus aplicaciones y características particulares, tal como se muestra a continuación en la tabla III.2: (14, 15, 36)

A su vez, estos grupos se subdividen en diferentes tipos basándose en la composición química de cada acero, como se muestra en la tabla III.3. (36)

TABLA III.2

CLASIFICACION DE LOS ACEROS HERRAMIENTA

GRUPO	SIMBOLO ALFABETICO	TIPO
Temple en Agua	W	Acero al Carbón
Resistentes al Impacto	S	Bajo C Baja aleación
Trabajo en Frio	O	Temple en Aceite
	A	Temple en Aire
	D	Alto C, Alto Cr
Trabajo en Caliente	H	H1-H19 base Cr
		H20-H39 base W
		H40-H59 base Mo
Alta Velocidad	T	Base W
	M	Base Mo
Moldes	P	Bajo C
Propósitos Específicos	F	Baja Aleación
Baja Aleación	L	Baja Aleación

TABLA III.3

IDENTIFICACION Y CLASIFICACION DE ACEROS HERRAMIENTA

ELEMENTOS DE IDENTIFICACION, PORCENTAJE										
Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Co	Al
ACEROS PARA HERRAMIENTA TEMPLABLES EN AGUA, SIMBOLO W										
W1	0.60/1.40*	0.25
W2	0.60/1.40*
W5	1.10	0.50
ACEROS PARA HERRAMIENTA RESISTENTES AL IMPACTO, SIMBOLO S										
S1	0.50	1.50	2.50
S2	0.50	...	1.00	0.50	...
S5	0.85	0.80	2.00	0.40	...
S7	0.50	3.25	1.40
ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN FRIO, SIMBOLO O, TIPOS TEMPLABLES EN ACEITE										
O1	0.90	1.00	...	0.50	0.50
O2	0.90	1.60
OS2	1.45	...	1.00	0.25	...
O7	1.20	0.75	1.75
SIMBOLO A, MEDIANA ALEACION, TIPOS TEMPLABLES EN AIRE										
A2	1.00	5.00	...	1.00	1.00	1.00
A3	1.25	5.00	1.00
A4	1.00	2.00	...	1.00	1.00
A6	0.70	2.00	...	1.00	1.00
A7	2.25	5.25	...	4.75	1.00	1.00	...	1.00
A8	0.55	5.00	1.25	1.25	...	1.25
A9	0.50	5.00	1.50	1.00	1.40
A10†	1.35	1.60	1.25	...	1.80	1.50
SIMBOLO D, TIPOS ALTO CARBONO, ALTO CROMO										
D2	1.50	12.00	1.00	...
D3	2.25	12.00	1.00
D4	2.25	12.00	1.00	...
D5	1.50	12.00	1.00	3.00
D7	2.25	12.00	...	4.00
ACEROS PARA HERRAMIENTA PARA TRABAJO EN CALIENTE SIMBOLO H										
H1-H19, INCLUSO TIPOS BASE CROMO										
H10	0.40	3.25	...	0.40	...	2.50	...	1.50
H11	0.35	5.00	...	0.40	1.50
H12	0.35	5.00	...	0.40	1.50	1.50
H13	0.35	5.00	...	1.00	1.50
H14	0.40	5.00	5.00
H19	0.40	4.25	...	2.00	4.25	4.25
H20-H39, INCLUSO TIPOS BASE TUNGSTENO (H27-H39 NO DESIGNADOS)										
H21	0.35	3.50	9.00
H22	0.35	2.00	11.00
H27	0.30	12.00	12.00
H28	0.45	3.00	15.00
H29	0.25	4.00	15.00
H26	0.50	4.00	...	1.00	...	15.00
H40-H39, INCLUSO TIPOS BASE MOLIBDENO (H40, H44-H39 NO DESIGNADOS)										
H41	0.65	4.00	...	1.00	1.50	8.00
H42	0.60	4.00	...	2.00	6.00	5.00
H43	0.55	4.00	...	2.00	...	8.00

TABLA III.3 (CONTINUACION)

ELEMENTOS DE IDENTIFICACION, PORCENTAJE										
Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	W	Mo	Co	Al
ACEROS PARA HERRAMIENTA DE ALTA VELOCIDAD										
SIMBOLO T. TIPOS BASE TUNGSTENO										
T1	0.70	4.00	...	1.00	18.00
T2	0.80	4.00	...	2.00	18.00
T4	0.75	4.00	...	1.00	18.00	...	5.00	...
T5	0.80	4.00	...	2.00	18.00	...	8.00	...
T6	0.80	4.50	...	1.50	20.00	...	12.00	...
T8	0.75	4.00	...	2.00	14.00	...	5.00	...
T15	1.50	4.00	...	5.00	12.00	...	5.00	...
SIMBOLO M. TIPOS BASE MOLIBDENO										
M1	0.80	4.00	...	1.00	1.50	8.00
M2	0.85/1.00*	4.00	...	2.00	8.00	5.00
M3	1.05	4.00	...	2.40	8.00	5.00
M4	1.30	4.00	...	4.00	5.50	4.50
M6	0.80	4.00	...	1.50	4.00	5.00	...	12.00
M7	1.00	4.00	...	2.00	1.75	8.75
M10	0.85	4.00	...	2.00	...	8.00
M30	0.80	4.00	...	1.25	2.00	8.00	5.00	...
M34	0.90	4.00	...	2.00	2.00	8.00	8.00	...
M38	0.80	4.00	...	2.00	8.00	5.00	8.00	...
M41	1.10	4.25	...	2.00	8.75	3.75	5.00	...
M42	1.10	3.75	...	1.15	1.50	9.50	8.00	...
M43	1.20	3.75	...	1.80	2.75	8.00	8.25	...
M44	1.50	4.25	...	2.25	9.25	6.25	12.00	...
M46	1.25	4.00	...	3.20	2.00	8.25	8.25	...
M47	1.10	3.75	...	1.25	1.50	9.50	5.00	...
ACEROS PARA HERRAMIENTA CON FINES ESPECIFICOS										
SIMBOLO L. TIPOS BAJA ALEACION										
L3	0.50/1.10*	1.00	...	0.20
L3	1.00	1.50	...	0.20	0.25	...
L6	0.70	0.75	...	1.50
SIMBOLO F. TIPOS CARBONO-TUNGSTENO										
F1	1.00	1.25
F2	1.25	3.50
ACEROS PARA MOLDES. SIMBOLO P										
PI-P19, INCLUIDO TIPOS BAJO CARBONO (P7-P19 NO DESIGNADOS)										
P2	0.01	2.00	0.50	0.20
P3	0.10	0.50	1.25
P4	0.07	5.00
P6	0.10	2.25
P6	0.10	1.50	3.50
P20-P19, INCLUIDO OTROS TIPOS (P22-P19 NO DESIGNADOS)										
P20	0.30	1.25	0.25
P21	0.20	4.00	1.20

* Tomada del libro *Steel products manual*, "Tool steels", American Iron and Steel Institute, 1970.

† Puede estar disponible con variable contenido de carbono.

‡ Contiene grafito libre en la microestructura para mejorar la maquinabilidad.

En general, la máxima dureza, la resistencia al desgaste y la estabilidad dimensional se incrementan con la templabilidad. La soldabilidad es opuesta a la templabilidad (fig. 3.2), por lo que mientras más templeable sea un acero mayor cuidado se debe tener al soldarlo. Si aceptamos que la soldabilidad no es una propiedad intrínseca de los aceros, entenderemos por soldabilidad al hecho de conseguir soldaduras sin defectos de continuidad, con características metalúrgicas y mecánicas similares a las del metal base, que nos garanticen que la pieza soldada no fallará en el transcurso de su vida útil. En otras palabras, lo que se pretende es controlar de una manera eficaz las transformaciones del acero en la zona afectada por el calor. (17, 21, 23, 39, 43)

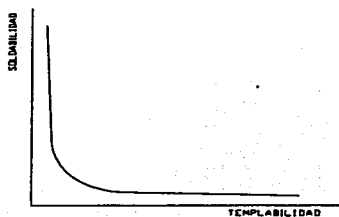


FIG. 3.2 Curva Soldabilidad vs Templabilidad

CAPITULO IV

PARTE EXPERIMENTAL

4.1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Dado que la falla por rotura de las uniones soldadas de los aceros herramienta representa un alto porcentaje del total de fallas de equipos de proceso y herramientas, y considerando el alto costo en tiempo, dinero y productividad que éstas representan, la posibilidad de eliminarlas ó minimizarlas en la forma más económica posible es uno de los temas más activos en la investigación aplicada en soldadura. Esta investigación se dirige para apoyar:

1. El desarrollo de aceros que no se vean afectados en sus propiedades mecánicas y metalúrgicas en la ZAC durante los procesos de soldadura
2. El desarrollo de procesos de soldadura que produzcan una ZAC muy pequeña
3. El desarrollo de metales de aporte que sean capaces de absorber las tensiones causadas por las transformaciones sufridas por el metal base
4. El diseño de tratamientos térmicos sencillos, rápidos y económicos con los cuales se elimine ó neutralice el peligro representado por la formación de estructuras metalográficas de alta fragilidad, así como las tensiones que produce el ciclo térmico de la soldadura.

En cualquiera de los puntos anteriores se buscan dos objetivos principales:

- 1 Al terminar la soldadura, no debe presentar defectos de continuidad detectables por métodos de inspección no destructivos**
- 2 La soldadura debe tener las características físicas y mecánicas, incluyendo ausencia de tensiones residuales internas, que puedan garantizar que la pieza soldada no fallará en el transcurso de la vida útil de la misma, ya sea por fractura, corrosión acelerada, baja resistencia a la fatiga ó liberación imprevista de tensiones residuales por transformación de fases retenidas**

Desde éste punto de vista, ninguna de las tres primeras líneas de investigación podrán, por sí solas, eliminar totalmente el problema potencial de la falla de las uniones soldadas, ya que cualquier acero, por la propia naturaleza alotrópica del fierro, sufrirá transformaciones estructurales y, por ende, cambios dimensionales y modificaciones de propiedades mecánicas al ser sometidos a los ciclos térmicos de la soldadura.

Por otro lado, cualquier proceso de soldadura producirá siempre una zona afectada por el calor por pequeña que ésta sea, y en ella habrá el riesgo de generar zonas de alta fragilidad en los aceros herramienta.

Finalmente, aún el metal de aporte más dúctil será incapaz de evitar transformaciones retrasadas, tensiones de contracción ó microfisuras formadas durante el ciclo térmico de soldadura, sin contar la posibilidad de formación de compuestos intermetálicos ó

estructuras indeseables en la zona de mezcla.

Considerando todo esto, se propone que la máxima seguridad en la unión soldada de un acero herramienta se tendrá si se aceptan las siguientes premisas básicas:

- 1) La soldadura es un proceso termometalúrgico de alta velocidad, que puede producir segregaciones, solidificaciones inhomogéneas, formación, solubilización y/o precipitación de compuestos intermetálicos y/o carburos, así como formación, destrucción y/o retención de fases metalográficas
- 2) La soldadura es un tratamiento térmico incontrolado, efectuado en condiciones extremas de tiempo y temperatura

Basándonos en lo anterior, se parte para proponer un procedimiento de soldadura basado en el establecimiento de barreras térmicas a temperaturas superiores a la temperatura M_s según el diagrama TTT específico de cada acero herramienta, a lo que se le podría llamar soldadura isotérmica, manteniendo esta temperatura a lo largo de todo el proceso de soldadura, incluyendo corte con soplete, biselado con arc-air ó electrodo de corte, etc. Considerando la estructura final deseada en la ZAC, se selecciona la temperatura de postcalentamiento y el tiempo de permanencia a dicha temperatura, siempre basados en el diagrama TTT del acero herramienta en cuestión. En otras palabras, se plantean condiciones térmicas que controlan los cambios estructurales del metal base en la zona afectada por el calor, con el fin de:

- 1) **Racionalizar y controlar cambios de temperatura sufridos por el metal base en la ZAC**
- 2) **Limitar y hacer más manejables las tensiones procedentes de los cambios dimensionales que sufre la unión soldada al solidificarse y enfriarse el cordón de soldadura**
- 3) **Evitar la formación de estructuras de alta fragilidad como la martensita**
- 4) **Evitar la formación de estructuras metaestables como la ferrita delta y la austenita retenida**

Por lo tanto, cubriendo el primer objetivo de este trabajo, se propone una clasificación de los aceros herramienta, basada en la composición química de los mismos y, por supuesto, en la temperatura M_s según el diagrama TTT de cada acero, la cual se divide básicamente en 4 familias principales (fig. 4.1):

- 1) **Aceros Herramienta de bajo carbono y baja aleación**
- 2) **Aceros Herramienta de bajo carbono y alta aleación**
- 3) **Aceros Herramienta de alto carbono y baja aleación**
- 4) **Aceros Herramienta de alto carbono y alta aleación**

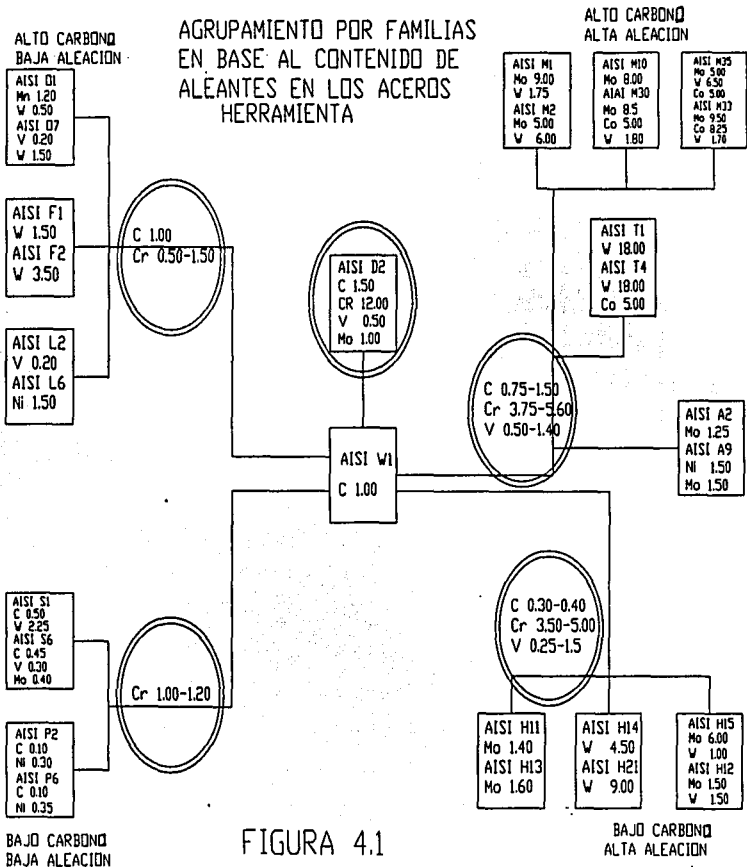


FIGURA 4.1

Asimismo, con el fin de plantear condiciones térmicas que nos ayuden a controlar los cambios estructurales del metal base, especialmente en la ZAC, y cubriendo el segundo objetivo de este trabajo, se desarrolló un esquema muy completo de dicha zona, considerando los efectos térmicos que se presentan al soldar con arco eléctrico (fig. 4.2).

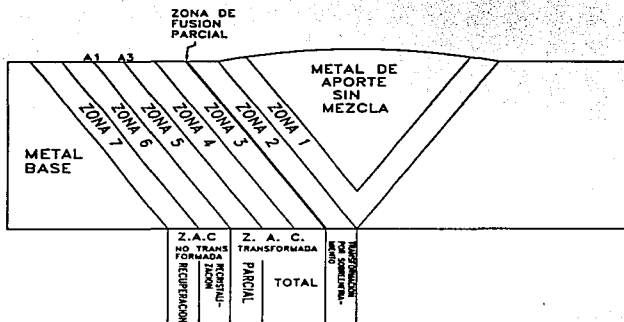


FIG. 4.2 Representación esquemática de la Zona Afectada por el Calor (ZAC).

En dicho esquema, se plantea la división de la ZAC en 7 zonas, las cuales variarán en función de cada acero y de la estructura previa a la soldadura. Las 7 zonas de la ZAC son las siguientes:

- ZONA 1.- Esta zona se presenta únicamente en caso de utilizar cualquier tipo de metal de aporte, y es la zona en donde habrá una mezcla de metal de aporte fundido y metal base fundido, la cual se identificó como ZONA DE MEZCLA. Las transformaciones estructurales que ocurren en ésta zona son por sobreenfriamiento. En el caso de soldadura por fusión sin metal de aporte, ésta zona no existe.

- ZONA 2.- La temperatura generada por el arco eléctrico es suficientemente alta para fundir el metal base, pero ya no se mezcla con el metal de aporte fundido, la cual se identificó como ZONA DE METAL FUNDIDO SIN MEZCLA. Las transformaciones estructurales que ocurren en esta zona son por sobreenfriamiento.

- ZONA 3.- En esta zona el metal base ya no se alcanza a fundir, pero el calentamiento es tan alto que los cristales de austenita que se forman crecen considerablemente, por lo que se identificó como ZONA HIPERCITICA SUPERIOR. La transformación estructural que ocurre en esta zona es total, es decir, al enfriarse los cristales de austenita se transformarán en martensita.

- ZONA 4.- La estructura del metal base se transforma en austenita, pero la temperatura es menor que en la zona 3 por lo que dichos cristales de austenita serán de menor tamaño. Este sería el rango de temperatura de austenización ideal del acero, por lo que se identificó como ZONA HIPERCITICA INFERIOR. La transformación estructural que ocurre en esta zona es total, pero variará con respecto

a la zona 3 por la diferencia en tamaño de los cristales de austenita.

- ZONA 5.- Esta zona está comprendida entre las temperaturas A_{c1} y A_{c3} del diagrama de fases Fe-Fe₃C, por lo que la transformación en esta zona es parcial, ya que tenemos la presencia de austenita y ferrita que, al enfriarse, solamente la austenita se transformará en martensita. Esta zona se identificó como ZONA INTERCRITICA.
- ZONA 6.- Por la temperatura que se alcanza en esta zona se presenta el fenómeno de recristalización del material, con el consiguiente crecimiento de los cristales de ferrita, es decir, no se presenta ningún fenómeno de transformación, por lo que se identificó como ZONA SUBCRITICA SUPERIOR.
- ZONA 7.- La temperatura generada por el arco eléctrico es ya muy baja en esta zona por lo que no hay crecimiento de los cristales de ferrita, sin embargo, se presenta el fenómeno conocido como "recuperación" ó "recovery", que se manifiesta por una pequeña disminución de la dureza del material por alivio de tensiones. En esta zona no ocurre ningún tipo de transformación y se identificó como ZONA SUBCRITICA INFERIOR.

Como se observa, la complejidad de la zona afectada por el calor es mayor en los aceros herramienta por su templabilidad, por lo que debemos estudiar los cambios que sufren

estos aceros al ser sometidos a los ciclos térmicos de la soldadura, con el fin de minimizar ó, si es posible, evitar sus efectos negativos.

Este procedimiento puede parecer poco práctico, sobre todo si se aplica en piezas grandes, pero probablemente sea la forma más eficaz de lograr la máxima confiabilidad en la soldadura de los aceros herramienta. Además, no es necesario el calentamiento de la pieza completa, sino únicamente de la zona que se considera será la ZAC, que desde un punto de vista práctico representa aproximadamente un tanto de la dimensión total de la apertura del bisel a cada lado de la soldadura, lo que simplificaría enormemente el trabajo (fig. 4.3).

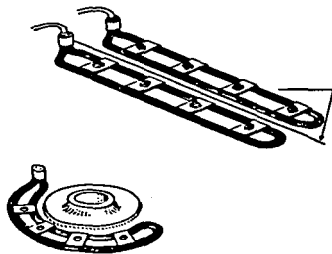


FIG. 4.3 Representación esquemática de resistencias para precalentamiento de zonas en que se aplicará soldadura.

4.2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.2.1 SELECCIÓN DE ACEROS PARA LA INVESTIGACION

Para llevar a cabo ésta investigación, se utilizaron 5 diferentes tipos de aceros herramienta, seleccionados de cada una de las familias de la clasificación propuesta, y que son:

- 1) Acero de bajo carbono y baja aleación: P6
- 2) Acero de bajo carbono y alta aleación: H13
- 3) Acero de alto carbono y baja aleación: O1
- 4) Acero de alto carbono y alta aleación: D2
- 5) Acero de alto carbono y alta aleación: M2

Las composiciones químicas de cada uno de ellos se presentan en la tabla IV.1, y sus diagramas TTT en las figs. 4.4, 4.5, 4.6, 4.7 y 4.8, respectivamente.

TABLA IV.1

ANALISIS QUIMICO DE ACEROS HERRAMIENTA UTILIZADOS EN LA
INVESTIGACION

	ACERO P6	ACERO H13	ACERO O1	ACERO D2	ACERO M2
CARBON (%)	0.10	0.42	0.97	1.56	0.85
MANGANESO (%)	0.55	0.47	1.12	0.38	0.29
SILICIO (%)	0.20	0.90	0.23	0.39	0.41
FOSFORO (%)	0.021	0.015	0.024	0.011	0.019
AZUFRE (%)	0.024	0.019	0.017	0.014	0.020
CROMO (%)	1.47	5.15	0.44	12.16	3.81
NIQUEL (%)	3.33				
MOLIBDENO (%)		1.69		0.87	5.21
TUNGSTENO (%)			0.47		6.22
VANADIO (%)		0.99	0.18	0.47	2.08

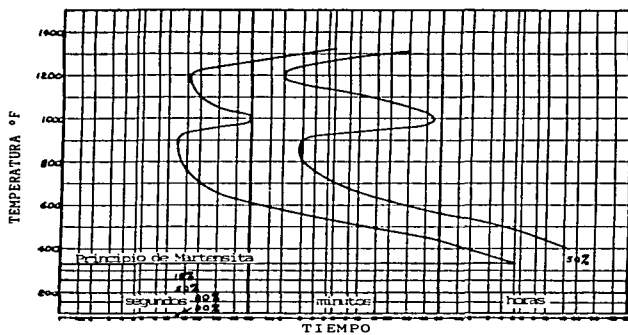


FIG. 4.4 Diagrama TTT del acero P6.

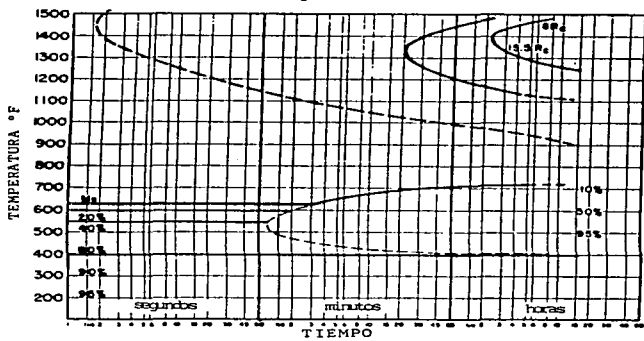


FIG. 4.5 Diagrama TTT del acero H13.

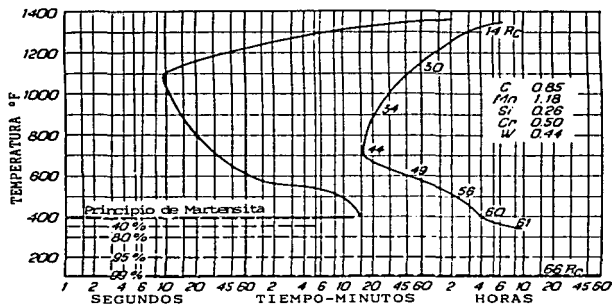


FIG. 4.6 Diagrama TTT del acero O1.

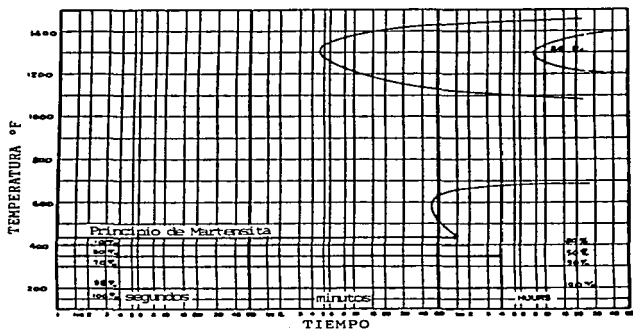


FIG. 4.7 Diagrama TTT del acero D2.

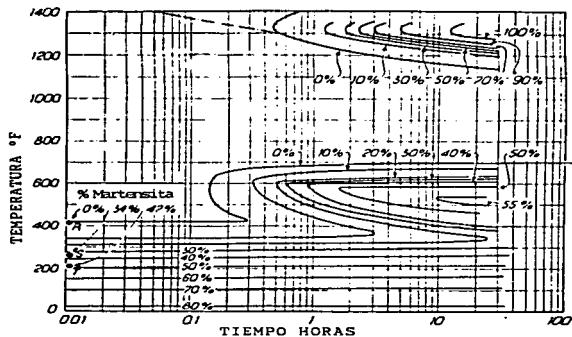


FIG. 4.8 Diagrama TTT del acero M2.

4.2.2 PREPARACION DE PROBETAS

Para cada uno de los aceros seleccionados, se maquinaron probetas que posteriormente se trataron térmicamente. Después del tratamiento térmico, cada una de las probetas fue rectificada a una dimensión final de $\frac{1}{2}$ " de ancho por $\frac{1}{2}$ " de altura por 3" de longitud. El maquinado de las probetas se hace de esta manera para tener suficiente área para el depósito del cordón de soldadura y tener mayor superficie de contacto sobre las caras laterales de la probeta.

4.2.3. TRATAMIENTO TERMICO

Para cada probeta de cada uno de los aceros seleccionados, se llevan a cabo 3 diferentes tipos de tratamiento térmico: Recocido, para obtener una estructura de ferrita+perlita; Austemper, para obtener una estructura de bainita; Temple+Revenido, para obtener una estructura de martensita revenida. Los tratamientos térmicos se realizaron de la siguiente manera:

ACERO P6

Temperatura de Austenitización: 800°C por 30 minutos a temperatura

Recocido: Enfriamiento en chorro de aire hasta 650°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 3 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es de ferrita + perlita. La dureza es de 94-96 Rb.

Austemper: Enfriamiento en agua hasta 300°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 2 ½ horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es bainita. La dureza es de 42-44 Rc.

Temple y Revenido: Enfriamiento en agua hasta temperatura ambiente. Calentamiento posterior a 200°C por 30 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es martensita revenida. La dureza es de 49-51 Rc.

ACERO H13

Temperatura de Austenitización: 980°C por 30 minutos a temperatura y empacado en carbón para evitar la descarburización.

Recocido: Enfriamiento en chorro de aire hasta 760°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 3 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es de pequeños carburos esféricos en matriz de ferrita. La dureza es de 14-16 Rc.

Austemper: Enfriamiento en chorro de aire hasta 400°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 3 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es bainita. La dureza es de 50-52 Rc.

Temple y Revenido: Enfriamiento en aceite hasta temperatura ambiente. Calentamiento posterior a 500°C por 60 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es martensita revenida. La dureza es de 54-56 Rc.

ACERO O1

Temperatura de Austenitización: 820°C por 30 minutos a temperatura

Recocido: Enfriamiento en chorro de aire hasta 700°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 1 hora y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es de carburos en matriz de ferrita. La dureza es de 22-24 Rc.

Austemper: Enfriamiento en aceite hasta 300°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 3 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es bainita + pequeñas cantidades de carburos. La dureza es de 45-47 Rc.

Temple y Revenido: Enfriamiento en aceite hasta temperatura ambiente. Calentamiento posterior a 250°C por 30 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es martensita revenida + carburos. La dureza es de 57-59 Rc.

ACERO D2

Temperatura de Austenitización: 1010°C por 30 minutos a temperatura y empaçado en carbón para evitar la descarburización.

Recocido: Enfriamiento en chorro de aire hasta 700°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 10 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es de carburos esféricos en matriz de ferrita. La dureza es de 23-25 Rc.

Austemper: Enfriamiento en chorro de aire hasta 300°C, mantener isotérmicamente la

temperatura por 20 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es bainita + carburos. La dureza es de 54-56 Rc.

Temple y Revenido: Enfriamiento en chorro de aire hasta temperatura ambiente. Calentamiento posterior a 538°C por 30 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. Calentar nuevamente a 538°C por 30 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es martensita revenida + carburos. La dureza es de 59-61 Rc.

ACERO M2

Temperatura de Austenitización: 1100°C por 30 minutos a temperatura y empacado en carbón para evitar la descarburización.

Recocido: Enfriamiento en chorro de aire hasta 700°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 16 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es de carburos esféricos en matriz de ferrita. La dureza es de 25-27 Rc.

Austemper: Enfriamiento en chorro de aire hasta 300°C, mantener isotérmicamente la temperatura por 9 horas y enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es bainita + carburos. La dureza es de 57-59 Rc.

ESTA TESIS NO DEBE SALIR DE LA BIBLIOTECA

Temple y Revenido: Enfriamiento en chorro de aire hasta temperatura ambiente. Calentamiento posterior a 550°C por 30 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. Calentar nuevamente a 550°C por 30 minutos a temperatura y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. La estructura resultante es martensita revenida + carburos. La dureza es de 61-63 Rc.

4.2.4. SUJECION DE LAS PROBETAS

Las probetas, tratadas y rectificadas a la medida final, se colocan en un dispositivo de sujeción, denominado plataforma de sujeción de probetas, que nos ayuda para darle rigidez a la muestra y que consiste de un mecanismo de apriete de tornillo sinfin con un par de mordazas de cobre electrolítico. Las mordazas de este dispositivo nos permiten controlar con mayor facilidad el ciclo térmico de la soldadura, además de que, por su tamaño, nos permite simular condiciones reales de pérdida de calor en piezas voluminosas, así como facilitamos el pre y postcalentamiento de las probetas.

4.2.5. APLICACIÓN DEL CORDON DE SOLDADURA

A cada probeta se le hace un cordón de soldadura por fusión (sin metal de aporte) por medio del proceso TIG (Tungsten Inert Gas). Para evitar que existan diferencias entre los cordones aplicados en cada probeta de cada acero, se estandarizaron los parámetros de aplicación. Para esto, se diseñó un dispositivo para regular la velocidad de avance y mantener constante la longitud de arco; este dispositivo consiste en un motor cuya flecha

se conecta a un tornillo sin fin, en el cual se adaptó un sujetador del maneral del proceso TIG, los cuales se adaptan a la plataforma de sujeción de probetas. Así, las condiciones bajo las que se aplicaron todos los cordones de soldadura, excepto las temperaturas de pre y postcalentamiento, son constantes y fueron las siguientes:

- Corriente directa polaridad directa
- 220 volts
- 60 amperes
- Diámetro del electrodo de tungsteno de 1/8"
- Flujo de Gas Argón de 20 pies cúbicos por hora
- Velocidad de avance de 1/2" por minuto
- Longitud de arco de 1/16"

4.2.6. MAPEO DE MICRODUREZAS Y ANALISIS METALOGRAFICO

Una vez terminada cada prueba, se dejan enfriar las probetas en las mordazas de cobre de la plataforma de sujeción de probetas hasta temperatura ambiente. Enseguida, se hace un corte transversal del cordón de soldadura al centro de la probeta, y ambas mitades se atacan con Nital al 2% ó $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$.

Sobre una de las caras se realiza un mapeo de microdurezas en la escala de Vickers con

1 Kg. de carga, con indentaciones partiendo del centro del cordón de soldadura hasta el metal base, con una distancia entre ellas de 0.010". Con los valores obtenidos se calculan valores promedios para las diferentes zonas de la ZAC y se grafican. En la otra cara de la probeta se realiza un estudio metalográfico de la ZAC.

CAPITULO V

PLANTEAMIENTO DE EXPERIMENTOS

5.1. PRUEBAS PRELIMINARES

El tercer objetivo de esta investigación es determinar la influencia de la estructura previa del metal base sobre las estructuras resultantes en la zona afectada por el calor generada por el ciclo térmico de la soldadura. Para ello, se deposita un cordón de soldadura en probetas de cada uno de los aceros seleccionados con sus diferentes tratamientos térmicos y de acuerdo al diseño de experimento mencionado anteriormente, sin utilizar precalentamientos ó postcalentamientos.

Las estructuras obtenidas en la ZAC se observaron a diferentes aumentos y el resultado del análisis metalográfico se presenta en la tabla V.1.

Como se indicó, el mapeo de microdurezas se realizó a lo largo de una línea que iniciaba al centro del cordón de soldadura y perpendicularmente a la superficie de la muestra. Estas durezas se graficaron (figs. 5.1, 5.2, 5.3, 5.4 y 5.5), formando conjuntos para cada tipo de acero. De los valores promedio obtenidos para cada zona de la ZAC de cada acero, se calculó la desviación estándar total de la ZAC, considerando que estas variaciones son un reflejo de las diferencias que pueden existir entre cada una de las zonas de la ZAC de cada acero (tabla V.2).

	METAL FUNDIDA	ZONA DE TRANSFORMACION HIPERTRICA A SIN CRISTAL MIENTO DE CRISTAL	ZONA DE TRANSFORMACION HIPERTRICA A SIN CRISTAL MIENTO DE CRISTAL	ZONA INTERTRICA	ZONA SUBTRICA CON CRECIMIENTO DE CRISTAL	ZONA SUBTRICA CON CRECIMIENTO DE CRISTAL	STRUCTURA ORIGINAL
P6 Recocido	Martensita Acicular + Perlitica	Martensita en Placas + Carburos	ND	Martensita + Carburos + Ferrita	ND	ND	Ferrita + Perlitica
P8 Avanzado	Martensita en Placas Widmanstätten mañada + Perlitica	Martensita Acicular	Martensita Acicular + Martensita en Placas	ND	ND	Banata	Banata
P8 Templado	Martensita en Placas Widmanstätten mañada + Perlitica	Martensita Acicular	ND	Martensita Acicular + Austenita Retenida	ND	Martensita	Martensita
H13 Recocido	Martensita acicular Widmanstätten + Carburos	Martensita + Carburos	ND	Ferrita/Martensita + Carburos Esferoidales pequeños	ND	ND	Carburos Esferoidales en Matriz de Ferrita
H13 Avanzado	Banata Widmanstätten + Carburos	Banata	Martensita + Carburos Aglomerados	ND	ND	Banata	Banata
H13 Templado	Banata + Martensita Widmanstätten sin Reverne	Banata	Martensita sin reverne + Banata	Banata + Martensita sin Reverne	Martensita Reverne	Martensita	Martensita
G1 Recocido	Martensita en Placas + Carburos	Martensita en Placas + Austenita Retenida	Martensita muy fina en Matriz de Austenita		Martensita sin Reverne		
G1 Avanzado	Martensita en placas + Austenita retenida + Carburos Esferoidales	Martensita en placas + austenita retenida + Carburos	ND	Banata Austenita Retenida + Carburos	Banata + Carburos Esferoidales	Banata + Carburos	Banata + Carburos
G1 Templado	Martensita en placas Widmanstätten + Austenita Retenida	Banata + Carburos + Austenita Retenida	ND	Banata muy fina + Carburos	Sorbita	Martensita + Carburos	Martensita + Carburos
I2 Recocido	Banata + Carburos Intermetálicos	Martensita + Carburos Martens Intermetálicos	ND	Banata + Carburos	ND	ND	Carburos Ferrita + Ferrita + Carburos Esferoidales
I2 Avanzado	Banata + Carburos Intermetálicos	Martensita + Carburos Intermetálicos	ND	ND	Banata + Carburos Martens	Banata + Carburos Intermetálicos	Banata + Carburos Intermetálicos
I2 Templado	Martensita Widmanstätten + Austenita Retenida	Martensita + Carburos Intermetálicos	ND	Martensita + Carburos	ND	Martensita + Carburos Esferoidales	Martensita + Carburos Esferoidales
M2 Recocido	Banata + Carburos Intermetálicos	Martensita Martens + Perlitica	ND	Banata + Carburos Globulares	ND	ND	Ferrita + Carburos Esferoidales
M2 Avanzado	Banata + Carburos Intermetálicos	Banata + Carburos Martens	ND	ND	Banata + Carburos Martens	Banata + Carburos Esferoidales	Banata + Carburos Martens
M2 Templado	Banata + Carburos Intermetálicos	Martensita + Carburos Intermetálicos	ND	Martensita + alta cantidad de Carburos	ND	Martensita + Carburos Esferoidales	Martensita + Carburos Esferoidales

TABLA V.1 Estructuras metalográficas de las diferentes subzonas de la ZAC



FIG. 5.1 Metalografía de la ZAC de un acero herramienta P-6, tomada a 100X y atacada con Nital al 2%.

En la parte superior se observa el metal fundido y en la parte inferior el metal base

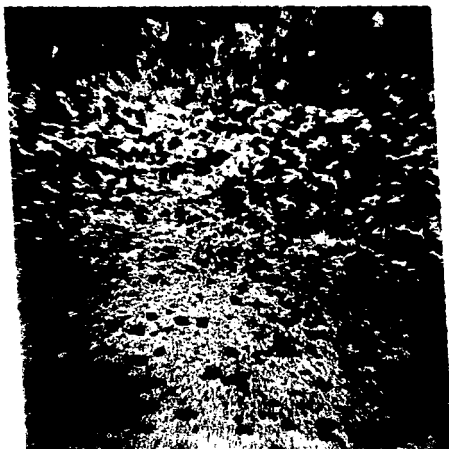


FIG. 5.2 Metalografía de la ZAC de un acero herramienta H-13, tomada a 100X y atacada con Nital al 2%
En la parte superior se observa el metal fundido y en la parte inferior el metal base



**FIG. 5.3 Metalografía de la ZAC de un acero herramienta O-1, tomada a 100X y atacada con Nital al 2%
En la parte superior se observa el metal fundido y en la parte inferior el metal base**



FIG. 5.4 Metalografía de la ZAC de un acero herramienta D-2, tomada a 100X y atacada con Nital al 2%
En la parte superior se observa el metal fundido y en la parte inferior el metal base

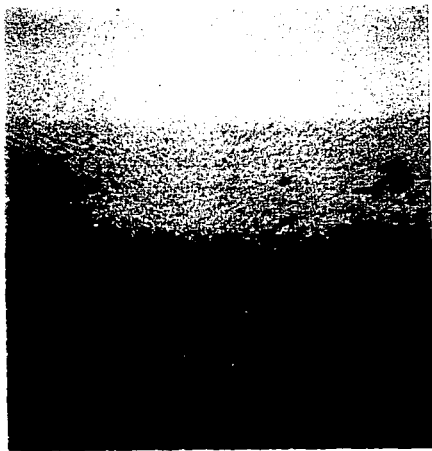


FIG. 5.5 Metalografía de la ZAC de un acero herramienta M-2, tomada a 100X y atacada con Nital al 2%
En la parte superior se observa el metal fundido y en la parte inferior el metal base

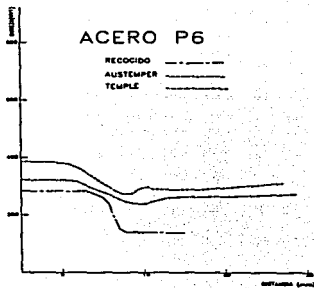


FIG. 5.6 Gráfica Dureza-Distancia para el acero P-6 con diferente tratamiento térmico

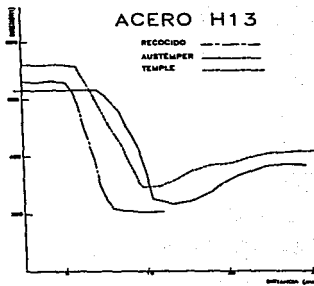


FIG. 5.7 Gráfica Dureza-Distancia para el acero H-13 con diferente tratamiento térmico

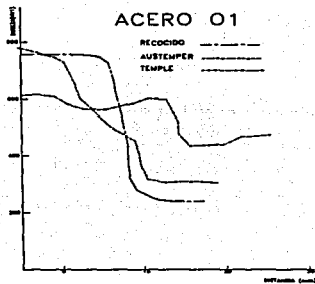


FIG. 5.8 Gráfica Dureza-Distancia para el acero O-1 con diferente tratamiento térmico

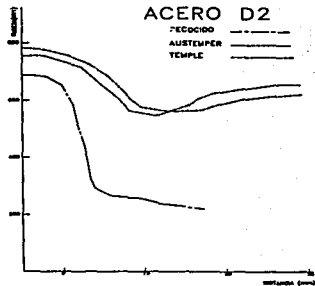


FIG. 5.9 Gráfica Dureza-Distancia para el acero D-2 con diferente tratamiento térmico

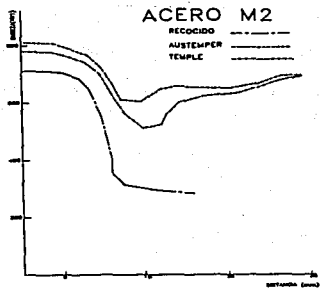


FIG. 5.10 Gráfica Dureza-Distancia para el acero M-2 con diferente tratamiento térmico

	P 6			H 13			O 1			D 2			M 2		
	R	A	T	R	A	T	R	A	T	R	A	T	R	A	T
	Zona - 2	256	363	303	652	673	634	756	739	583	681	779	737	695	793
Zona - 3	304	357	297	614	569	634	679	600	594	667	659	662	679	671	666
Zona - 4	224	290	254	508	524	543	784	524	634	543	560	619	556	575	644
Zona - 5	ND	ND	285	439	466	479	634	ND	ND	444	ND	547	452	ND	556
Zona - 6	ND	ND	ND	ND	ND	417	524	466	ND	ND	ND	ND	ND	ND	ND
Zona - 7	ND	322	303	ND	391	361	375	357	452	ND	601	590	ND	625	611
Metal Base no afectado	172	433	479	222	532	614	278	411	544	269	734	807	254	746	829
Desviación estándar total en Z A C	43.52	26.62	19.58	69.8	48.85	71.63	129.85	78.21	19.59	99.7	48.91	37.87	102.3	50.24	38.32

R= Recocido.

A= Austemper.

T= Temple.

TABLA V.2
 Mapeo de micro durezas y desviación estándar en la zona afectada por el calor de cada acero, sin precalentamiento ni postcalentamiento

5.1.1. ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS DE PRUEBAS PRELIMINARES

Del mapeo de microdurezas, se observa inmediatamente que el comportamiento de cada una de las tres estructuras básicas previas de las que se partió, es no solo diferente entre cada tipo de acero, sino que es diferente entre cada estructura de un mismo acero.

Si se comparan las desviaciones estándar de la ZAC de cada acero (tabla V.2), se observa que, en general, el acero P-6 es el que cambia menos agudamente entre cada zona de la ZAC. Esto es lógico si consideramos que su contenido de carbono es relativamente bajo, al igual que su contenido de aleantes, comparado con respecto a los demás aceros estudiados, y que, además, tiene níquel como aleante, el cual tiende a desplazar al carbono en tratamiento térmico a la formación de carburos y no a la disolución en el metal, con lo cual la martensita que se forma lo hace más lentamente y con menor nivel de dureza.

En cambio, el acero O-1, que tiene un contenido de carbono más alto y relativamente pocos aleantes aunque fuertes formadores de carburos, tenderá bajo tratamiento térmico a formar carburos pero dejando suficiente carbono para formar martensita con alto nivel de tensiones. Esto provocará cambios sumamente marcados entre las diferentes zonas de la ZAC, debido a la mayor ó menor posibilidad de difusión del carbono, causado por la diferencia de temperaturas entre cada zona de la misma; asimismo, habrá mayor tendencia a la formación de austenita retenida por el bajo contenido de aleantes que, con

la simple medición de la dureza, se transformará en martensita.

En los aceros D-2 y M-2, con un alto nivel de carburos debido al contenido de carbono y a la alta concentración de elementos de aleación formadores de carburos, las estructuras resultantes en la ZAC dependerán profundamente de la temperatura y el tiempo a la cual se lleve a cabo el tratamiento térmico, y esto dará como resultado una gran diferencia en la respuesta entre el estado recocido, que lógicamente tendrá más carbono disuelto en el metal base, y las estructuras de austemper y temple+revenido, que tenderán a tener el carbono en forma de carburos bien formados.

Por último, el acero H-13 presenta características intermedias a las ya mencionadas, puesto que su cantidad de carbono es de concentración intermedia y uno de sus principales aleantes es fuerte formador de carburos en alta concentración, pero debido a la poca cantidad de carbono éste se disolverá en gran parte en la matriz.

5.1.2. CONCLUSIONES DE PRUEBAS PRELIMINARES

Las conclusiones de los resultados de las pruebas preliminares son las siguientes:

- 1) Existe una variación en cuanto a estructuras, durezas y, por lo tanto, fragilidad de la ZAC, en función de la estructura inicial del acero.

- 2) El contenido de carbono y la presencia de elementos aleantes formadores de carburos tales como cromo, molibdeno, vanadio y tungsteno, tenderán a dar gran variabilidad en las diferentes zonas de la ZAC, generando de esta forma un mayor nivel de tensiones y, por lo tanto, mayor tendencia a la fisuración.
- 3) Los aleantes cúbicos centrados en las caras, que normalmente tienden a estabilizar la austenita y no forman carburos, tenderán al mismo tiempo a dar menos dureza y menos variabilidad de ésta en las diferentes zonas de la ZAC.
- 4) Contrariamente a la opinión de algunos autores, no es conveniente recocer los aceros herramienta antes de soldarlos puesto que, como se observa en las gráficas 5.1 a 5.5, la mayor variación de durezas y la mayor desviación estándar de durezas en la ZAC se presenta precisamente cuando el acero está en estado recocido.
- 5) En virtud de que la menor variación de durezas se presenta, en todos los casos, en estado de temple+revenido y de que estos aceros se trabajan normalmente en ésta condición de tratamiento térmico, se considera que ésta es la estructura inicial ideal para soldarlos.

5.2. DESARROLLO DE EXPERIMENTOS.

En función de los resultados obtenidos en las pruebas preliminares, se determinó que la estructura metalúrgica de la que se partirá para realizar los experimentos de esta

investigación es la martensita revenida, que se obtiene de un tratamiento térmico de temple+revenido, y que es la condición típica de uso industrial de los aceros herramienta. Las pruebas finales consisten, al igual que las pruebas preliminares, en depositar un cordón de soldadura en diversas probetas de los aceros herramienta seleccionados, con la diferencia de que se utilizarán precalentamientos y postcalentamientos de acuerdo al diagrama TTT de cada acero y así cubrir el cuarto objetivo de este trabajo.

Las temperaturas M_s y M_f de cada uno de los aceros estudiados, se presentan en la tabla V.3

TABLA V.3

ACERO	TEMPERATURA M_s	TEMPERATURA M_f
P6	370°C	90°C
O1	200°C	40°C
H13	320°C	80°C
D2	220°C	40°C
M2	190°C	30°C

El procedimiento experimental que se siguió consiste en la realización de dos diferentes experimentos. En el primero de ellos, las probetas de los aceros herramienta estudiados se precalientan a una temperatura entre M_s y M_f de cada uno de ellos, se aplica el cordón de soldadura y se dejan enfriar lentamente sin postcalentamiento. El segundo experimento consiste en precalentar a una temperatura 50°C por arriba de M_s y postcalentar a una temperatura 50°C por arriba de la temperatura de precalentamiento. En las tablas V.4 y V.5 se muestran las diferentes temperaturas seleccionadas en cada caso.

TABLA V.4

ACERO	TEM. DE PRECALENTAMIENTO	TEM. DE POSTCALENTAMIENTO
P6	180°C	420°C
O1	120°C	170°C
H13	200°C	250°C
D2	130°C	180°C
M2	110°C	160°C

TABLA V.5

ACERO	TEM. DE PRECALENTAMIENTO	TEM. DE POSTCALENTAMIENTO
P6	420°C	470°C
O1	250°C	300°C
H13	370°C	420°C
D2	270°C	320°C
M2	240°C	290°C

Como se indicó, el mapeo de microdurezas se realizó a lo largo de una línea que iniciaba al centro del cordón de soldadura y perpendicularmente a la superficie de la muestra. Los promedios de estas durezas en las diversas probetas realizadas se graficaron y los resultados se muestran en las figs. 5.6 a 5.15.

Asimismo, las estructuras obtenidas en la ZAC se observaron en el microscopio a diferentes aumentos y las metalografías se presentan en las fotos 5.26 a 5.35.

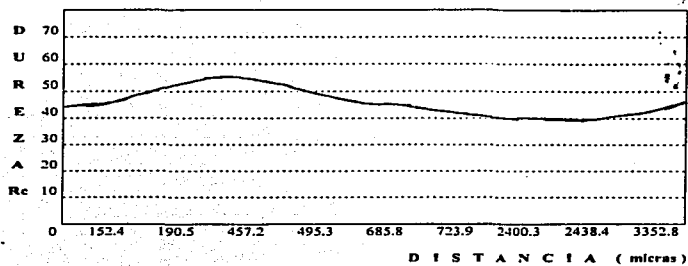


FIG. 5.11 Gráfica Dureza-Distancia para el acero P-6 con precalentamiento entre Ms y Mf y sin postcalentamiento

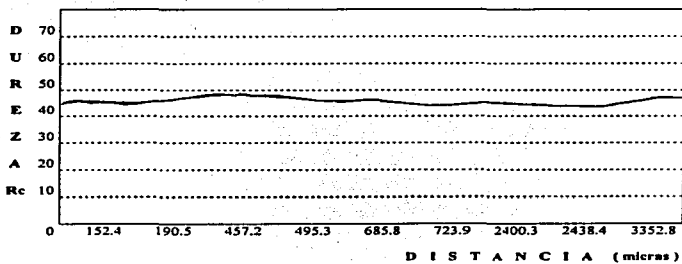


FIG. 5.12 Gráfica Dureza-Distancia para el acero P-6 con precalentamiento arriba de Ms y con postcalentamiento

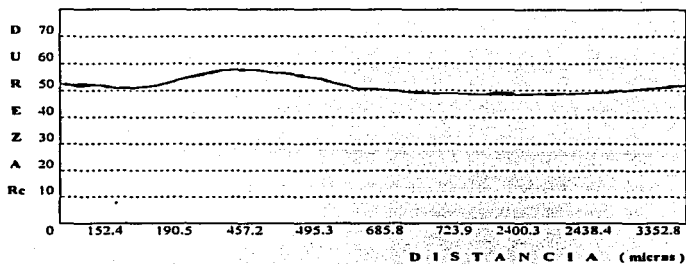


FIG. 5.13 Gráfica Dureza-Distancia para el acero H-13 con precalentamiento entre Ms y Mf y sin postcalentamiento

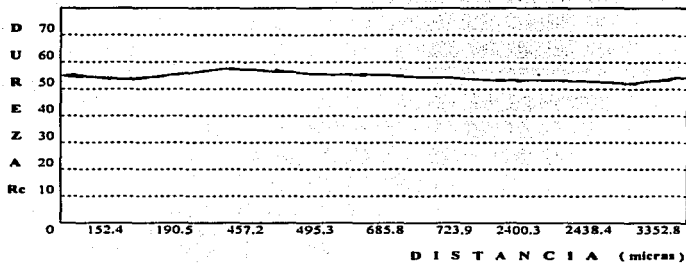


FIG. 5.14 Gráfica Dureza-Distancia para el acero H-13 con precalentamiento arriba de Ms y con postcalentamiento

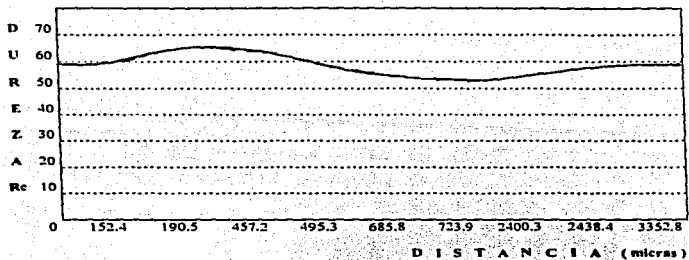


FIG. 5.15 Gráfica Dureza-Distancia para el acero O-1 con precalentamiento entre Ms y Mf y sin postcalentamiento

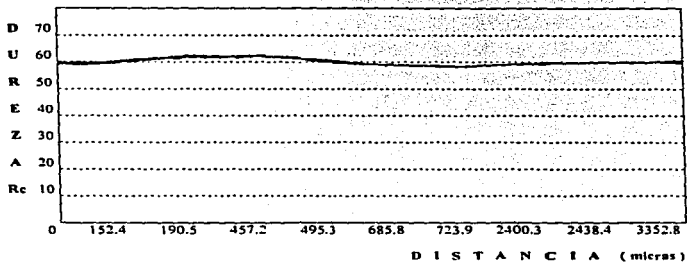


FIG. 5.16 Gráfica Dureza-Distancia para el acero O-1 con precalentamiento arriba de Ms y con postcalentamiento

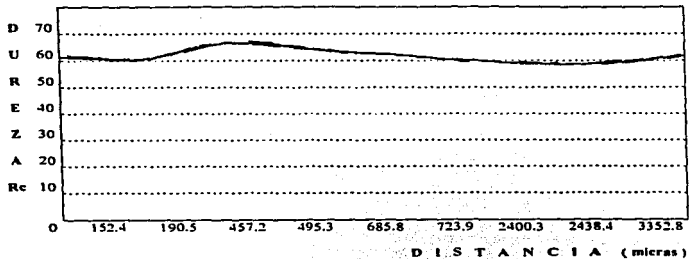


FIG. 5.17 Gráfica Dureza-Distancia para el acero D-2 con precalentamiento entre Ms y Mf y sin postcalentamiento

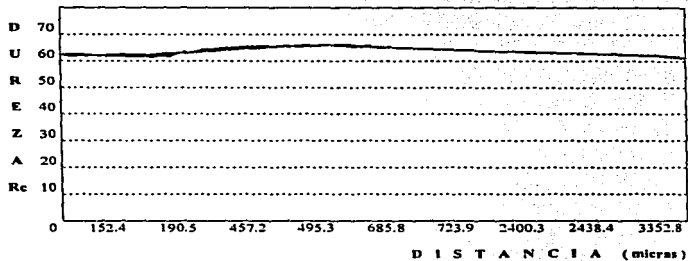


FIG. 5.18 Gráfica Dureza-Distancia para el acero D-2 con precalentamiento arriba de Ms y con postcalentamiento

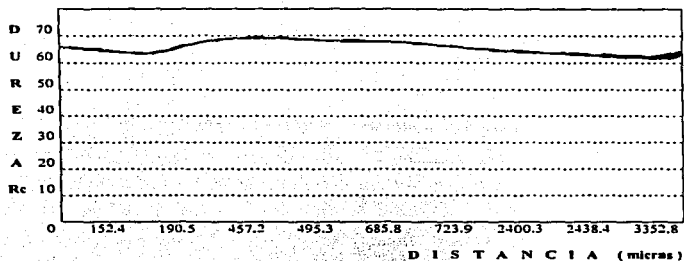


FIG. 5.19 Gráfica Dureza-Distancia para el acero M-2 con precalentamiento entre Ms y Mf y sin postcalentamiento

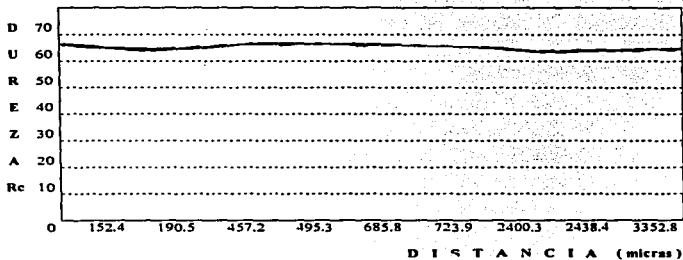


FIG. 5.20 Gráfica Dureza-Distancia para el acero M-2 con precalentamiento arriba de Ms y con postcalentamiento



(a) Metal Fundido



(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5



(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

FIG. 5.21 ZAC del acero P-6 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento entre Ms y Mf, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%



(a) Metal Fundido



(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5



(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

FIG. 5.22 ZAC del acero P-6 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento arriba de Ms y postcalentamiento, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.



(a) Metal Fundido



(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5

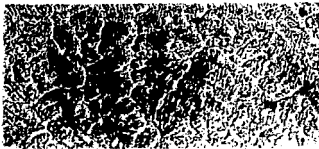


(d) Zonas 6 y 7

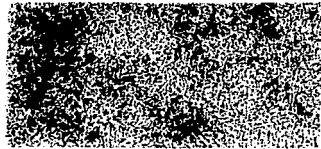


(e) Metal Base

FIG. 5.23 ZAC del acero H-13 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento entre Ma y Mf, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%



(a) Metal Fundido



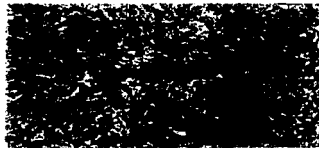
(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5

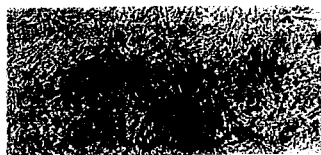


(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

FIG. 5.24 ZAC del acero H-13 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento arriba de Ms y postcalentamiento, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.



(a) Metal Fundido



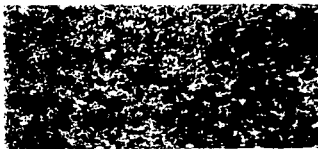
(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5

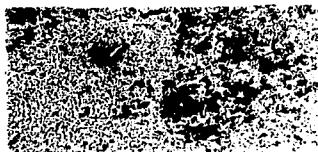


(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

FIG. 5.25 ZAC del acero O-1 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento entre Ms y Mf, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.



(a) Metal Fundido



(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5

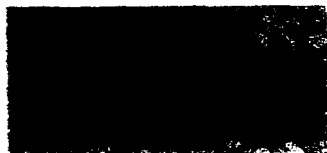


(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

FIG. 5.26 ZAC del acero O-1 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento arriba de M_s y postcalentamiento, tomadas a 500X. Ataque con rita l al 2%.



(a) Metal Fundido



(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5



(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

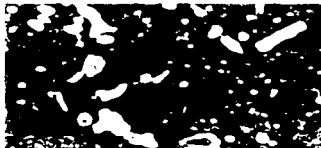
FIG. 5.27 ZAC del acero D-2 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento entre Ms y Mf, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.



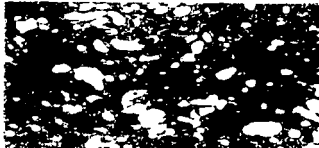
(a) Metal Fundido



(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5



(d) Zonas 6 y 7

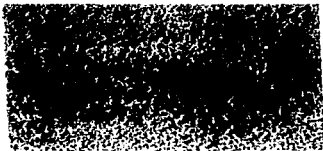


(e) Metal Base

FIG. 5.28 ZAC del acero D-2 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento arriba de M_s y postcalentamiento, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.



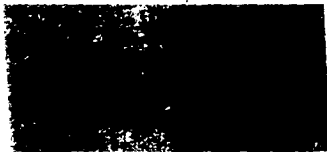
(a) Metal Fundido



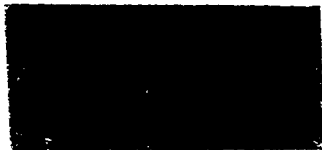
(b) Zonas 2 y 3



(c) Zonas 4 y 5



(d) Zonas 6 y 7



(e) Metal Base

FIG. 5.29 ZAC del acero M-2 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento entre Ms y Mf, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.

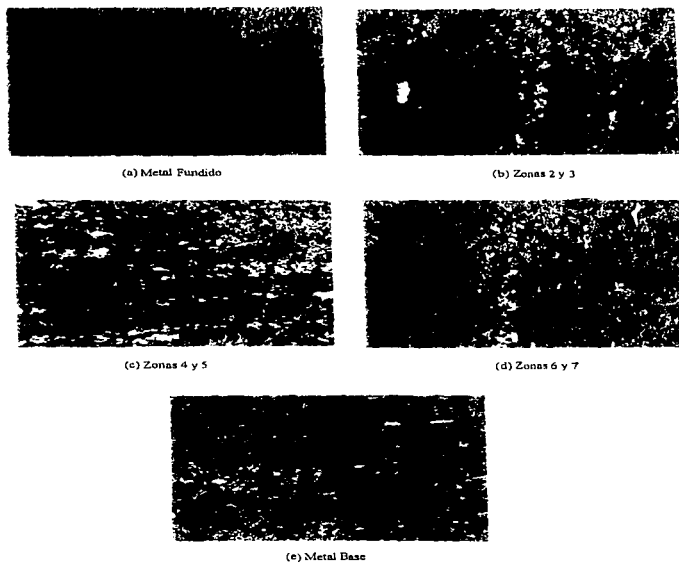


FIG. 5.30 ZAC del acero M-2 desde metal fundido (a) hasta metal base (e) con precalentamiento arriba de Ms y postcalentamiento, tomadas a 500X. Ataque con nital al 2%.

5.2.1. ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS.

Primeramente, compararemos los resultados obtenidos en el mapeo de microdurezas entre las pruebas preliminares y los experimentos finales. En todos los casos, las variaciones que se obtuvieron en los valores de microdureza de la ZAC en los experimentos finales son mucho menores a los obtenidos en las pruebas preliminares, independientemente de la estructura de la que se parte. Se observa claramente el notable efecto que produce el precalentamiento de la pieza a soldar, ya que se elimina la brusca pendiente que se presenta, en todos los casos, cuando no se precalienta el acero. Esta pendiente es indicativa de la presencia de estructuras frágiles de alta dureza que no se pudieron controlar durante el proceso de soldadura.

Al comparar las gráficas obtenidas para cada uno de los aceros en los experimentos finales, se observa que, para todos ellos, la variación en la dureza desde el centro del cordón hasta el metal base es mucho menor cuando se precalienta por arriba de la temperatura M_s que cuando se precalienta entre M_s y M_f . De hecho, la variación en los valores de microdureza para todos los aceros es mínima cuando el precalentamiento es superior a la temperatura M_s (figs. 5.12, 5.14, 5.16, 5.18 y 5.20). Lo que sucede cuando sólo se precalienta a una temperatura entre M_s y M_f es que, al enfriarse el acero, éste se transforma al pasar la temperatura M_s , generando la formación de estructuras duras y frágiles que se pueden fisurar más fácilmente, las cuales no podemos controlar a menos que se vuelva a calentar la pieza a la temperatura de austenitización para realizar un tratamiento térmico controlado.

Por otro lado, cuando precalentamos el acero por arriba de la temperatura Ms establecemos una barrera térmica que impide que la estructura del acero, que en ese momento es de austenita, cruce la temperatura Ms y se transforme en martensita, con los consiguientes problemas que genera su formación y que fueron comentados anteriormente. De esta manera, al terminar la operación de soldadura, podemos controlar la transformación de dicha estructura de austenita manejando la temperatura y el tiempo de postcalentamiento, con el fin de que las estructuras resultantes durante el enfriamiento no tengan altos niveles de tensiones residuales internas.

Todo esto se corrobora cuando observamos las metalografías obtenidas de la zona afectada por el calor (ZAC) para cada uno de los aceros. Para los casos de precalentamiento entre Ms y Mr (fotos 5.21, 5.23, 5.25, 5.27 y 5.29), se observan algunas diferencias en la microestructura, principalmente en las zonas 2 y 3, en las que ocurrió una transformación fuera de control de austenita a martensita, lo que se refleja en "picos" de dureza en las gráficas 5.11, 5.13, 5.15, 5.17 y 5.19. No obstante, las condiciones microestructurales de la ZAC en estos aceros es mucho mejor que en los casos en que no se precalientan, en donde tenemos una gran variación en microdureza y microestructura (tablas V.1 y V.2, fotos 5.1 a 5.5 y gráficas 5.6 a 5.10). Esto no significa, de ninguna manera, que esto sea una solución del problema.

En las metalografías 5.22, 5.24, 5.26, 5.28 y 5.30, observamos que la microestructura es mucho más homogénea en todas las zonas (desde metal fundido hasta metal base) que para cualquiera de los casos anteriormente descritos. De hecho, la variación en la

microdureza entre las diferentes zonas de la zona afectada por el calor es mínima, como se observa en las gráficas 5.12, 5.14, 5.16, 5.18 y 5.20. Esto se logra mediante un control de las temperaturas y tiempos de postcalentamiento de acuerdo al diagrama TTT de cada acero, ya que, al impedir la transformación de la austenita en el enfriamiento debido a nuestra barrera térmica por arriba de M_s , podemos lograr una gran homogeneidad microestructural en toda la zona afectada por el calor como se mencionó anteriormente.

5.2.2. CONCLUSIONES.

Las conclusiones de los resultados de las pruebas finales son las siguientes:

- 1) Es de vital importancia utilizar el precalentamiento y el postcalentamiento cuando se soldan aceros herramienta, ya que de esta manera se pueden controlar los cambios estructurales que ocurren en la zona afectada por el calor.
- 2) No es recomendable precalentar a temperaturas por abajo de la temperatura M_s de los aceros, ya que se alcanzan a formar estructuras frágiles en el enfriamiento.
- 3) Las temperaturas de precalentamiento y postcalentamiento deberán programarse para cada acero, específicamente en base a las propiedades térmicas particulares de cada uno de ellos y de acuerdo su diagrama TTT.

- 4) Debe recalcar que no se debe utilizar un mismo procedimiento de soldadura para diferentes aceros herramienta. Sin embargo, se debe estudiar la posibilidad de generar procedimientos de soldadura por familias de aceros herramienta, de acuerdo a la clasificación propuesta en este trabajo (figura 4.1).
- 5) Aunado a un adecuado procedimiento de soldadura, la selección del metal de aporte será fundamental en el óptimo resultado de la soldadura de los aceros herramienta.
- 6) La técnica ó procedimiento específico que se propone para soldar aceros herramienta es la siguiente:
- Preferentemente, soldar los aceros en condición de temple+revenido.
 - Precalentar el acero a una temperatura 50°C por arriba de la temperatura Ms que indique el diagrama TTT específico del acero que se va a soldar.
 - El precalentamiento se deberá hacer antes de iniciar cualquier operación de soldadura, como por ejemplo el biselado con electrodo. Cabe aclarar que, en la medida que sea posible, no deberá usarse el arc-air para biselar, ya que este proceso difunde mucho carbono en la superficie, lo que altera las condiciones del acero en la zona de soldadura.
 - No será necesario precalentar la pieza completa que se va a soldar, sino específicamente la zona en que se aplicará la soldadura. Esto es importante en el caso de piezas muy voluminosas.

- Es necesario mantener la temperatura de precalentamiento en la zona de soldadura durante todo el tiempo que se este aplicando soldadura. Para ello, se pueden utilizar resistencias eléctricas ó multiflamas de oxígeno-acetileno.
- Al terminar la operación de soldadura, se debe postcalentar la pieza a una temperatura 50°C superior a la temperatura de precalentamiento. El tiempo que debe permanecer la soldadura a esta temperatura, será función de la estructura final deseada en la zona afectada por el calor y de acuerdo al diagrama TTT específico del acero.
- Una vez que se cumplió el tiempo necesario de postcalentamiento, la pieza se deberá enfriar lentamente, con el fin de evitar fisuras por choque térmico.

5.3. INVESTIGACIONES FUTURAS

A pesar de que se ha propuesto un procedimiento para soldar los aceros herramienta, es necesario continuar los trabajos sobre este tema, ya que aún quedan pendientes numerosas líneas de investigación por seguir, como son:

- 1) Determinar la influencia de la temperatura y tiempo de austenización en el tratamiento térmico de los aceros herramienta sobre las estructuras de la ZAC.
- 2) Determinar si el comportamiento del metal base es igual cuando se utiliza metal de aporte.

- 3) **En base al punto anterior, realizar las modificaciones necesarias al procedimiento de soldadura planteado en esta investigación.**
- 4) **Desarrolló de electrodos que faciliten el procedimiento de soldadura planteado.**
- 5) **Determinar el grado de afectación sobre la ZAC por el uso de electrodos herramienta ó arc-air para el biselado de aceros herramienta.**
- 6) **Determinar la influencia de la austenita retenida sobre la ZAC de los aceros herramienta, en función de la cantidad presente después del tratamiento térmico.**
- 7) **Determinar la aplicabilidad de los diagramas CCT en la soldadura de aceros herramienta**
- 8) **Determinar la factibilidad de desarrollar procedimientos de soldadura por familias de aceros herramienta, de acuerdo a la clasificación propuesta en este trabajo.**

BIBLIOGRAFIA

1. Grong, O. y Matlok, D.K., "Microstructural Development in mild and low alloy steel Weld Metals", International Metals Reviews, Vol. 31, No. 1, pp. 27-48, 1986
2. Goel, N.C.; Charkravarty, J.P. y Tangri, K., "The Influence of Starting Microstructure on the Retention and Mechanical Stability of Austenite in an Intercritically annealed low alloy dual phase steel", Metallurgical Transactions A, Vol. 18A, pp. 5-9, Enero, 1987
3. Doyen, P.S. y Skrabec, Q.R. Jr., "A New Technique for Welding Tool Steels", Welding Journal, Vol. 60, (9), pp. 25'28, 1981
4. Glickstein, S.S. y Friedman, E., "Effect of Weld Pool Configuration on HAZ Shape", Welding Journal, pp. 1105-1125, Junio, 1981
5. Walberg, G., "Tools and Dies Can be Weld-Repaired", Welding Journal, pp. 45-46, Noviembre, 1981
6. Phillip, R.H., "In Situ Determination of Transformation Temperatures in the Weld HAZ", Welding Journal, pp. 125-185, Enero, 1983
7. Akselen, O.M.; Grong, O. Y Kuaale, P.E., "A Comparative Study of the HAZ Properties of Boron containing low carbon Steels", Metallurgical Transactions A, Vol. 17A, pp. 1529-1536, Septiembre, 1986
8. Wells, A.A., "Welding and Fracture", Materials Science and Engineering, pp. 189-192, Abril, 1979

9. Wilson, R., "Dimensional Changes Occurring during the Hardening and Tempering of Tool Steels and Methods adopted to Minimize them", Heat Treatment 79, libro 281, pp. 95-109, The Metals Society, 1980
10. Berry, J.T., "High Performance High Hardness High Speed Steels", Climax Molybdenum Company, 1970
11. Smoling, K., "Producing Various Hardnesses on a Given Workpiece", Heat Treatment 81, libro 283, pp. 215-220, The Metals Society, 1983
12. Berry, J.T., "Recent Developments in the Processing of High Speed Steels", Climax Molybdenum Company, 1980
13. Krejčík, J., "Special Heat Treatment Processes for Improved Performance and Anisotropy in Tool Steels", Heat Treatment 81, libro 283, pp. 78-82, The Metals Society, 1983
14. Roberts, G. y Cary, R., "Tool Steels", Caps. 2, 4, 5 y 6, 4a. ed., ASM, 1980
15. Wilson, R., "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels", Caps. 1 y 2, McGraw-Hill, 1985
16. Krauss, G., "Principles of Heat Treatment of Steel", ASM, 1987
17. Cary, H., "Modern Welding Technology", Prentice Hall, 1989
18. "Metals Handbook", Vol. 3, 9a. ed., pp. 421-469, ASM, 1980
19. "Metals Handbook", Vol. 4, 9a. ed., pp. 559-620, ASM, 1981
20. "Metals Handbook", Vol. 6, 9a. ed., pp. 245-352, ASM, 1983
21. "Welding Handbook", Vol. 4, 7a. ed., Caps. 1 y 3, AWS, 1982
22. "Metals Handbook", Vol. 6, 8a. ed., pp. 187-234, ASM, 1971
23. Stout, R. Y., Doty, W., "Weldability of Steels", 3a. ed., Welding Research

Council, 1978

24. Birkhead, M., en Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes, pp. 53-58, The Iron and Steel Institute, 1972
25. Burdekin, F.M., en Heat Treatment Aspects of Metal Joining Processes, pp. 74-81, The Iron and Steel Institute, 1972
26. Lancaster, J.F., "Metallurgy of Welding", G. Allen and Unwin LTD, 1988
27. Boese, U., "Das Verhalten der Stähle beim Schweißen", D.V.S., 1980
28. Laudien, U., et al, "DVS-Gefügerichtreihe Stähle", D.V.S., 1979
29. Horn, V., "Schweißtechnischer Getugeatlas", D.V.S., 1974
30. Dávila, M.A. y Olson, D.L., en Trends in Steel and Consumables for Welding, pp. 111-118, The Welding Institute, 1979
31. "Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams". ASM, 1977
32. Nishiyama, Z., "Martensitic Transformations", Academic Press, 1990
33. Thelning, K.E., "Steel and its Heat Treatment", Butterworths, 1975
34. Smith, W.F., "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1981
35. Brühl, F. y Müsch, H., "Welding of Alloyed Ferritic and Martensitic Steels in Piping Systems for High Temperature Service", en Topical Conference on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies, 1984
36. Avner, S., "Introducción a la Metalurgia Física", Mc-Graw Hill, 1988
37. Horwitz, H., "Soldadura, Aplicaciones y Práctica", Alfaomega, 1990
38. Reed-Hill, R., "Principios de Metalurgia Física", CECSA, 1979

39. Althouse, A; Turnquist, C. Y Bowditch, W., "Modern Welding", The Goodheart-Willcox Co., 1970
40. Verhoeven, J., "Fundamentals of Physical Metallurgy", John Wiley and Sons Inc., 1989
41. Bain, E. Y Paxton, H., "Alloying Elements in Steel", ASM, 1972
42. Radaj, D., "Heat Effects of Welding", ed. Springer-Verlag, 1992
43. Owczarski, W.A., et. al., "Introductory Welding Metallurgy", AWS, 1977
44. Maeshwari, M.; Chatterjee, A., et al, en Heat Treatment 81, libro 283, pp. 44-49. The Metals Society, 1983
45. Hetnarski, R., "Thermal Stresses", Vol. 1, de. North-Holland, 1986