



ANEXO II

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**INFLUENCIA DE LOS TIEMPOS DE AUSTENIZACIÓN Y REVENIDO EN LA
DISOLUCIÓN Y PRECIPITACIÓN DE CARBUROS DE CROMO EN ACEROS
GRADO HERRAMIENTA AISI O1, A2 Y D2.**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA:

OSCAR OSWALDO SERVÍN ENRÍQUEZ



MÉXICO, D.F.

AÑO 2016



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: **Profesor:** **ALBERTO INGALLS CRUZ**

VOCAL: **Profesor:** **GERARDO PÉREZ ARAMBURO**

SECRETARIO: **Profesor:** **SERGIO GARCÍA GALAN**

1er. SUPLENTE: **Profesor:** **JOSÉ GUADALUPE RAMÍREZ VIEYRA**

2° SUPLENTE: **Profesor:** **BALBINA OJEDA RAMÍREZ**

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM.

ASESOR DEL TEMA:

M. en C. ALBERTO INGALLS CRUZ

SUSTENTANTE:

OSCAR OSWALDO SERVÍN ENRÍQUEZ

Índice.

Lista de tablas.	VII
Lista de figuras.	X
CAPÍTULO 1. JUSTIFICACIÓN DEL TRABAJO	1
1.1 Resumen.	1
1.2 Planteamiento del problema.	2
1.3 Introducción.	3
1.4 Objetivo.	4
1.4.1 Disolución de carburos de cromo.	4
1.4.2 Precipitación de carburos de cromo.	4
1.5 Hipótesis propuesta.	5
1.5.1 Disolución de carburos de cromo.	5

1.5.2	Precipitación de carburos de cromo.	5
CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES.		6
2.1	Definición de acero.	6
2.2	Clasificación del acero.	6
2.3	Importancia del acero.	6
2.3.1	Curva de Enfriamiento del hierro.	7
2.3.2	La solubilidad del carbono en el hierro.	7
2.4	Diagrama de fases hierro-cementita (Fe-Fe ₃ C).	15
2.5	Definición de acero grado herramienta.	18
2.6	Clasificación y selección de los aceros grado herramienta.	19
2.6.1	Clasificación de los aceros grado herramienta.	19
2.6.2	La selección de los aceros grado herramienta.	23

2.7	Diseño de aleación de los aceros grado herramienta.	25
2.7.1	Efectos de los elementos de aleación.	25
2.7.2	Martensita.	26
2.7.3	Carburos de aleación en los aceros grado herramienta.	28
2.8	Austenización y revenido en el acero de herramientas.	34
2.8.1	Austenización para Endurecimiento.	35
2.8.2	Revenido.	38
2.9	Características y usos de los aceros AISI O1, A2 y D2.	42
	CAPÍTULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	43
3.1	Material y equipo.	43
3.2	Corte de probetas.	44
3.3	Descripción experimental de los tratamientos térmicos.	44

3.3.1	Tratamiento térmico de austenización (disolución).	44
3.3.2	Tratamiento térmico de revenido (precipitación).	45
3.4	Metalografía de las probetas.	46
3.4.1	Desbaste.	46
3.4.2	Pulido fino.	46
3.4.3	Ataque químico.	47
3.5	Microscopía óptica y el programa de visualización.	48
3.6	Metodología propuesta para la cuantificación.	49
3.6.1	Selección y definición del área de trabajo.	49
3.6.2	Contraste máximo en la microestructura y carburos.	49
3.6.3	Cuantificación del área.	50

CAPÍTULO 4. RESULTADOS, ANÁLISIS Y CONCLUSIONES. 51

4.1	Micrografías resultantes en la disolución (austenización).	51
4.1.1	Micrografías del acero grado herramienta AISI O1.	51
4.1.2	Micrografías del acero grado herramienta AISI A2.	53
4.1.3	Micrografías del acero grado herramienta AISI D2.	55
4.2	Micrografías resultantes en la precipitación (revenido).	57
4.3	Secuencia de micrografías en el contraste y retoque.	59
4.4	Resultados de la cuantificación de los carburos de cromo.	60
4.4.1	Tabla y gráfica de austenizado a 500X.	62
4.4.2	Tabla y gráfica de austenizado a 1000X.	63
4.4.3	Tablas y gráficas de revenido en el acero AISI A2.	65
4.5	Análisis de resultados del tratamiento de austenización.	70

4.6	Análisis de resultados del tratamiento de revenido.	73
4.7	Análisis de resultados de la desviación estándar promedio S_m	76
4.8	Conclusiones.	77
	Referencias.	78

Lista de tablas.

CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES.

Tabla 2.1 Clasificación de aceros grado herramienta.	21
Tabla 2.2 Valores relativos de las tres propiedades más importantes de los Aceros grado herramienta.	21
Tabla 2.3 Composición nominal de los aceros grado herramienta estudiados.	23
Tabla 2.4 Grupos generales de aplicaciones de aceros grado herramienta.	24
Tabla 2.5 Características y relación de los tipos de carburos con su dureza y elementos presentes dentro del carburo en los aceros grado Herramienta.	29
Tabla 2.6 Energías libres de formación de carburos.	30
Tabla 2.7. Temperatura de austenización y de revenido de los aceros Grado herramienta estudiados.	36

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

Tabla 3.1. Número de probeta y tiempo de austenización para cada acero.	45
Tabla 3.2 Tiempos y temperaturas de revenido de probetas de acero AISI A2.	45
Tabla 3.3 Concentración y tiempo de ataque químico en la disolución.	47
Tabla 3.4 Tiempo de ataque en el revenido (precipitación) del acero AISI A2.	48

CAPÍTULO 4. RESULTADOS, ANÁLISIS Y CONCLUSIONES.

Tabla 4.1. Cuantificación de tres conceptos en la disolución de carburos en el Acero AISI A2 (500X).	61
Tabla 4.2. Porcentaje de carburos de cromo en la disolución de los tres Aceros AISI O1, A2 y D2 a 500X.	62
Tabla 4.3 Porcentaje de carburos de cromo en la disolución de los tres aceros AISI O1, A2 y D2 a 1000X.	64
Tabla 4.4. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2. Revenido sencillo, 500X.	65

Tabla 4.5. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2.

Revenido sencillo, 1000X. 66

Tabla 4.6. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2.

Revenido doble a 500X. 67

Tabla 4.7. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2.

Revenido doble a 1000X. 68

Tabla 4.8. Tasa de crecimiento de la precipitación de carburos a

Temperatura constante. 74

Tabla 4.9. Tasa de crecimiento de la precipitación de carburos a

Tiempo constante. 74

Lista de figuras.

CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES.

Figura 2.1. Curva de enfriamiento para el hierro puro.	8
Figura 2.2. Disposición de los átomos en tres estructuras cristalinas.	9
Figura 2.3. Espacios intersticiales en la estructura bcc (a) octaédrico y (b) Tetraédrico.	10
Figura 2.4. Espacios intersticiales en la estructura fcc (a) octaédrico y (b) Tetraédrico.	10
Figura 2.5 Intersticios en la red cristalina cúbica centrada en las caras (fcc).	12
Figura 2.6 Intersticios en la red cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc).	14
Figura 2.7 Diagrama de fases hierro-carburo de hierro (FeC_3).	16
Figura 2.8. Sitios octaédricos de la martensita tetragonal centrada en el Cuerpo.	27

Figura 2.9. Efecto del contenido de carbono en la temperatura de inicio de la Transformación a martensita Ms, de los aceros.	27
--	----

Figura 2.10. Diagrama de la sección vertical del sistema de aleación ternario Fe-Cr-C, a 5 % de Cr (Acero AISI A2).	32
---	----

Figura 2.11. Diagrama de la sección vertical del sistema de aleación ternario Fe-Cr-C, a 13 % de Cr (Acero AISI D2).	33
--	----

CAPÍTULO 4. RESULTADOS, ANÁLISIS Y CONCLUSIONES.

Figura 4.1. Acero AISI O1, tratamiento de austenizado de 2 h a 850 °C. Micrografía a 1000X.	52
---	----

Figura 4.2. Acero AISI O1, tratamiento de austenizado de 8 h a 850 °C. Micrografía a 1000X.	53
---	----

Figura 4.3. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 1 h, a 950 °C. Micrografía tomada a 1000X.	54
---	----

Figura 4.4. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 6 h, a 950 °C. Micrografía a 1000X.	55
--	----

Figura 4.5. Acero AISI D2, tratamiento de austenizado de 1 h, a 1100 °C. Micrografía a 1000X.	56
---	----

Figura 4.6. Acero AISI D2, tratamiento de austenizado de 6 h, a 1100 °C. Micrografía a 1000X.	57
---	----

Figura 4.7. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 4 h, a 1100 °C. Y 4 h + 4 h de revenido doble a 250°C. Micrografía a 1000X.	58
Figura 4.8. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 4 h, a 1100 °C. Y 4 h + 4 h de revenido doble a 500°C. Micrografía a 1000X.	59
Figura 4.9. Secuencia de contraste y retocado en Acero AISI D2. Tratamiento De austenizado de 1 h, a 1100 °C. Micrografía a 1000X.	60
Figura 4.10. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos En función del tiempo de austenizado, tratamiento de disolución. Para los aceros AISI O1, A2 y D2, 500X.	63
Figura 4.11. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos En función del tiempo de austenizado, tratamiento de disolución. Para los aceros AISI O1, A2 y D2, 1000X.	64
Figura 4.12. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos En función del tiempo de revenido sencillo, tratamiento de Precipitación, para el acero AISI A2, 500X.	65
Figura 4.13. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos En función del tiempo de revenido sencillo, tratamiento de Precipitación, para el acero AISI A2, 1000X.	66
Figura 4.14. Gráfica del porcentaje la fracción de área de los carburos En función del tiempo de revenido doble, tratamiento de Precipitación, para el acero AISI A2 a 500X.	67
Figura 4.15. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos En función del tiempo de revenido doble, tratamiento de Precipitación, para el acero AISI A2 a 1000X.	68

Figura 4.16. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos

En función de la temperatura en el revenido sencillo y doble de

2 y 4 horas en el acero AISI A2 a 500X 69

Figura 4.17. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos

En función de la temperatura en el revenido sencillo y doble de

2 y 4 horas en el acero AISI A2 a 1000X. 70

CAPÍTULO 1. JUSTIFICACIÓN DEL TRABAJO.

1.1 Resumen

Se conoce que las propiedades mecánicas de los materiales metálicos dependen de su microestructura, y que a su vez ésta depende de los elementos constituyentes. También se sabe que los tratamientos térmicos se usan en la metalurgia para modificar la microestructura y por lo tanto las propiedades mecánicas. Por lo cual, es muy importante seleccionar y aplicar adecuadamente los tratamientos térmicos, para la obtención de la microestructura final deseada.

Este trabajo se realiza en dos partes: primero la disolución de carburos de cromo (Cr_7C_3) y segundo la precipitación de carburos de cromo (Cr_7C_3). En el primero, se induce la disolución de los carburos de cromo (Cr_7C_3) precipitados inicialmente, mediante tratamiento térmico a la temperatura de austenización en distintos tiempos y posteriormente temple en aceite. Esto se aplica a tres aceros grado herramienta, con diferente contenido de cromo; acero AISI O1, A2 y D2. Para los tres aceros se experimenta incrementando el tiempo a la temperatura de austenización, y los resultados se comparan entre cada tiempo y con la pieza recocida de cada acero (sin austenizar) en las gráficas, para poder medir la disolución de los mismos. La segunda parte consiste en inducir la precipitación de los carburos de cromo (Cr_7C_3), en el acero AISI A2, previamente austenizado y templado con aire forzado. Esto se busca mediante el tratamiento de revenido. En este se evalúan diferentes temperaturas y tiempos de revenido, así como un revenido sencillo y uno doble para ver su eficiencia. Los resultados se comparan con la pieza que fue austenizada y templada.

Tras realizar la metalografía apropiada a cada una de las probetas y la cuantificación del carburo de cromo (Cr_7C_3), se presentan los resultados obtenidos, para cada acero.

Si bien con este método se realiza la cuantificación microestructural en imágenes bidimensionales, se establecen resultados del método confiables, puesto que la incertidumbre obtenida del 2 %.

1.2 Planteamiento del problema.

En los procesos de manufactura de las piezas de acero, es inevitable el uso de altas temperaturas para conformar éstas. Por esta razón, es de vital importancia, conocer qué está sucediendo con la microestructura de la pieza producida.

En algunas industrias se trabaja con piezas muy grandes, que se calientan a altas temperaturas, y en las que debido a su gran tamaño, no tienen un calentamiento homogéneo. Generalmente la superficie alcanza más rápido la temperatura que se busca obtener, ocasionando que permanezca más tiempo a temperaturas muy altas.

La problemática es que, al tener éstas temperaturas muy elevadas durante más tiempo en la superficie, provoca la disolución de los carburos, que son necesarios en los aceros grado herramienta para dar una mayor resistencia al desgaste. Paradójicamente es en la superficie de la pieza donde se necesita una gran cantidad de carburos. Es por esto, que en este trabajo se estudia experimentalmente como modificar la presencia del carburo (Cr_7C_3) al someter a tres aceros grado herramienta a la temperatura de austenización durante varios tiempos. Por lo cual, con los resultados de este trabajo se puede observar el proceso de disolución del carburo de cromo (Cr_7C_3), conforme se realiza un barrido del tiempo de 0 a 8 horas (0, 1, 2, 4, 6, 8 h) a la temperatura de austenización para cada uno de los tres aceros grado herramienta.

De igual forma, el saber de qué manera se puede favorecer a la precipitación del carburo de cromo (Cr_7C_3), será de gran valor, para conservarlo en la superficie y proporcionar mayor resistencia al desgaste. El estudio experimental ayudará a seleccionar cual tratamiento de revenido es más adecuado para el acero A2, tanto para optimizar energía y tiempo, así como obtener los mejores resultados en la precipitación del carburo de cromo (Cr_7C_3) dentro de la matriz del acero A2, y asegurar una mayor resistencia al desgaste, propiedad que no debe faltar en estos aceros.

La importancia de este conocimiento sin duda dará pie, a más investigaciones, en busca de optimizar los procesos de manufactura durante la producción de piezas de aceros grado herramienta.

1.3 Introducción

La revolución industrial condujo a un panorama de crecimiento en innovaciones tecnológicas y procesos de producción, remarcando un cambio en la economía. La expansión del comercio, la aparición de nuevas industrias, aunado al crecimiento de la población; fueron factores determinantes para el inicio de una mejora en los procesos de producción de los materiales como el hierro y el acero, así como la producción masiva de estos materiales.

El acero es una aleación de gran importancia en la era moderna. Está constituido en su mayoría por el hierro, con un pequeño porcentaje de carbono en el rango de 0 a 2 %. En la actualidad la adición de elementos aleantes proporcionan a los aceros gran variedad de propiedades específicas para una gran gama de aplicaciones industriales.

Los aceros grado herramienta son aceros de alta calidad, hechos a la composición química controlada, y procesados para desarrollar propiedades útiles para el trabajo y formación de otros materiales. Están aleados con elementos de aleación tales como cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio.

La clasificación de los aceros grado herramienta que se utiliza en este trabajo, esta especificada por la AISI (American Iron and Steel Institute), y la SAE (Society of Automotive Engineers), la cual se basa tanto en su composición, como en el tratamiento de temple utilizado en su producción, y en las cualidades que tienen estos aceros, las cuales los definen para su función dentro de las distintas industrias.

Los avances tecnológicos reflejan la necesidad creciente de optimizar cada vez más los recursos, así como satisfacer las necesidades industriales que se tienen; para lo cual en este caso, sabiendo de la importancia que ocupan los carburos de cromo en las propiedades de los aceros grado herramienta (sobre todo en su resistencia al desgaste), resulta importante conocer los tratamientos que modifican la cantidad de éstos en la microestructura de los aceros.

1.4 Objetivos del presente trabajo.

1.4.1 Disolución de carburos de cromo

Estudiar la influencia del tiempo de austenización, sobre la disolución de los carburos de cromo en los aceros grado herramienta AISI: O1, A2 y D2.

1.4.2 Precipitación de carburos de cromo

Estudiar la influencia del tiempo y la temperatura, durante los tratamientos de revenido sencillo y doble, sobre la precipitación de los carburos de cromo, en el acero grado herramienta AISI A2.

1.5 Hipótesis propuestas

1.5.1 Disolución de carburos de cromo.

- a) En los aceros grado herramienta: AISI O1, A2 y D2, el tratamiento de austenización promueve la disociación del carburo de cromo (Cr_7C_3) y la disolución del carbono (C) y del cromo (Cr) en la matriz de hierro.
- b) Al aumentar el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización, se logrará una mayor disociación del carburo de cromo (Cr_7C_3) y por ende más disolución del carbono (C) y del cromo (Cr) hasta llegar quizás al punto de saturación en la matriz de hierro.
- c) La cantidad de carburos de cromo (Cr_7C_3) disueltos es proporcional al contenido inicial de cromo en el acero.

1.5.2 Precipitación de carburos de cromo.

- a) Si el acero AISI A2 se somete a un tratamiento térmico de revenido sencillo entonces aumentando el tiempo de tratamiento se inducirá a mayor precipitación de los carburos de cromo (Cr_7C_3).
- b) Si el acero AISI A2 se somete a un tratamiento térmico de revenido doble entonces se inducirá una mayor precipitación de los carburos de cromo (Cr_7C_3).
- c) Al incrementar la temperatura de revenido se aumentará la precipitación de los carburos de cromo (Cr_7C_3).

CAPÍTULO 2. Antecedentes.

2.1 Definición de acero [1].

Antes de adentrarse en los aceros grado herramienta, y sus tratamientos térmicos, es útil explicar lo que es el acero. La parte principal de la definición del acero es que, es una aleación de base hierro, maleable en una cierta gama de temperaturas, que adquiere una gran resistencia al agregarle inicialmente carbono, por lo general manganeso, y con frecuencia otros elementos de aleación.

Fundamentalmente, todos los aceros son aleaciones de hierro y carbono. Sin embargo, incluso los llamados aceros al carbono tienen una pequeña cantidad de manganeso, silicio y en general cantidades más pequeñas e inevitables de fósforo y azufre que acompañan debido al proceso de fabricación. El contenido de carbono de los aceros comerciales por lo general oscila entre 0.05 y aproximadamente 1.0 %, aunque puede ser tan alto como 2.0 %.

2.2 Clasificación de un acero [1,11].

Es complicado determinar el número exacto de composiciones de acero que existen en la actualidad, aunque el número total probablemente excede a 1000, cualquier clasificación rígida es imposible. Una clasificación arbitraria o burda es aquella que los divide en cinco grupos: aceros al carbono, aceros aleados (a veces referido como aceros de baja aleación), aceros inoxidable, aceros grado herramienta y aceros para usos especiales.

La clasificación de los aceros se puede realizar considerando distintos aspectos como el método de manufactura (acero Bessemer, de hogar abierto, de horno abierto, de horno eléctrico, de crisol, etc.), uso final del acero (acero para máquinas, para resortes, para calderas, estructural o aceros para herramientas) y composición química (tipo de acero, el contenido aproximado del elemento aleante predominante y el contenido de carbono medio dividido entre 100).

Las especificaciones por composición química representan el esfuerzo conjunto desarrollado por la SAE (Society of Automotive Engineers) y la AISI (American Iron and Steel Institute), en busca de la eficiencia y el simplificar las necesidades del acero en la industria.

2.3 Importancia del acero [1, 2, 3, 4, 5, 9].

Sería injusto afirmar que cualquier metal es más importante que otro, sin definir parámetros de consideración. Por ejemplo, sin aluminio y aleaciones de titanio, los aviones actuales y vehículos espaciales no se podrían haber desarrollado.

Sin embargo, el acero es con mucho, la aleación más ampliamente utilizada, y por una muy buena razón. Se podría pensar que es por la abundancia del mineral de hierro, y por la facilidad con la que puede ser refinado a partir de mineral. Pero ninguna de las dos consideraciones es correcta; el hierro no es el elemento más abundante, y no es el metal más fácil de producir a partir de mineral. En realidad el acero es un material tan importante, debido a su enorme versatilidad en el trabajo de los metales y tratamientos térmicos al que puede ser sometido, para producir una amplia variedad de propiedades mecánicas, físicas y químicas.

El gran éxito que tiene el acero se atribuye en gran parte a las transformaciones de fase que se generan con los tratamientos térmicos. Dos aspectos que están involucrados de manera directa en originar las distintas fases en la aleación del hierro y el carbono, son la alotropía del hierro y el tamaño del carbono en comparación al átomo de hierro.

2.3.1 Curva de Enfriamiento del hierro.

Primeramente, se revisa que significa que el hierro sea un elemento alotrópico; es decir, que puede existir en más de una forma cristalina durante el enfriamiento. La figura 2.1 muestra una curva de enfriamiento para el hierro puro, la cual va mostrando los cambios alotrópicos que se presentan conforme desciende la temperatura. La solidificación inicia a 2800 °F (1538 °C), el primer sólido que aparece es conocido como ferrita delta (δ) y cuya estructura cristalina se le llama cúbica centrada en el cuerpo (bcc), esta red cristalina permanece hasta la temperatura de 2540 °F (1394 °C). Y es a la misma temperatura de 2540°F (1394 °C) donde se forma el hierro gamma (austenita γ), cuya estructura cristalina es conocida como cúbica centrada en las caras (fcc), esta red cristalina permanece hasta la temperatura de 1675 °F (913 °C), donde se realiza otra transformación a hierro alfa (ferrita α) no magnético, con estructura bcc, el intervalo de esta red es hasta 1420 °F (771 °C). Por último se lleva a cabo otra sorprendente transformación, solo de hierro alfa (α) no magnético a hierro alfa (α) magnético, con la misma red cristalina bcc, la cual permanece hasta temperatura ambiente. Todas las transformaciones de red cristalina se realizan isotérmicamente. Estas transformaciones se conservan en la aleación de hierro-carbono, también llamada acero.

2.3.2 La solubilidad del carbono en el hierro.

Ahora observemos el tamaño del átomo de carbono, el cual es de 1/30 del tamaño del átomo de hierro, por lo cual se puede introducir intersticialmente en la red cristalina del hierro. La aleación intersticial se lleva a cabo debido a esta gran diferencia en tamaños. Bajo ciertas condiciones, los átomos de carbono diminutos entran en los intersticios de la red cristalina de hierro. Una solución sólida de carbono en el hierro puede ser visualizada como una pila piramidal de pelotas de baloncesto, con pelotas de golf entre los espacios. En esta analogía, las pelotas de baloncesto serían los átomos de hierro, mientras que las pelotas de golf intercaladas entre estas serían los átomos más pequeños de

carbono. La aleación de estos elementos permite varios cambios importantes en las múltiples fases y transformaciones, y por ende la gran variedad de propiedades.

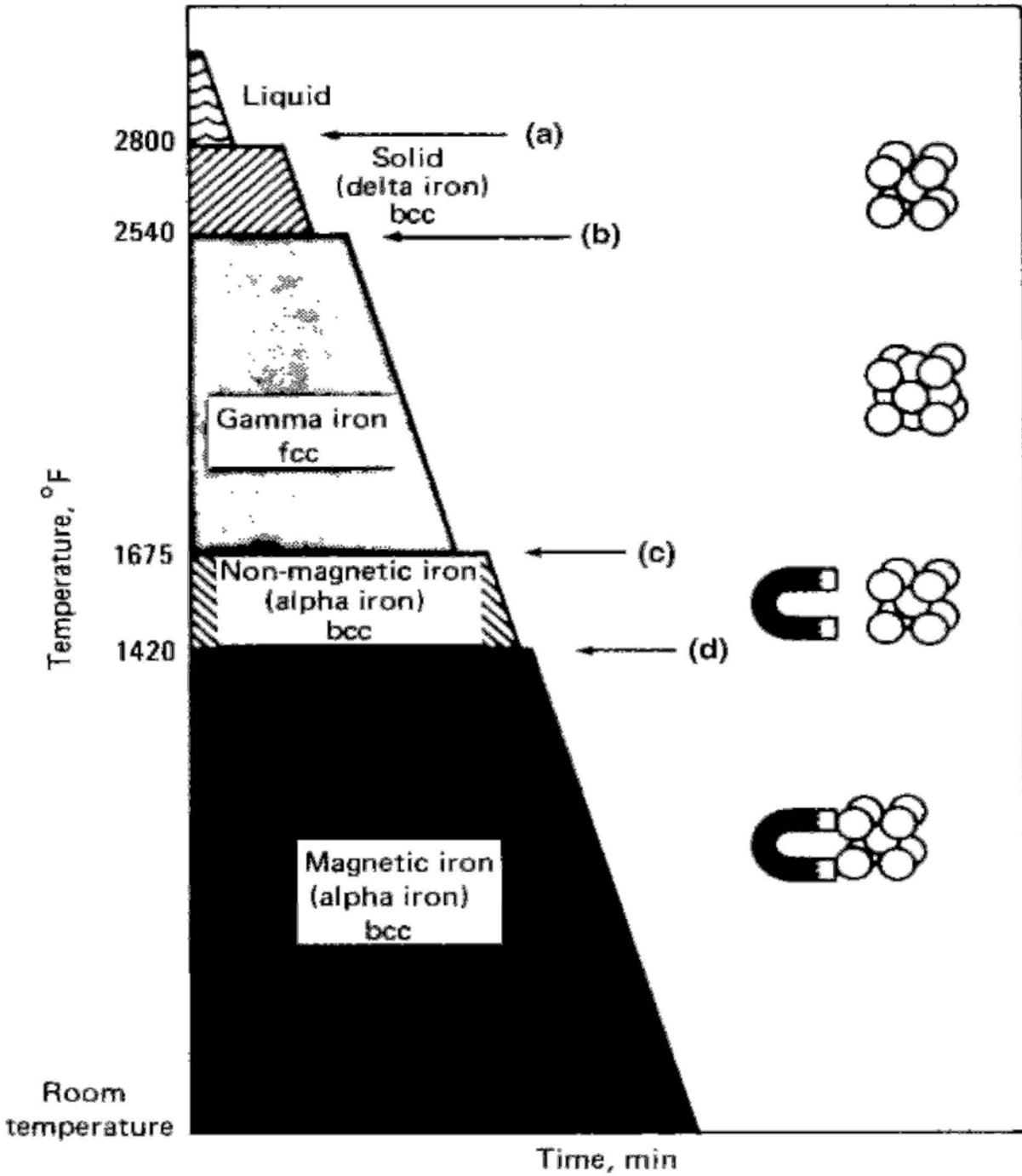


Figura 2.1. Curva de enfriamiento para el hierro puro.

Como ya se vio la estructura cristalina del hierro delta (δ) o ferrita (δ) es cúbica centrada en el cuerpo (bcc), y del hierro gamma (γ) o austenita (γ) es cúbica centrada en las caras (fcc). La austenita y la ferrita en las aleaciones de Fe-C y en los aceros son, por lo tanto, soluciones sólidas intersticiales. Ahora se revisa como se obtiene la introducción de los átomos de carbono dentro de los intersticios o sitios intersticiales entre los átomos de Fe. En la figura 2.2 se puede apreciar un modelo sencillo, donde se aprecia la diferencia entre las estructuras cristalinas bcc y fcc, y a su vez con una red cristalina cúbica simple.



Figura 2.2. Disposición de los átomos en tres estructuras cristalinas.

La diferencia principal entre la estructura de la ferrita y la austenita en aceros, y las fases correspondientes al Fe puro, es la introducción de los átomos de carbono. Hay dos tipos de huecos intersticiales donde se pueden ubicar los átomos de carbono en las estructuras bcc y fcc.

Las Figs. 2.3 y 2.4 muestran los huecos octaédrico y tetraédrico en las estructuras bcc y fcc, respectivamente. Los dos tipos de huecos derivan su nombre del número de lados del poliedro formado por los átomos de Fe que rodean un sitio dado. Un átomo de carbono tiene seis vecinos de hierro más próximos en un sitio octaédrico y cuatro para un sitio tetraédrico. En ambas figuras se observa que los átomos de carbono ocupan los huecos octaédricos y tetraédricos.

El tamaño de los diferentes huecos varía considerablemente. En la austenita (fcc), asumiendo átomos de Fe esféricos en contacto entre sí, un sitio octaédrico podría acomodar un átomo de 0.052 nm de radio, pero un sitio tetraédrico podría sólo acomodar un átomo de 0.028 nm de radio. Los átomos de carbono tienen un radio de 0.07 nm, por lo tanto en la red cristalina fcc, son más fáciles de acomodar en huecos octaédricos aunque se requiera alguna expansión de la red.

En la ferrita (bcc) los sitios intersticiales son más pequeños, esto explica la limitada solubilidad del carbono en esta fase. Un sitio tetraédrico en la ferrita podría acomodar un átomo intersticial de 0.035 nm de radio, mientras que en un sitio octaédrico, a un átomo de sólo 0.019 nm de radio.

En la ferrita, a causa del número limitado de átomos de C que pueden ser acomodados, la red permanece esencialmente cúbica. Si un gran número de átomos de C están presentes en la austenita resultan atrapados en los huecos octaédricos por un enfriamiento rápido, la estructura cúbica pasa a ser tetragonal. Esta última estructura tipifica la fase martensita y su formación es el objetivo de los tratamientos térmicos de endurecimiento.

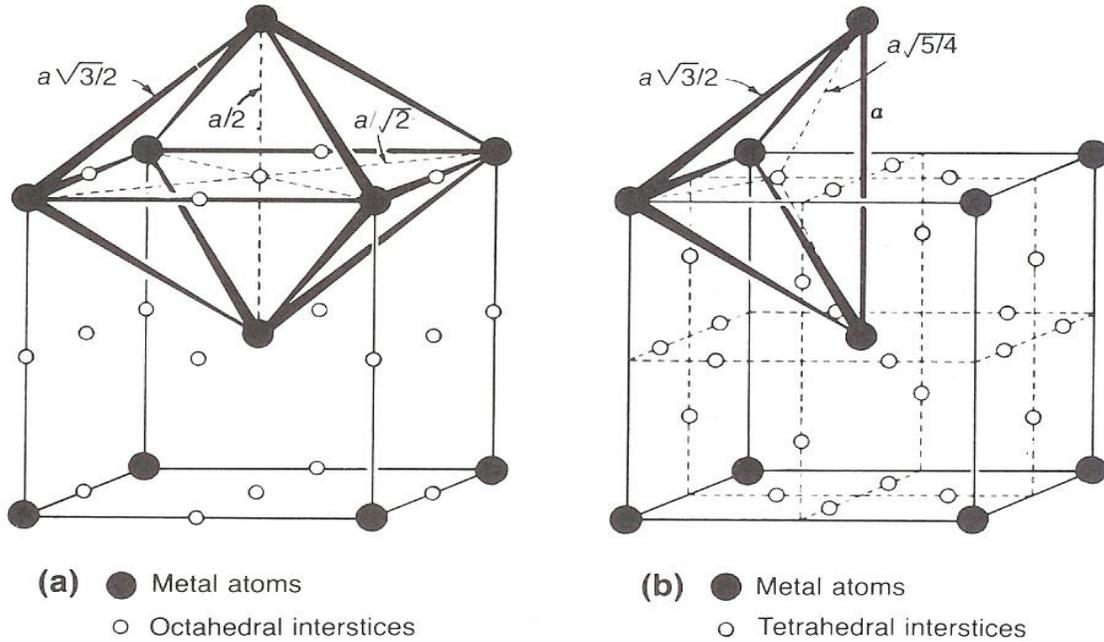


Figura 2.3. Espacios intersticiales en la estructura bcc (a) octaédrico y (b) tetraédrico.

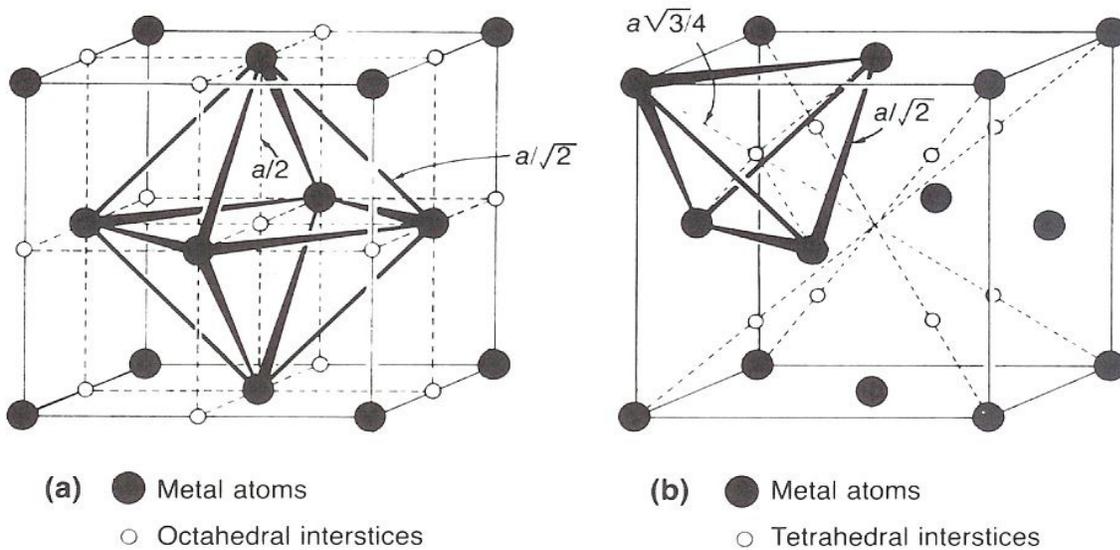


Figura 2.4. Espacios intersticiales en la estructura fcc (a) octaédrico y (b) tetraédrico.

Ahora se obtienen las relaciones de los intersticios en: (a) la red cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) figura 2.5 y (b) la red cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) figura 2.6. De esta manera queda más claro el espacio intersticial en las estructuras cristalinas del acero.

(a) La red cristalina cúbica centrada en las caras (fcc).

Intersticios octaédricos fcc

En la red fcc los huecos octaédricos se sitúan en el centro del cubo y en el centro de cada una de sus aristas. Por lo tanto, en cada celda existirá un hueco situado en el interior de la celda y otros doce en los centros de las aristas, estando estos últimos compartidos por cuatro celdas, lo que equivale a un hueco por cada átomo de carbono. A la hora de calcular las dimensiones del hueco se tiene en cuenta a la mayor esfera que se puede insertar en él. De acuerdo con la figura 2.5 se cumple lo siguiente:

$$2R + 2Ri = a; \quad a = \frac{4R}{\sqrt{2}} \quad R=\text{radio del átomo metálico y } Ri=\text{radio del hueco}$$

Si $R=0.126$ nm entonces $a=0.356$ nm; por lo tanto $Ri=0.028$ nm y se obtienen las siguientes relaciones:

$$\frac{Ri}{R} = 0.225 \quad Ri = 0.079 a$$

Intersticios tetraédricos fcc

Los huecos tetraédricos en la red fcc ocupan los centros de los ocho cubos en que se puede dividir la celda unidad, tal como se aprecia en la figura 2.5. Por lo tanto, existirán ocho huecos de este tipo en cada celda unidad. Cada hueco ocupa el centro de un tetraedro cuyos vértices coinciden con los centros de los átomos metálicos vecinos. De acuerdo con la figura 2.5 se cumple lo siguiente:

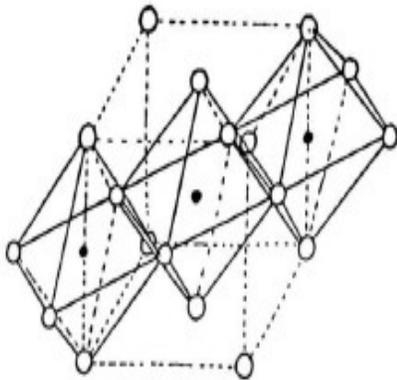
$$R + Ri = \frac{\sqrt{3} a}{4} \quad \text{Si } R=0.126 \text{ nm, } a=0.356 \text{ nm} \Rightarrow Ri=0.028 \text{ nm}$$

Las relaciones de Ri quedan de la siguiente manera:

$$\frac{Ri}{R} = \frac{\sqrt{3}}{2} - 1 = 0.225 \quad Ri = 0.079 a$$

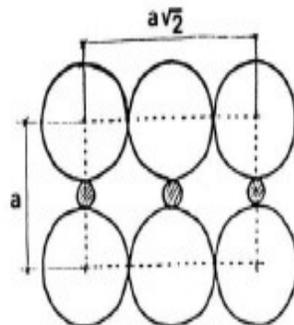
Intersticios Cristalinos.-

FCC



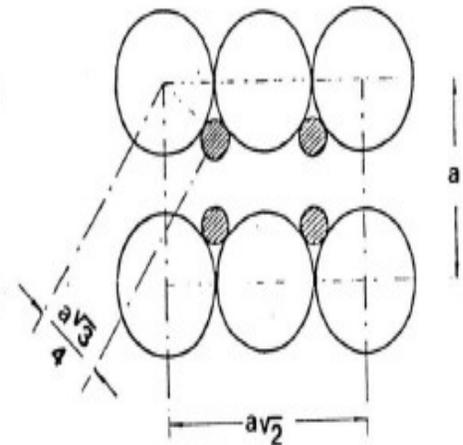
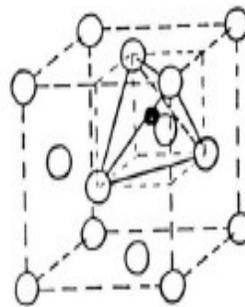
- Disolvente
- Átomos insertados

Octaédrico



$$\left. \begin{aligned} 2r_s + 2r_i &= a \\ 4r_s &= a\sqrt{2} \end{aligned} \right\} \frac{r_i}{r_s} = 0,414$$

Tetraédrico



$$\left. \begin{aligned} 2(r_i + r_s) &= \frac{a\sqrt{3}}{2} \\ 4r_s &= a\sqrt{2} \end{aligned} \right\} r_i / r_s = 0,225$$

Figura 2.5 Intersticios en la red cristalina cúbica centrada en las caras (fcc).

(b) La red cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc)

Intersticios octaédricos bcc

En la red bcc existen también huecos octaédricos y tetraédricos. La única diferencia radica en que en este caso los huecos octaédricos no son simétricos; es decir, sus átomos vecinos no se encuentran a igual distancia. Estos huecos octaédricos ocupan los centros de las caras del cubo y los centros de sus aristas. Por tanto, en cada celda unidad existirán seis huecos (6 en los centros de las caras compartidos entre dos celdas, y 12 en los centros de las aristas compartidos por cuatro celdas); es decir, tres huecos por cada átomo metálico presente.

Cada hueco octaédrico en una red bcc está rodeado por dos átomos (superior e inferior en la figura 2.5) a una distancia $a/2$ y por otros cuatro átomos a una distancia $(a\sqrt{2})/2$.

La dimensión del hueco queda definida por el menor espacio libre entre átomos; por lo que se cumple:

$2R + 2R_i = a$ Y puesto que una red bcc se verifica la relación $a = \frac{4R}{\sqrt{3}}$ Si $R=0.126$ nm se obtiene como resultado $a=0.291$ nm, y $R_i=0.019$ nm. Las relaciones de R_i con R y con a quedan respectivamente de la siguiente manera:

$$\frac{R_i}{R} = \frac{2}{\sqrt{3}} - 1 = 0.155 \quad R_i = 0.067 a$$

Intersticios tetraédricos bcc

En la red bcc existen cuatro huecos tetraédricos en cada cara y en este caso tampoco son simétricos. Considerando uno de estos huecos, los dos átomos más cercanos a él, se encuentran situados en los vértices del cubo a una distancia que vendrá dada por:

$$d^2 = \left(\frac{a}{2}\right)^2 + \left(\frac{a}{4}\right)^2$$

Si $a = \frac{4R}{\sqrt{3}}$ y simplificando se obtiene la siguiente ecuación:

$$d = \frac{\sqrt{5}}{\sqrt{3}} R$$

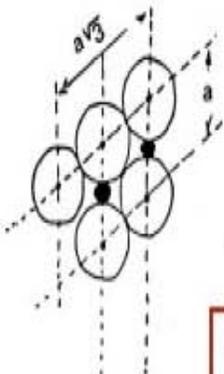
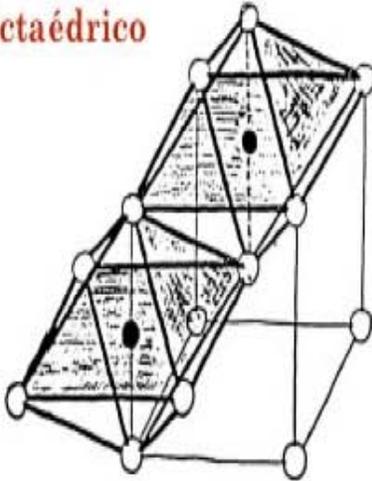
Y como el radio de la esfera mayor que se puede insertar en el hueco tetraédrico viene determinado por: $d=R + R_i$; si $R=0.126$ nm se obtiene como resultado $R_i=0.036$ nm. Las relaciones de R_i con R y el parámetro a quedan respectivamente:

$$\frac{R_i}{R} = \frac{\sqrt{5}}{\sqrt{3}} - 1 = 0.291 \quad R_i = 0.126 a$$

Intersticios Cristalinos.-

BCC

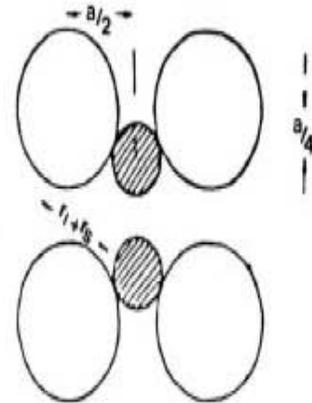
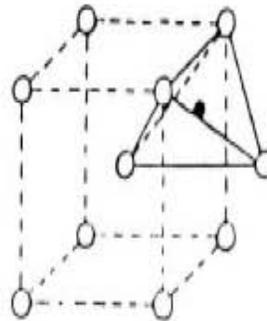
Octaédrico



$$\left. \begin{aligned} 2r_i + 2r_s &= a \\ 4r_s &= a\sqrt{3} \end{aligned} \right\}$$

$$\frac{r_i}{r_s} = 0.154$$

Tetraédrico



$$\left. \begin{aligned} (r_i + r_s)^2 &= \frac{a^2}{4} + \frac{a^2}{16} \rightarrow r_i + r_s = \frac{a\sqrt{5}}{4} \\ 4r_s &= a\sqrt{3} \end{aligned} \right\} \frac{r_i}{r_s} = 0.291$$

Figura 2.6 Intersticios en la red cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc).

2.4 Diagrama de fases hierro-cementita (Fe-Fe₃C) [1, 6, 10, 11].

Como metal puro, el hierro tiene una utilidad limitada en la ingeniería, a pesar de su alotropía. Así, es el carbono el principal elemento de aleación, el cual lleva al hierro a la posición de un material estructural único, y ampliamente conocido como el acero. El carbono a pesar de ser un constituyente que en el acero se utiliza en proporciones pequeñas, es el que prácticamente controla las propiedades de ingeniería. El rango de composición de carbono en los aceros comerciales oscila entre 0.05% y 1%.

Un diagrama de fases es una representación gráfica de las fases que existen en un sistema de aleación, considerando las variables de temperatura, composición en equilibrio, y la presión constante. Los diversos componentes químicos de un sistema se distribuyen entre las fases de acuerdo con los principios termodinámicos, y el número de fases que pueden existir dependen de la composición química de la aleación y la temperatura, debido a que la presión es constante de 1 atmósfera.

Las fases son unidades microestructurales independientes, física, química, o cristalográficamente homogéneas, con estructuras únicas que componen un sistema de aleación. Están separadas del resto de la aleación por superficies distintas que las delimitan. Las fases que se observan en el diagrama hierro-carburo de hierro son; líquido, austenita γ (fcc), ferrita δ (bcc), ferrita α (bcc) y cementita (Fe₃C).

La figura 2.7 muestra la porción de interés del sistema de aleación hierro carbono. Esta es la parte entre hierro puro y el compuesto intersticial, carburo de hierro, Fe₃C, que contiene 6.67% de carbono por peso; por tanto esta porción se llamará diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro. Aunque el carburo de hierro Fe₃C es una fase metaestable; quiere decir que aun tarde varios años, al final se descompondrá en hierro y carbono (grafito), puede considerarse como un representante de cambios en condiciones de equilibrio (sin cambio en el tiempo).

Si se toma en cuenta el contenido de carbono, es práctica común dividir el diagrama hierro-carburo de hierro en dos partes. Las aleaciones que contienen menos del 2% se les conocen como aceros, y aquellas que contienen más del 2% se les conoce como hierros fundidos. El intervalo de acero se subdivide aún más en base al contenido de carbono eutectoide (a 0.8% de C). Los aceros que contienen menos del 0.8% de C se llaman aceros hipoeutectoides, en tanto que los que contienen de 0.8 a 2% de C se llaman aceros hipereutectoides. Por debajo de la temperatura de reacción eutécticoide hasta la temperatura ambiente la aleación consistirá de una mezcla de ferrita α y cementita Fe₃C. La zona de austenita puede retener mucho de carbono disuelto. Aunque la austenita es una fase inestable a temperatura ambiente en aceros al carbono, la velocidad a la que los aceros son enfriados desde el intervalo austenítico tiene una gran influencia en la microestructura a temperatura ambiente y propiedades de los aceros al carbono. De hecho, la mayoría de las operaciones de tratamiento térmico (en particular de recocido, normalizado, y temple) se comienza con el calentamiento del acero en el intervalo austenítico, para disolver el carburo en el hierro.

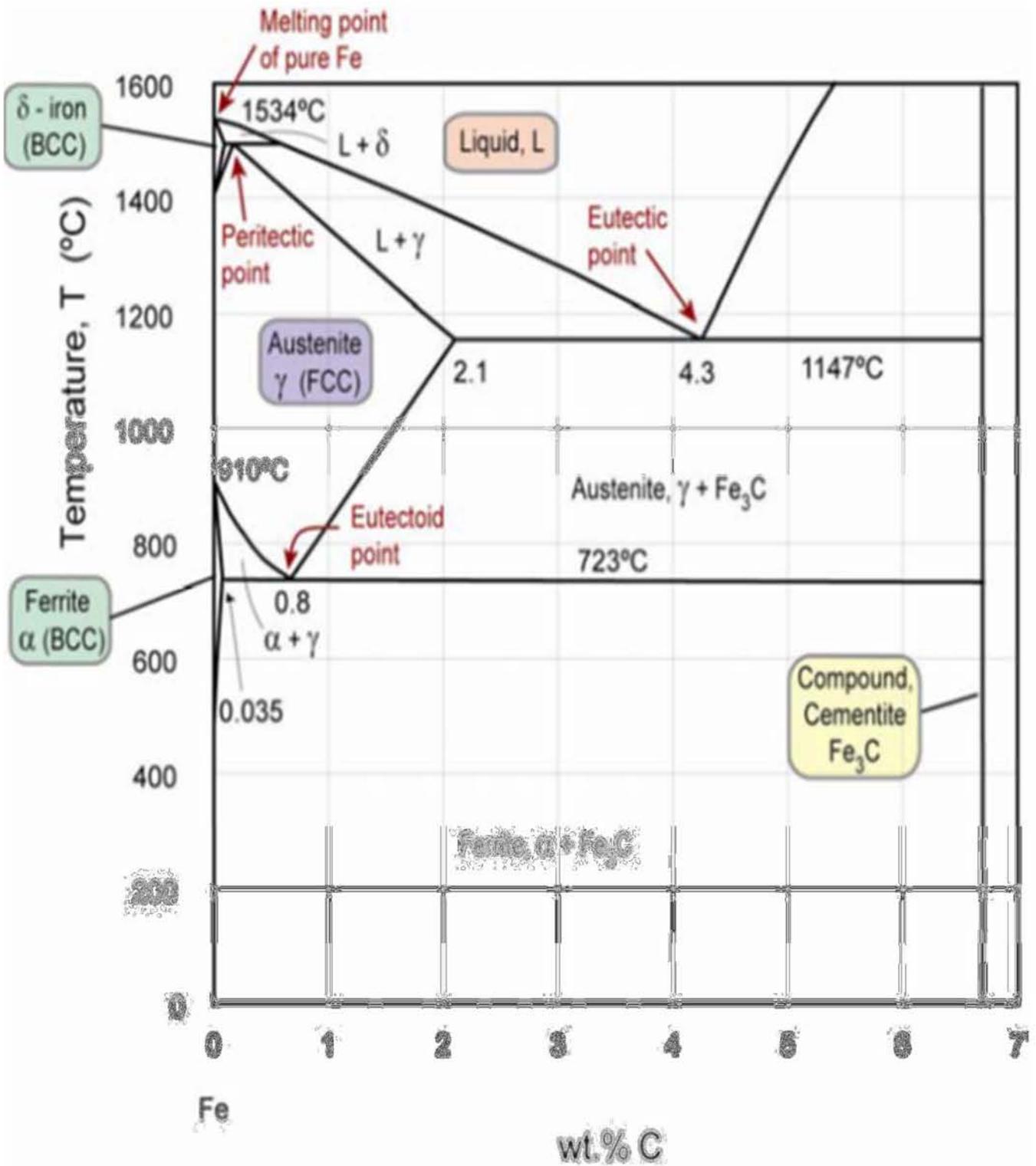


Figura 2.7 Diagrama de fases hierro-carburo de hierro (Fe₃C).

El carbono es un elemento estabilizador de la austenita, y cuando aumenta el contenido de carbono, el tamaño del campo de fase de austenita aumenta. Eventualmente, la solubilidad del carbono en la austenita es excedida, y el exceso de carbono es acomodado mediante la formación de cementita, lo que resulta en el campo de dos fases donde la austenita y cementita coexisten. Debido a que la baja solubilidad del carbono en la ferrita se sobrepasa fácilmente, la parte inferior del diagrama Fe-C está dominada por el equilibrio de dos fases de ferrita y cementita. La línea horizontal a 727 ° C (1341 ° F) marca el intervalo de composiciones de aleación donde la austenita, ferrita y cementita pueden coexistir y designa la temperatura crítica A1, que es la más baja para la estabilidad de la austenita en condiciones de equilibrio. El campo de la fase austenita es extremadamente importante para la deformación en caliente y el tratamiento térmico de aceros grado herramienta y otros aceros al carbono de baja aleación.

En el diagrama de la figura 2.7 se indican los límites de fase y reacciones de fase en el sistema de aleación, así como los cambios estructurales debidos a la variación de la temperatura (eje vertical) y composición (eje horizontal), lo que significa que cualquier punto en el diagrama, se representa con una composición y temperatura definida. En la esquina superior izquierda a 1534 ° C comienza la solidificación en ferrita δ (bcc), y se observa la primera línea horizontal aproximadamente a 1494 ° C, donde se lleva a cabo la reacción peritética $L + \text{ferrita } \delta \rightarrow \text{austenita } \gamma$. La solubilidad máxima del carbono en ferrita δ (bcc) es de 0.10 %. La solubilidad máxima del carbono en austenita γ es aproximadamente de 2.11 % a 1147 ° C, que es donde se encuentra la segunda línea horizontal y donde ocurre a 4.3 % de C, la reacción eutéctica $L \rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$. Finalmente se observa una pequeña área de solución sólida de carbono disuelto en ferrita α en la parte izquierda, es a 910 ° C aproximadamente donde el hierro puro γ fcc cambia a α bcc. La máxima solubilidad del carbono en ferrita α es de 0.035 % a 723 ° C, y a esta temperatura es donde aparece la tercera línea horizontal donde a 0.8 % de C, ocurre la reacción eutécticoide: $\text{austenita } \gamma \rightarrow \text{ferrita } \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$.

Cuando se calienta la aleación a una composición definida, y se pasa de una fase a otra ocurre una reacción de transformación. Como se explicó estas reacciones se producen a temperatura fija (son isotérmicas). La cantidad y forma de las fases presentes generan gran variedad de propiedades que se puede conseguir en alto grado de reproducibilidad a través del uso de tratamientos térmicos seleccionados.

El equilibrio puede ser aproximado por medio de un calentamiento y enfriamiento extremadamente lento, como sería posible durante experimentos de laboratorio controlados. En las prácticas comerciales, sin embargo las condiciones son diferentes, ya que el enfriamiento es más rápido. En los diagramas de fase se asume el equilibrio; en otras palabras, que las fases y las combinaciones de fases presentes a una temperatura dada en una aleación, tienen la energía libre más baja posible y han tenido tiempo suficiente para alcanzar ese estado. En el procesamiento de aceros de herramientas, sin

embargo, a menudo no hay tiempo suficiente para que los elementos de aleación se repartan completamente a sí mismos entre las diversas fases por difusión en estado sólido.

En los diagramas de fase de equilibrio sólo se identifican las fases presentes al principio y al final de las transformaciones de fase, y no proporcionan información acerca de los mecanismos, la cinética de transformación, o la distribución de fases producidas por varios tipos de transformaciones de fase. Sin embargo, a pesar de las limitaciones asociadas con condiciones de no equilibrio, los diagramas de fase representan una guía de gran alcance para el desarrollo y procesamiento de aleaciones de acero grado herramienta.

2.5 Definición de acero grado herramienta [1, 7, 8, 10,11].

Los primeros usos de acero eran para herramientas y armas, y entonces, como ahora, la alta dureza y la durabilidad fueron las propiedades valoradas de estas aplicaciones. La alta dureza se ligó a tres factores: la capacidad de producir hierro, la introducción de carbono en el hierro para fabricar acero, y el calentamiento y enfriamiento del acero para producir martensita. De hecho, la producción de aceros de herramienta endurecidos debe considerarse verdaderamente impresionante. Se llevó a cabo sin los instrumentos de análisis o comprensión científica de la química, la cristalografía, y microestructura.

Los aceros grado herramienta, son aceros de alta calidad hechos a la composición química exacta y controlada, para desarrollar propiedades especiales que satisfacen condiciones de trabajo en la industria moderna. El contenido de carbono en aceros de este tipo puede variar desde un mínimo de 0.1 % hasta un máximo de más de 1.6 % de C, y están aleados con elementos de aleación tales como; cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio. Estos aleantes permiten un incremento en las propiedades, para satisfacer un servicio cada vez más severo y un mayor control dimensional.

Algunas aplicaciones de estos aceros son: la fabricación de herramientas para dar forma a otros materiales, en operaciones de corte y conformado, moldes para troquelar incluyendo de aceros, metales no ferrosos y plásticos, fundición a presión, para fabricar el dado de extrusión, el rodillo de laminación, para forja, etc. Los aceros grado herramienta de hoy en día, se utilizan tanto a las temperaturas ordinarias como elevadas en una amplia variedad de aplicaciones donde la alta resistencia al desgaste, la excelente tenacidad, y la gran dureza tanto en frío como en caliente son necesarias para un rendimiento óptimo.

Por lo general, se funden en hornos eléctricos, y el diseño de la aleación, la ruta de fabricación del tratamiento térmico del acero y la calidad, son factores clave para el desarrollo de herramientas o piezas con las propiedades mejoradas que sólo el acero grado herramienta puede ofrecer. Los beneficios como durabilidad, resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión y estabilidad a alta temperatura también son atractivos para otros fines distintos a los usos como herramienta pura. Por esta razón, el acero grado herramienta es una mejor opción para la construcción y en los componentes estratégicos de ingeniería en diferentes industrias. Los materiales más avanzados fácilmente resultan

en menores costos de mantenimiento, las piezas más ligeras, una mayor precisión y una mayor fiabilidad.

Con unas cuantas excepciones, los aceros grado herramienta, deben someterse a tratamientos térmicos, para desarrollar combinaciones específicas de alta resistencia al desgaste, a la deformación, al ablandamiento a altas temperaturas o a la fractura bajo cargas muy altas. En la mayoría de los casos los aceros grado herramienta son inicialmente producidos mediante maquinado, para darles forma, después son tratados térmicamente, y finalmente rectificadas a su dimensión final.

En la actualidad, aunque, los aceros para herramientas, representan sólo una pequeña fracción de la producción total de acero, y desempeñan un papel clave en las actividades industriales del hombre. Además de los elementos de aleación, los aceros grado herramientas se consideran especiales porque son muy difíciles de fabricar y porque exigen la máxima calidad en cada fase del proceso.

Esta descripción implica que la tecnología del acero grado herramienta se superpone a la tecnología de los aceros al carbono y de baja aleación de carbono, producidos en grandes toneladas. Los aceros grado herramienta pueden ser fabricados con propiedades para su uso en aplicaciones de no herramienta, tales como resortes, imanes, cojinetes de rodamientos o baleros, o incluso aplicaciones estructurales. Si bien los aceros grado herramienta no son perfectos es por mucho superior a los llamados aceros de tonelaje, por la ausencia de porosidad interna, inclusiones no metálicas indeseables cuantiosas, segregación química grave, y los defectos superficiales.

2.6 Clasificación y selección de los aceros grado herramienta [7, 10, 11].

2.6.1 Clasificación de los aceros grado herramienta.

El gran número de aceros para herramientas, se clasifica eficazmente, en un sistema ampliamente utilizado y desarrollado, por AISI. Este sistema, es el punto de partida para la selección del acero adecuado para una función dada de la gran cantidad de aceros disponibles.

El sistema de clasificación AISI organiza a los aceros grado herramienta en grupos que están basados en sus características prominentes tales como **aleación** (por ejemplo, tungsteno o molibdeno son aceros de alta velocidad), la **aplicación** (por ejemplo, aceros para trabajo en frío y trabajo en caliente), estos aceros se han organizado en grupos que han evolucionado para realizar funciones específicas, tales como la forja, trabajo en frío, fundición a presión y mecanizado de alta velocidad, en una variedad de condiciones de funcionamiento, o **tratamiento térmico** (por ejemplo, aceros grado herramienta de temple en agua, aceite, o aire).

La clasificación se subdivide de acuerdo con un código de una letra seguida de un número. Cada grupo es similar pero difieren ligeramente unos de otros por tener diferentes requisitos de procesamiento,

condiciones de operación, o materiales de trabajo. La Tabla 2.1 enumera nueve grupos principales de aceros grado herramienta y sus letras que los identifican.

Las propiedades más importantes que se consideran para estos aceros son la resistencia al desgaste, tenacidad, y dureza en caliente. La tabla 2.2 clasifica estas tres propiedades para algunos de los aceros grado herramienta, incluso para dos de los que se estudian en este trabajo (A2 y D2). Se utiliza una clasificación del 1 al 10, siendo 10 el mayor valor posible. En general, las principales razones para valores altos de las tres propiedades enumerados en la Tabla 2.2 son:

- Alta resistencia al desgaste: **Más carburos.**
- Alta tenacidad: **Bajo % de C en el acero.**
- Alta dureza al calor: **Más carburos de aleación.**

Los diversos tipos de aceros para herramientas son brevemente discutidos con referencia a la clasificación del tipo que se muestra en las Tabla 2.1.

Aceros W. La “W” significa endurecimiento por temple en agua. Estos aceros tienen el menor contenido de aleación de todos los aceros grado herramienta y son esencialmente aceros al carbono. Por lo tanto, su templabilidad es baja. El acero se enfría rápidamente a una velocidad que produce martensita sólo cerca de la superficie, lo que permite que el núcleo permanezca sin endurecer y por lo tanto más resistente. Estos aceros tienen una pobre dureza en caliente debido a la falta de carburos de aleación, es decir, M_3C en lugar de Fe_3C . Los carburos de aleación resisten el desgaste y la disolución a temperaturas más altas, y dan una mejor resistencia al calor. Conforme se mueve hacia abajo en la tabla 2.2, la cantidad de elementos de aleación se incrementa, y por lo tanto, la fracción de volumen de carburos de aleación aumenta.

Aceros S. La “S” representa la resistencia al choque. Se han desarrollado para proporcionar una alta dureza y resistencia a la fractura en combinación con una alta resistencia al desgaste bajo condiciones de carga de impacto. La alta tenacidad se consigue manteniendo el contenido de carbono en niveles moderados. El contenido de la aleación de estos aceros es mayor que la de los aceros grado herramienta de endurecimiento de agua; en consecuencia, la templabilidad también es mayor. Los elementos de aleación también promueven dispersiones beneficiosos de carburos.

Tabla 2.1 Clasificación de aceros grado herramienta.

GRUPO	SÍMBOLO DE IDENTIFICACIÓN
Aceros grado herramienta templables en agua.	W
Aceros grado herramientas resistentes al choque.	S
Aceros grado herramienta templables en aceite para trabajo en frío.	O
Aceros grado herramienta templables al aire, de mediana aleación para trabajo en frío.	A
Aceros grado herramienta, con alto contenido de carbono y alto de cromo, para trabajo en frío.	D
Aceros para molde.	P
Aceros grado herramienta para trabajo en caliente, base cromo, tungsteno, y molibdeno.	H
Aceros grado herramienta de alta velocidad base tungsteno.	T
Aceros grado herramienta de alta velocidad base Molibdeno.	M

Tabla 2.2 Valores relativos de las tres propiedades más importantes de los aceros grado herramienta.

Tipo	AISI	Resistencia al desgaste	Tenacidad	Dureza en caliente	% Total de elementos de aleación
Al carbono (templable en agua)	W1	4	7 (Endurecido superficial)	1	0.5
	1095	4	3(Endurecido total)	1	0.4
Baja Aleación	L6	3	6	2	3.6
Resistente al choque	S2	2	8	2	2.1
Aceros para dados de trabajo en frío	O2	4	3	3	4.2
	A2	6	5	5	7.5
	D2	8	2	6	14.1
Aceros para dados de trabajo en	H13	3	9	6	8.9
	H21	4	6	8	13.6

caliente					
Alta velocidad	M2	7	3	8	17.8
	T1	7	3	8	24.7
	T15	9	1	9	27.7

Aceros O. La “O” representa templados en aceite. Estos aceros grado herramienta se han desarrollado para proporcionar muy alta resistencia al desgaste bajo condiciones de trabajo en frío. La alta dureza es proporcionada por martensita de alto carbono revenida a bajas temperaturas para proporcionar dispersiones muy finas de carburos. La templabilidad, a causa de alto contenido de carbono y aleación moderada (cromo, manganeso, tungsteno, principales responsables por su templabilidad mejorada sobre el Aceros W) es suficiente para proporcionar una buena profundidad de endurecimiento por temple en aceite.

Aceros A. La “A” es sinónimo de templados al aire. Estos aceros son de mediana aleación y tienen alta resistencia al desgaste en condiciones de trabajo en frío. Los elementos de aleación clave para mejorar la templabilidad son cromo y molibdeno.

Los diversos grados, debido a rangos de carbono y contenido de la aleación, tienen varias combinaciones de dureza y tenacidad. Similar a los aceros de templado en aceite, la resistencia al desgaste es proporcionada por martensita de alto contenido en carbono y dispersiones finas de carburos. Sin embargo, debido al alto contenido de aleación, la templabilidad es lo suficientemente alta para permitir la formación de martensita al enfriamiento por aire. El enfriamiento muy lento minimiza la distorsión y promueve la buena estabilidad dimensional durante el tratamiento térmico.

Aceros D. Estos aceros son de alto carbono y alto cromo. El símbolo “D” no tiene significado obvio, aunque es por lo general asociado con el término directo de endurecimiento. No sólo es la martensita revenida de alto contenido de carbono un componente importante de la microestructura, sino las grandes fracciones de volumen de carburos de aleación que también juegan un papel importante en el logro de alta resistencia al desgaste. Algunos de los carburos de aleación son producidos por solidificación y coexisten con austenita durante el trabajo en caliente y austenización, y algunos son producidos por el revenido.

Una vez más, el alto contenido de la aleación proporciona una excelente templabilidad y hace posible la formación de martensita en el enfriamiento al aire con beneficios consiguientes para control dimensional. Aunque la alta resistencia a la abrasión de los aceros para herramientas de tipo D es conveniente para aplicaciones de trabajo en frío, el mecanizado y operaciones de rectificado durante la fabricación de los acabados de troqueles y moldes son difíciles. La combinación de alto contenido de carbono y alto contenido de aleación resultada en una excelente resistencia al desgaste y a la abrasión, moderadamente buena dureza en caliente, pero pobre tenacidad.

Aceros H. La “H” se refiere a dureza en caliente. Por lo general son los aceros de elección para las matrices de las operaciones de extrusión en caliente. La combinación del bajo contenido de carbono, y de una moderada a alta aleación, da buena resistencia y dureza en caliente, pero sólo una resistencia al desgaste razonable.

Aceros M y T. La “M” y “T” representan las adiciones de molibdeno y tungsteno en estos aceros grado herramienta de alta velocidad. Los carburos de estos dos elementos son estables a temperaturas bastante elevadas. Por lo tanto, el alto nivel de estos elementos de aleación produce grandes fracciones de volumen de carburos, lo que da una buena resistencia al desgaste y dureza al calor, pero pobre tenacidad. El alto contenido de carbono del acero T15 es de 1.55 %. Esto proporciona un ejemplo de un acero de herramienta diseñado para la resistencia al desgaste y una máxima dureza en caliente en el sacrificio de la tenacidad.

2.6.2 La selección de los aceros grado herramienta.

Existen muchos tipos y grados de aceros de herramientas, todos con diferentes composiciones y propiedades. La selección de un solo acero de herramienta para una operación en específico debe basarse en dos consideraciones principales: (1) predecir el comportamiento de un acero para una aplicación y (2) el análisis de las limitaciones asociadas con la fabricación de una herramienta, dado, o molde con el acero seleccionado. La tabla 2.3 presenta la clasificación AISI y las composiciones nominales de los aceros grado herramienta que se estudian en este trabajo.

Tabla 2.3 Composición nominal de los aceros grado herramienta estudiados.

CLASIFICACIÓN AISI	ELEMENTOS DE ALEACIÓN (%)						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W
O1	0.95	----	1.1	0.6	----	----	0.6
A2	1.0	0.3	0.6	5.3	1.1	0.2	----
D2	1.55	0.3	0.4	11.8	0.8	0.8	----

Es de importancia seleccionar al acero grado herramienta adecuado para una aplicación dada. Para la selección lo mejor es correlacionar las características metalúrgicas de los aceros grado herramienta con los requisitos del acero en su funcionamiento. En la mayoría de los casos, la selección de un acero grado herramienta no se limita solamente al tipo o serie en particular para resolver un problema concreto. Aunque muchos aceros grado herramientas se utilizarán para cualquier trabajo, se considerarán según la productividad esperada, la facilidad de fabricación y el costo. En el último análisis, lo que determina la selección adecuada es el costo por pieza unitaria hecha por la herramienta.

Los aceros de herramientas se utilizan para muchos propósitos, pero todas las aplicaciones se pueden agrupar en cinco tipos básicos de operaciones: formado (laminado, extrusión, estirado), cizalla, corte, moldeo y varios (Tabla 2.4). Cuando la principal función del acero para herramientas es cortar, aquél debe tener alta dureza, así como buena resistencia al calor y al desgaste.

Después de identificar las principales funciones de una herramienta, un primer paso en la selección de un acero herramienta adecuada puede hacerse en base a los requisitos de rendimiento, tales como resistencia al desgaste, tenacidad y dureza en caliente, y los requisitos de fabricación relacionados a un tratamiento térmico y acabado. Por esta razón, el acero grado herramienta es una mejor opción para componentes estratégicos de ingeniería en las diferentes industrias.

Tabla 2.4 Grupos generales de aplicaciones de aceros grado herramienta.

1) Conformado. A) En frío B) En caliente
2) Cizallamiento. A) Troquelado B) Punzonado C) Corte (cuchillas de cizalla y cortadoras longitudinales) D) Recorte de material de exceso
3) Corte (eliminación de material) A) El corte de metal B) El corte de no metales C)
4) Moldeo A) Fundición a presión B) Moldeo de plástico C) Moldeo de cerámica D) Moldeo de polvos
5) Varios A) Partes de desgaste B) Herramientas de percusión C) Calibradores

Las herramientas de formación, ya sea para trabajo en caliente o en frío incluyen operaciones tales como bloques de matriz e inserciones, herramientas para máquinas forja en caliente, herramientas de prensas de formación, herramientas de embutición profunda, troqueles y punzones, laminados de roscas y herramientas de extrusión. Tales herramientas están en contacto de deslizamiento con partes metálicas sólidas por una porción de su tiempo de trabajo, y pueden estar sujetas a altos esfuerzos por períodos cortos de tiempo durante el funcionamiento. Por lo tanto su principal requisito es la resistencia al desgaste; requisitos secundarios incluyen la dureza y la maquinabilidad. Las herramientas de formación utilizadas para el trabajo en caliente tienen el requisito adicional de dureza en caliente.

Las herramientas de cizallar, incluyen cuchillas de cizalla, herramientas de corte sobre el forjado, troqueles de recorte, matrices de troquelado, cortadoras, punzones y perforadores. Están sujetas a altos esfuerzos, especialmente en lo que las acciones espesor aumenta, y requieren de alta tenacidad, junto con la resistencia al desgaste para mantener el contorno del borde y dimensión original. Seguridad en el endurecimiento y una mínima distorsión en el temple son requisitos secundarios, pero son de primordial importancia en cuchillas largas y matrices de troquelado intrincados.

Las herramientas de corte utilizadas para el maquinado requieren dureza al calor y resistencia al desgaste. La tenacidad y la capacidad de rectificación se enumeran como necesidades secundarias. Las herramientas de corte también pueden incluir operaciones de desconchado, así como cinceles que requieren una alta tenacidad pueden ser clasificados aquí.

Las herramientas de moldeo no solo se clasifican para incluir matrices para moldeo de plástico, sino también fundición a presión y moldes permanentes para la formación de metales fundidos tales como zinc, aluminio y aleaciones de cobre, y estampación de ladrillo y fabricación de briquetas de cerámica, donde se recibe material sólido y formado.

Las herramientas y varias partes incluyen piezas sujetas al desgaste que requieren alta resistencia al desgaste, tales como las placas de hondero de arena, placas de fresado y placas de molino, partes de percusión que requieren alta tenacidad, y calibradores que requieren alta dureza, buen acabado, y la estabilidad de tamaño.

2.7 Diseño de aleación de los aceros grado herramienta [3, 7, 10, 11, 16].

Los contenidos de carbono y de aleación altos en los aceros de herramienta se utilizan para producir muy alta resistencia y dureza, por la formación de fases cristalinas tales como la martensita y diversos carburos. En los aceros de herramienta endurecidos, la microestructura típica consiste en una dispersión de carburos duros en una matriz de martensita revenida. Existen muchas variaciones de esta microestructura, dependiendo de las condiciones de aleación y procesamiento. Los aceros grado herramienta son, en efecto, sistemas microestructurales complejos, donde cada componente microestructural del sistema se ve afectado por la aleación y el procesamiento, y, finalmente, juega un papel en el rendimiento de un acero bajo condiciones de servicio específicas.

2.7.1 Efectos de los elementos de aleación.

Los elementos de aleación comúnmente utilizados en aceros grado herramienta pueden cambiar significativamente los límites del campo de fase que se muestran en el diagrama de fases Fe-C. Cada elemento, dependiendo de su tamaño atómico y estructura electrónica, en relación con su número atómico o posición en la tabla periódica, o bien puede estabilizar la estructura cristalina de ferrita o la estructura cristalina de austenita. Por lo tanto, los elementos de aleación se clasifican ya sea como elementos estabilizadores de la ferrita (cromo, molibdeno, silicio, vanadio, tungsteno, zirconio, etc.) o elementos estabilizadores de la austenita (carbono, cobalto, cobre, manganeso, etc.).

La reacción eutectoide en el acero es la reacción de estado sólido, donde la austenita se transforma en ferrita y cementita y por lo tanto corresponde a un estado en tres fases están en equilibrio. La temperatura de la reacción eutectoide (es la temperatura más baja a la que la austenita puede existir), y las composiciones de las tres fases coexistentes están fijos. Los elementos de estabilización de ferrita,

elevan la temperatura eutectoide (es decir, extienden el rango de temperatura en el que la ferrita es estable), y los elementos estabilizadores de la austenita bajan la temperatura eutectoide (es decir, aumentar el rango de temperatura en el que la austenita es estable a temperaturas más bajas).

El cromo es un elemento formador de carburos muy fuerte, así como un elemento de estabilización de ferrita, y encoge significativamente el tamaño del campo de fase de la austenita cuando se añade en cantidades sustanciales. Estos cambios en el equilibrio de fases tienen efectos importantes en el procesamiento de los aceros grado herramienta. Como resultado de la reducción de tamaño del campo de la fase simple de la austenita, especialmente a contenidos de carbono alto, muchos aceros de grado herramienta son trabajados en caliente y austenizados a temperaturas donde la austenita y los carburos son estables. Por lo tanto, el trabajo en caliente de aceros grado herramienta puede ser más difícil que el de aceros de baja aleación, en los que se pueden realizar a la austenita de fase simple. Además, la austenización en los campos multifase de austenita-carburo se puede utilizar para ajustar la composición requerida y cantidades de carburos y austenita, durante el endurecimiento de los aceros.

2.7.2 Martensita

La formación de martensita es un objetivo importante en el diseño de la aleación y el procesamiento de aceros grado herramienta y aceros de baja aleación endurecidos. La martensita es una fase única, pero es una fase de no equilibrio y por lo tanto no aparece en el diagrama de equilibrio Fe-C. Las Fases martensíticas, son llamadas así debido a que el metalúrgico alemán Adolf Martens, la encontró en muchos sistemas de aleación, incluidos los que constituyen las bases para las aleaciones ferrosas, aleaciones no ferrosas, y sistemas cerámicos.

Como resultado de la transformación martensítica sin difusión, no hay ningún cambio en la composición química cuando se forma martensita de la austenita; los átomos de carbono y elementos de aleación que se disuelven en la estructura fcc de la austenita durante la austenización se heredan y se incorporan en la martensita directamente.

La figura 2.8 muestra la estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo de la martensita en aleaciones de acero. Similar a la estructura de ferrita, la estructura de martensita es centrada en el cuerpo, con un átomo de hierro que se encuentra en el centro de la celda unidad. Sin embargo, la celda unidad de la martensita es tetragonal; es decir, una arista de la celda, tal como se caracteriza por el parámetro c , es más largo que los otros dos, como se caracteriza por los parámetros a . La tetragonalidad es un resultado de los átomos de carbono atrapados en un conjunto de sitios intersticiales octaédricos de la estructura centrada en el cuerpo de la martensita. El número de sitios ocupados por átomos de carbono, y por lo tanto la tetragonalidad de la martensita, es una función directa del contenido de carbono de la austenita matriz.

La figura 2.9 muestra el rango de temperaturas en el cual se forma la martensita y puede coexistir con austenita, este es importante para el procesamiento y tratamiento térmico de los aceros grado herramienta. La temperatura M_s es la temperatura a la que la martensita comienza a formarse en el

enfriamiento como una función del contenido de carbono en las aleaciones de Fe-C. Por debajo de la temperatura M_s , la martensita coexiste con la austenita y aumenta en cantidad con la disminución de la temperatura. Los elementos de aleación bajan las temperaturas M_s .

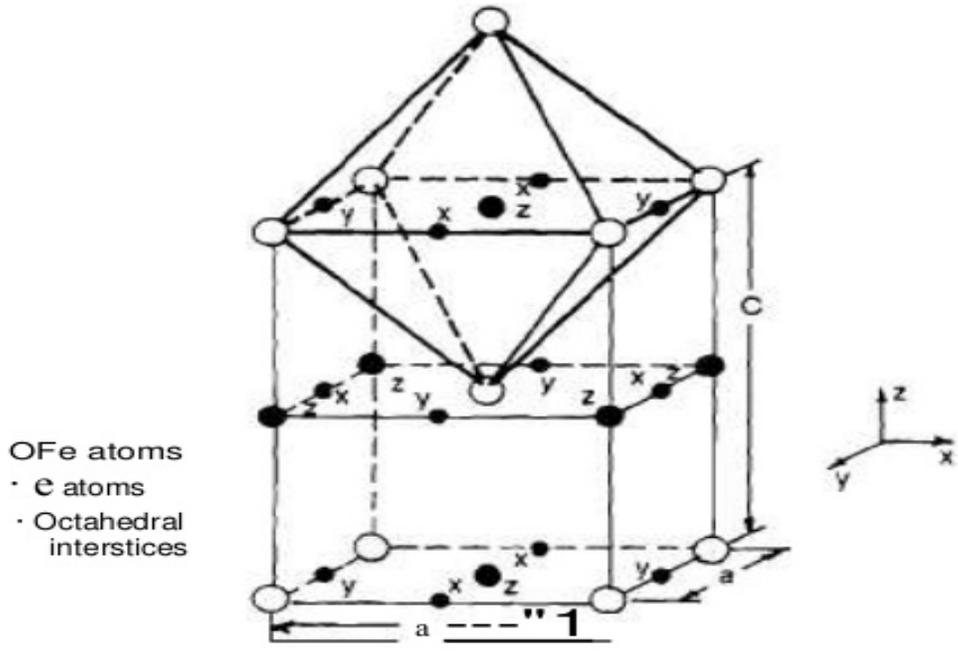


Figura 2.8. Sitios octaédricos de la martensita tetragonal centrada en el cuerpo.

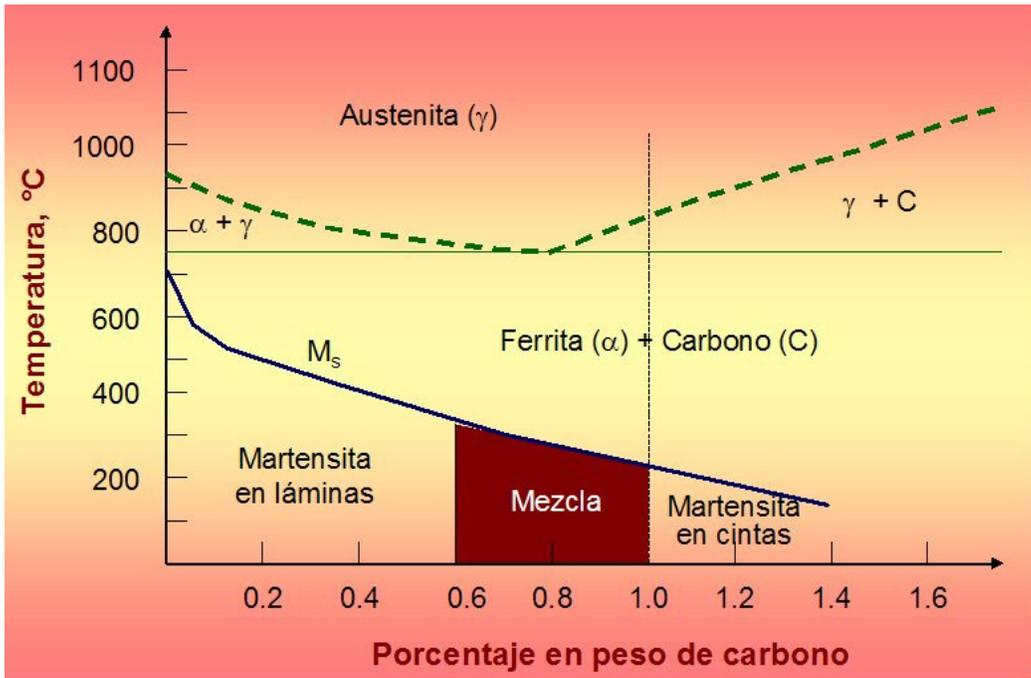


Figura 2.9. Efecto del contenido de carbono en la temperatura de inicio de la transformación a martensita M_s , de los aceros.

Debido a que las temperaturas M_s son bajas, grandes cantidades de austenita retenida generalmente se asocian con placa de martensita y a menudo la austenita retenida aparece como parches triangulares entre los cristales de martensita.

Los átomos de carbono atrapados en la estructura martensítica constituyen una estructura de no equilibrio, sobresaturada. La estructura de equilibrio en el rango de temperaturas sobre el cual se forma la martensita, es una combinación de ferrita y cementita, o en el caso de los aceros de herramienta de alta aleación, una combinación de ferrita y otros carburos de aleación. Por lo tanto, cuando la martensita se calienta, en la etapa de tratamiento térmico denominado revenido, la sobresaturación de carbono se libera por la precipitación de carburos. A temperaturas bajas de revenido, la cementita y otros carburos de hierro se forman; a temperaturas altas de revenido, donde los átomos de los elementos de aleación sustitucional son capaces de difundirse, carburos de aleación se precipitan.

Aunque el revenido hace descomponer la estructura martensítica, la martensita juega un papel importante en la evolución de la microestructura de un acero grado herramienta mediante la presentación de una estructura de matriz sobresaturada para la precipitación de carburos y endurecimiento secundario.

2.7.3 Carburos de aleación en los aceros grado herramienta.

Los aleantes para producir grandes fracciones de volumen de carburos de aleación es una diferencia importante en el diseño de los aceros de herramienta en comparación con el diseño de aceros de baja aleación. Las grandes fracciones de volumen de carburos proporcionan la alta dureza y resistencia al desgaste necesaria para dar forma a otros materiales, pero también hacen la deformación en caliente, el tratamiento térmico, y la maquinabilidad de los aceros de herramienta en sí mismos más difícil.

Los carburos de aleación se pueden producir durante la solidificación, durante el trabajo en caliente o austenización para el endurecimiento, y durante el revenido de microestructuras martensíticas. Los diagramas de equilibrio de fases y las consideraciones de la fase de equilibrio, indican que carburos estarán presentes en un acero dado, y el conocimiento de los efectos de las operaciones del proceso, predicen la distribución microestructural de los carburos.

La tabla 2.5 enumera los diferentes tipos y algunas de las características de los carburos de aleación que se pueden formar en aceros grado herramienta. La letra M en la designación del carburo representa el contenido de metal del carburo y refleja el hecho de que más de un componente de metal puede ocupar los sitios reticulares en la estructura cristalina de un metal para un carburo. Por

ejemplo, los átomos de varios metales pueden sustituir a los átomos de hierro en la estructura de la cementita.

Tabla 2.5 Características y relación de los tipos de carburos con su dureza y elementos presentes

Dentro del carburo en los aceros grado herramienta.

Tipo de carburo	Dureza HRC	Distribución de elementos en M		Tipo de red cristalina	Características
		Más	Menos		
M_3C	70	Fe, Mn, Cr	W, Mo, V	Ortorrónica	Un carburo del tipo de la cementita (Fe_3C).
M_7C_3	79	Cr	Hexagonal	Encontrado principalmente en aceros de aleación de Cr. Resistente a la disolución a temperaturas más altas. Duro y resistente a la abrasión.
$M_{23}C_6$	73	Cr	Mo, V, W	Fcc	Presente en aceros de alto Cr y todos los aceros de alta velocidad. El Cr se puede reemplazar con Fe para producir carburos con W y Mo.
M_6C	75	Fe, Mo, W	Cr, V, Co	Fcc	Un carburo rico en Mo o W. Puede contener cantidades moderadas de Cr, V, Co. Presente en los aceros de alta velocidad. Extremadamente resistente a la abrasión.
M_2C	79	W, Mo	Cr	Hexagonal	Carburo rico en W o Mo. Aparece después del revenido. Puede disolver una cantidad considerable de Cr.
MC	84	V	W, Mo	Fcc	Carburo rico en V. Resistente a la disolución. Una pequeña cantidad que se disuelva vuelve a precipitar en el endurecimiento secundario.

Aunque todos los carburos encontrados en el acero son compuestos duros y frágiles, los carburos de cromo y vanadio resultan excepcionales en dureza y resistencia al desgaste. La dureza y resistencia al desgaste de los aceros ricos en carburos las determinan en gran medida la cantidad, el tamaño y la distribución de estas partículas duras. A su vez, estos factores son controlados por la composición química, el método de manufactura y el tratamiento térmico.

El cromo formará carburos simples como Cr_7C_3 o carburos complejos $[(\text{FeCr})_3\text{C}]$. Estos carburos tienen alta dureza y buena resistencia al deterioro. El cromo es soluble hasta en 13 % en hierro γ austenita y tiene una solubilidad ilimitada en ferrita α . Cuando el cromo está presente en cantidades que exceden al 5 %, las propiedades a altas temperaturas y la resistencia a la corrosión del acero se ven ampliamente mejoradas.

La estabilidad de varios carburos es una función del equilibrio de tamaños atómicos y estructura electrónica de los diversos elementos de aleación para producir estructuras cristalográficas del mínimo de energía libre. Los carburos de metales de transición tienen una fuerte unión interatómica, altos puntos de fusión, y las propiedades eléctricas únicas y, además de su uso en aceros de herramienta, se utilizan a menudo en forma pura. Una medida de la estabilidad del carburo es la energía libre de formación, que se enumeran para diversos carburos de la tabla 2.6. Una alta energía libre negativa de formación es una medida de la alta estabilidad del carburo y una fuerte tendencia como formador de carburo de los átomos que lo componen.

Tabla 2.6 Energías libres de formación de carburos.

Carburo	Energía libre, KJ/kg·k
TaC	-268
TiC	-180
ZrC	-155
SiC	-51
VC	-50
WC	-35
Cr_7C_3	-30
Cr_{23}C_6	-18
Mn_3C	- 4
Fe_3C	+6
Co_2C	+7
Ni_3C	+ 11

Los carburos de aleación tienen muy alta dureza. Por lo tanto, las grandes fracciones en volumen de carburos de aleación de alta dureza se incorporan por diseño en las microestructuras de aceros grado herramienta. Sin embargo, no todas las aplicaciones requieren la mayor dureza, especialmente en

aplicaciones donde la resistencia a la fractura es crítica. Como resultado, las diferentes clases de acero de herramienta han evolucionado para conseguir el mejor equilibrio de carburos y propiedades para un determinado tipo de herramientas.

La martensita y cementita, son los componentes de la microestructura base en aceros al carbono y de baja aleación endurecidos, y tienen una dureza significativamente más baja que los carburos de aleación. Por lo tanto, la incorporación de dispersiones de carburo de aleación en las microestructuras de matriz martensítica revenida contribuye al mayor rendimiento de los aceros de herramienta para aplicaciones de uso severo. En general, cuanto mayor sea el contenido de elementos de aleación formadores de carburos y más alto el contenido de carbono, mayor es el contenido de carburos de aleación y la dureza de un acero de herramienta. Por ejemplo, los aceros de alta velocidad están altamente aleados para proporcionar una dureza muy alta para las operaciones de maquinado de metales, y tienen muy grandes fracciones de carburos de aleación incorporados en sus microestructuras.

El endurecimiento secundario, lo cual hace que los aceros grado herramienta de alta velocidad tengan dureza en caliente, es debido a la precipitación de finos carburos de aleación en el revenido. Sin embargo, este proceso requiere de la precipitación de los elementos de aleación que se hayan disueltos en la austenita durante la etapa de austenización. Por lo que temperaturas de austenización bastantes altas se requieren para disolver los carburos de la aleación de Mo-W-V en aceros de alta velocidad. Esta relación entre el contenido de aleación y temperatura de austenización, que se ha hecho hasta el uso de la práctica recomendada para tratamiento térmico de los diversos aceros de herramienta. De acuerdo a esta práctica se observa, que las temperaturas de austenización aumentan, de aceros de baja aleación y simple carbono, aproximadamente de 845 °C (1550 °F), hasta temperaturas extremadamente altas, de aproximadamente 1230 °C (2250 °F) para los aceros más altamente aleados, como lo son los aceros de herramienta de alta velocidad.

Como se describió anteriormente, los elementos fuertes formadores de carburos introducen nuevas fases y pueden cambiar drásticamente el equilibrio de fases en aceros de herramienta. Por lo tanto, los diagramas de fase de equilibrio para los sistemas de aleación de acero para herramientas de múltiples componentes difieren significativamente del diagrama de fases Fe-C que se muestra en la Figura 2.7.

Las Figuras 2.10 y 2.11 muestran los diagramas de secciones verticales a través del sistema de aleación ternario Fe-Cr-C, donde el contenido de cromo se ha mantenido constante a 5 % (AISI A2), y 13 % (AISI D2) en peso respectivamente. En estos se confirma, para la composición de carbono, de cada acero, que el carburo de cromo que se precipita es el Cr_7C_3 . Estos diagramas de sección vertical mostrados son similares al diagrama de fases Fe-C pero muestran muchos campos más que el diagrama de fase Fe-C, debido a las fases del carburo de aleación formadas por cromo. Estos diagramas son muy útiles para establecer rangos de temperatura de estabilidad de fase y para establecer temperaturas para

trabajo en caliente y el tratamiento térmico de aleaciones específicas, pero no dan la composición química de las fases coexistentes en los campos multifase.

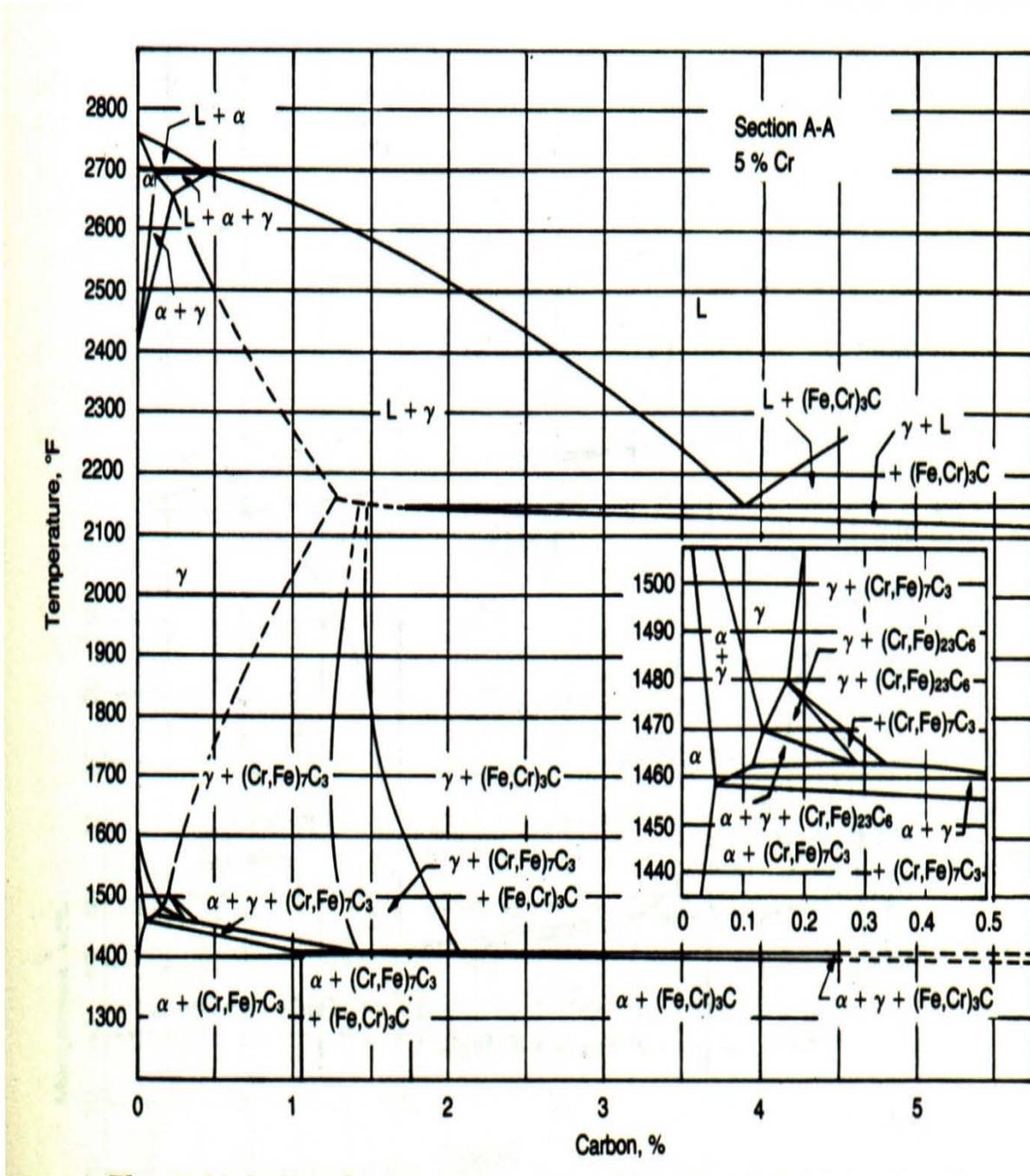


Figura 2.10. Diagrama de la sección vertical del sistema de aleación ternario Fe-Cr-C, a 5 % de Cr (Acero AISI A2).

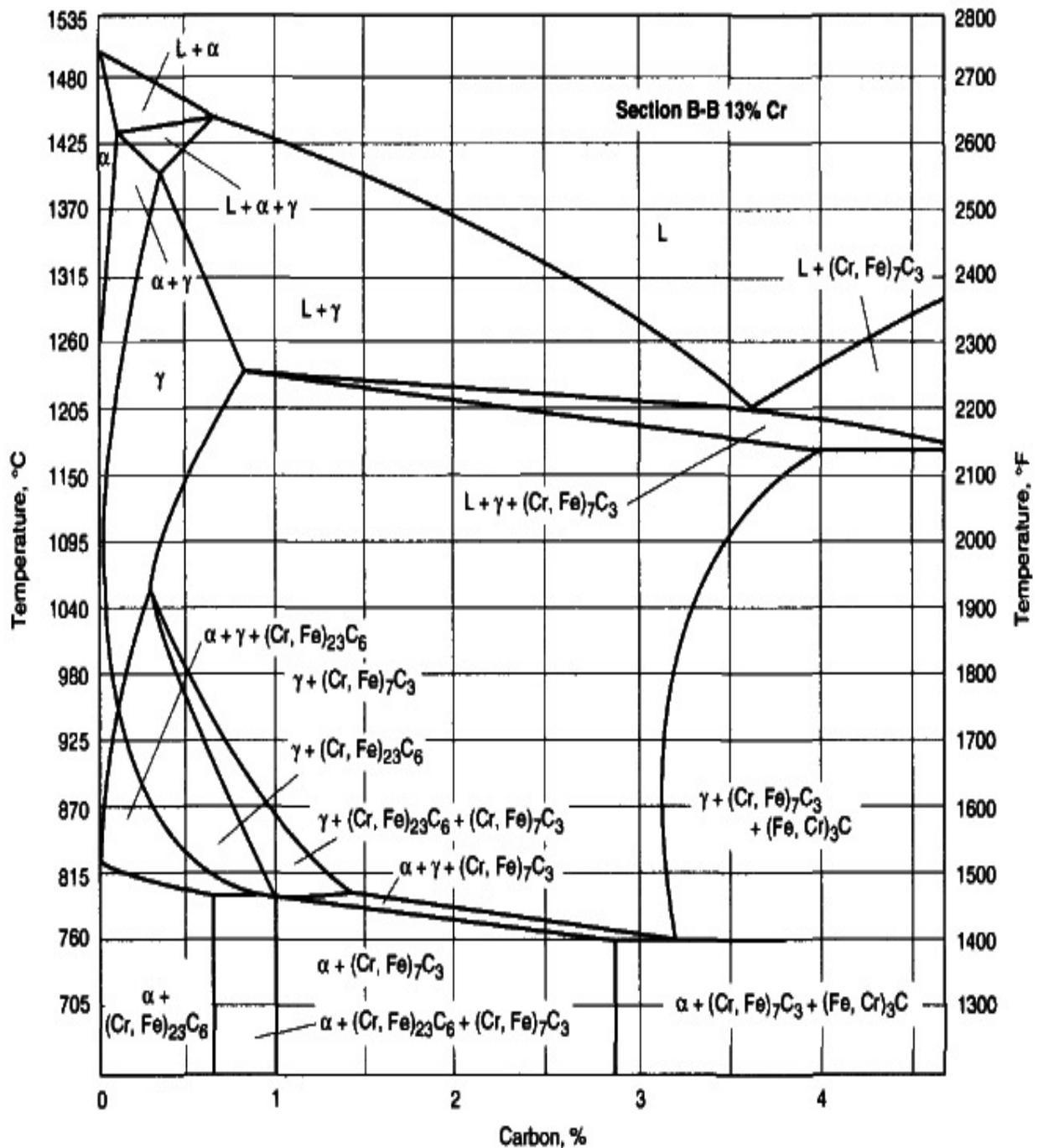


Figura 2.11. Diagrama de la sección vertical del sistema de aleación ternario Fe-Cr-C, a 13 % de Cr (Acero AISI D2).

El acero H13 al cromo para trabajo en caliente (0,35% C, 5% Cr) debe tener una buena tenacidad; por lo tanto, el contenido de carbono se mantiene a un nivel donde se forma sólo una pequeña cantidad de carburos. El acero grado herramienta de trabajo en frío A2 (1,0% C, 5% Cr) requiere una mayor

resistencia al desgaste, esta se consigue aumentando el contenido de carbono y aumentando así el contenido de carburos del tipo M_7C_3 en la microestructura. Incluso mayor resistencia al desgaste se consigue aumentando tanto el carbono y el cromo en el acero grado herramienta de trabajo en frío D2 (1,5% de C y 12,0% de Cr) con el fin de producir fracciones de mayor volumen de carburos M_7C_3 en microestructuras endurecidas. Esto se aplica sólo a los contenidos de carburos de aleación microestructural que son establecidos en la austenización. El endurecimiento significativo se produce por el cromo y otras precipitaciones de carburo de aleación en martensita durante el revenido.

2.8 Austenización y revenido en el acero de herramientas [7, 8, 10, 11].

Las etapas finales de procesamiento de un acero de herramienta, incluyen no sólo el tratamiento térmico de endurecimiento final, sino también el trabajo en caliente y el maquinado que producen las formas y las dimensiones de los acabados de productos de acero grado herramienta. Las operaciones de formación se realizan antes del tratamiento térmico de endurecimiento final, ya que la muy alta dureza final de los aceros de herramienta endurecidos los hace esencialmente imposibles de trabajar. Sólo en los procesos tales como la molienda con materiales altamente abrasivos o maquinados por electroerosión se pueden utilizar para ajustar las dimensiones de los aceros de herramienta endurecidos.

Los aceros grado herramienta se entregan normalmente en estado recocido para poder ser maquinados; esto hace que el material fácil de trabajar con herramientas de corte y proporciona una microestructura adecuada para el endurecimiento. La microestructura de recocido consiste en una matriz blanda en la que se tienen carburos incrustados.

El objetivo microestructural de recocido es producir, carburos esféricos dispersos en una matriz de granos de ferrita, una microestructura que es altamente maquinable en comparación con otras microestructuras formadas en aceros de herramienta, y también proveer uniformidad en la microestructura para los subsecuentes tratamientos térmicos de endurecimiento.

El recocido depende de la difusión de átomos de carbono y de elementos de aleación de las partículas pequeñas, a través de la matriz austenítica, a las partículas más grandes. La disolución de carburos que conduce a un engrosamiento por lo tanto depende de la difusión del carbono y carburos de aleación. La disolución de los carburos y el engrosamiento continúan al aumentar el tiempo a temperatura y son acelerados por el recocido de alta temperatura, donde los coeficientes de difusión son altos.

El tratamiento térmico final de los aceros grado herramienta para su endurecimiento, se lleva a cabo mediante un proceso de tres etapas: calentamiento para la formación de austenita o austenización, enfriamiento rápido o temple para transformar la austenita en martensita, y calentamiento o revenido para eliminar austenita retenida y formar carburos dentro de la martensita. Cada etapa de tratamiento térmico produce grandes cambios en la microestructura, que cuando se controla adecuadamente conduce a las propiedades finales requeridas para una aplicación dada.

Se sabe que en cuanto mayor sea el contenido de carbono y de elementos de aleación formadores de carburos en la solución de austenita, mayor es la densidad de carburos que se puede formar en revenido, mayor es la templabilidad, o la capacidad de formar martensita durante el enfriamiento, y mayor es la densidad de carburos. Esto proporcionará mayor dureza y resistencia al desgaste, pero menor tenacidad de la microestructura de un acero grado herramienta. Los carburos que son estables en la austenización se conservan como componentes de la microestructura, además de los que se forman en martensita durante el revenido.

2.8.1 Austenización para Endurecimiento.

La austenización para el endurecimiento se lleva a cabo por calentamiento de la microestructura de ferrita y carburos globulares de aceros grado herramienta a una temperatura de austenización apropiada. La figura 5-9 muestra la temperatura de austenización de aceros hipereutectoides en el campo de dos fases de austenita-carburo. El uso del diagrama Fe-C para los aceros grado herramienta aleados es sólo aproximado, y el campo de dos fases de austenita-carburo puede ampliarse considerablemente al reducir los contenidos de carbono y a temperaturas más altas por elementos que son formadores fuertes de carburos. A excepción de los aceros de herramienta de muy alta aleación de alta velocidad, las temperaturas de austenización en general están en el mismo rango que las temperaturas de recocido. La esferoidización de partículas de carburo, disolución y engrosamiento en el recocido, son también válidos para austenización en el endurecimiento.

La austenización para el endurecimiento debe cumplir varias funciones críticas para las etapas de tratamiento térmico subsecuentes, el temple y el revenido

- Establecer la fracción en volumen de carburos de aleación sin disolver que contribuyen a la resistencia al desgaste.
- Ajustar la química de la austenita para proporcionar la temperatura M_s requerida, y por lo tanto un equilibrio razonable de martensita y austenita después del temple.
- Ajustar la química de la austenita para proporcionar la templabilidad requerida en el enfriamiento desde la temperatura de austenización.
- Ajustar la química de la austenita con el fin de disolver suficientes elementos de aleación, que en el temple se ubicaran en sobresaturación dentro de la martensita y por lo tanto estar disponibles para la precipitación y el endurecimiento secundario durante el revenido.
- Controlar el tamaño de grano austenítico para evitar problemas con el engrosamiento asociado a la resistencia al fractura.

Sorprendentemente, todas estas funciones muy críticas se logran durante un solo calentamiento en los intervalos de temperatura recomendados para el endurecimiento de los grados específicos de aceros de herramienta. La clave para el éxito de la austenización es controlar el grado de disolución de carburos de aleación así como la composición del acero de herramienta para que se aproxime al equilibrio a altas temperaturas. Como los carburos de aleación se disuelven, los elementos de aleación

y carbono, que una vez formaron los carburos, se reparten en la austenita. Por lo tanto, no sólo es controlada la fracción de volumen de los carburos, sino que también la química de la austenita, la cual controla la templabilidad, las temperaturas Ms, el contenido de austenita retenida, y potencial de temple secundario.

A continuación se describen los cambios microestructurales que son los objetivos de las etapas de austenización, temple y revenido para el endurecimiento de un acero de herramienta. Las grandes variaciones de composición química de los diversos tipos de aceros de herramienta hacen que los cambios microestructurales se realicen en una variedad de rangos de temperatura y condiciones de calentamiento y enfriamiento; los parámetros específicos de tratamiento térmico recomendados para cada uno de los aceros de herramienta estudiados en este trabajo se dan en la tabla 2.7.

Tabla 2.7. Temperatura de austenización y de revenido de los aceros de herramienta estudiados.

Tipo de acero	Temperatura de austenización (°C)	Temperatura de revenido (°C)
A2	925 a 980	175 a 540
O1	790 a 815	175 a 260
D2	980 a 1025	205 a 540

Nota: En el acero D2 cuando se utilizan recubrimientos superficiales, se debe temprar a un rango de temperaturas de austenización más altas de 1070°C.

El contenido de carbono, y un contenido mayor de elementos de aleación en la austenita disminuyen la temperatura Ms y aumenta la cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente. Si se incrementa la temperatura de austenización, la composición de la austenita se enriquece con carbono y otros elementos de aleación como carburos disueltos, en consecuencia menos martensita se forma al enfriar a temperatura ambiente. A la temperatura de austenización cantidades significativas de carbono y cromo se combinan en forma de carburos esferoidales, y la transformación casi completa a martensita se produce al enfriar a temperatura ambiente.

Por ejemplo las variaciones en la temperatura de austenización del acero de herramientas A2 afectan no sólo la dureza al templarse sino también los niveles de dureza obtenidos por enfriamiento a temperaturas bajo cero y el revenido. Los efectos que aparecen son el resultado directo del aumento de la temperatura de austenización y el enriquecimiento de la austenita con los carburos de aleación que se disuelven. Cuando el acero A2 se austeniza a 950 ° C (1740 ° F), la temperatura de austenización recomendada para el acero A2, la dureza al templarse es máxima debido a la transformación casi completa en martensita. El enfriamiento a temperaturas bajo cero causa muy poco cambio en la dureza porque muy poca austenita está disponible para transformar a martensita. Al austenizar a temperaturas cada vez más altas, aumenta sucesivamente la cantidad de austenita retenida y

disminuye la dureza al templar. El Enfriamiento de estos especímenes a temperaturas bajo cero provoca efectivamente que las cantidades sustanciales de austenita retenida se transformen a martensita y así aumenta significativamente la dureza.

Con respecto al revenido, las temperaturas la austenización más altas causan una mayor disolución de los carburos de aleación y una mayor sobresaturación de los elementos de aleación cromo y molibdeno en la martensita. Por lo tanto, hay una reacción de endurecimiento secundario más intensa a las temperaturas de revenido superiores, donde el cromo y el molibdeno son capaces de difundirse y precipitar en forma de finos carburos de aleación, esto ocurre en los especímenes austenizados a temperaturas altas.

La dureza es la capacidad de un material para resistir la indentación y se mide por una variedad de pruebas estandarizadas que definen el tamaño, la forma y la dureza del penetrador, y la carga que se aplica para crear la indentación. Los valores de dureza se relacionan luego con la longitud, anchura o profundidad de la indentación. En aceros templados, la dureza se mide con más frecuencia con diversas cargas en la escala Rockwell C (HRC), que utiliza un penetrador de diamante cónico, o la prueba de dureza Vickers (HV o DPH), que utiliza un indentador de pirámide de diamante. Las pruebas de Rockwell C sólo son válidas para mediciones en materiales de mayor dureza y no son válidos por debajo de 20 HRC. Las mediciones de dureza Vickers y Brinell (HB) son válidas no sólo para el rango de HRC, sino también para materiales más blandos, tales como aceros de herramienta en la condición de recocido.

La alta dureza y microestructuras que tienen alta dureza son los principales objetivos de los tratamientos térmicos finales aplicados a aceros de herramienta. Idealmente, en aceros al carbono y de baja aleación, la mayor dureza se consigue formando microestructuras que consisten enteramente de martensita. Una estructura totalmente martensítica es inalcanzable, aún si la transformación de la austenita en microestructuras no martensíticas puedan ser suprimidas. La incorporación de partículas de segunda fase, tales como inclusiones y partículas de carburo que no se disuelven, aparecen durante la austenización. También, a medida que aumenta el contenido de carbono, la cantidad de austenita retenida aumenta.

La dureza más alta de cualquier acero se asocia con microestructuras martensíticas. En los aceros de herramienta de alta aleación, el templado puede producir durezas que superan incluso las de microestructuras totalmente martensíticas. La dureza se relaciona con la composición química, estructura cristalina y la perfección, y el tamaño y distribución de las diversas fases que componen la microestructura. El carbono, por su interacción con otros elementos estructurales de la microestructura martensítica, es el factor dominante que controla la resistencia de la martensita. Los elementos aleantes de sustitución tienen un efecto relativamente pequeño en la resistencia de martensita.

La templabilidad se refiere a la capacidad de un acero dado para formar martensita, que en el contexto de los aceros tratados térmicamente equivale a la capacidad de un acero para formar microestructuras de la mayor dureza posible. Una definición completa establece: “Templabilidad es la capacidad del acero para transformar total o parcialmente de austenita a un porcentaje de martensita a una determinada profundidad cuando se enfría bajo ciertas condiciones dadas”.

Las condiciones de enfriamiento influyen en la formación de martensita. Esta última consideración se refiere factores tales como los medios de temple, eficacia del temple, y el tamaño de sección para las transformaciones de difusión controlada de austenita que compiten con la formación de martensita.

2.8.2 Revenido

El revenido, es la etapa de tratamiento térmico final aplicado a aceros de herramienta, se define como el calentamiento de un acero martensítico o endurecido en cierta temperatura por debajo de la temperatura A1 (727 °C); este paso produce la estructura y propiedades mecánicas finales de un acero endurecido. Los pasos anteriores de endurecimiento la austenización y el temple, están diseñados para producir las microestructuras templadas que se pueden adaptar al tratamiento de revenido para producir el rendimiento deseado de un acero de herramienta dado.

Después del templado las microestructuras consisten en martensita y austenita retenida, producidas por el enfriamiento desde la temperatura de austenización a la temperatura Ms, y los carburos de aleación retenidos durante la austenización. La martensita está sobresaturada con respecto a tanto el carbono y los elementos de aleación.

En aceros de herramienta más altamente aleados, el revenido puede ser utilizado no sólo para aumentar la dureza sino también para producir una dispersión de carburos de aleación estables resistentes a engrosamiento durante la exposición a calentamiento. Tal engrosamiento bajaría la dureza y el límite de vida de la herramienta durante el maquinado de alta velocidad o la forja de alta temperatura.

La alta densidad de defectos y sobresaturación de la martensita templada proporcionan las fuerzas impulsoras termodinámicas para una serie de cambios microestructurales dependientes del tiempo y la temperatura durante el revenido. También, la austenita retenida es inestable por debajo de A1 y por lo tanto debe transformarse durante el revenido. Finalmente, la estructura más estable que puede ser desarrollada por revenido es una dispersión esférica de carburos gruesos en una matriz de ferrita. Sin embargo, antes de alcanzar este estado, muchas dispersiones más finas de carburos se desarrollan en martensita revenida. Las dispersiones más finas son un resultado de las limitaciones cinéticas asociadas con distancias de difusión cortas relacionadas con las bajas temperaturas o la baja difusividad de los

elementos de aleación. Al aumentar la temperatura de revenido, suponiendo un tiempo constante de revenido, los siguientes cambios microestructurales se desarrollan:

- Reordenamiento de átomos de carbono en los cristales de martensita (A1,.....)
- Precipitación de carburos de hierro en transición dentro de cristales de martensita (T1)
- La transformación de austenita retenida (T2)
- La precipitación de cementita y el descenso de la tetragonalidad de la martensita para producir una matriz ferrítica bcc de martensita revenida (T3)
- La precipitación de carburos de aleación (T4)

Estos cambios microestructurales, y los mecanismos por los que se desarrollan, han sido de gran interés en relación a su importancia en la creación de las microestructuras de servicio final de aceros endurecidos.

El reordenamiento de los átomos de carbono puede tomar la forma de segregación de los átomos de carbono a las dislocaciones y fronteras del cristal de martensita. Estos cambios se producen alrededor de la temperatura ambiente (en el rango de 40 a 100 ° C) y son debido a la capacidad de los pequeños átomos de carbono intersticiales de difundir a estas temperaturas. Sin embargo, a pesar de la capacidad de difusión, las distancias de difusión en este rango de temperatura son muy cortas, y las estructuras resultantes debido a la reordenación de carbono son muy sutiles.

Los reordenamientos de átomos de carbono se producen a temperaturas por debajo de los rangos de temperatura de revenido comercial. Por lo tanto, se ha sugerido que los diversos reordenamientos se conocen como reacciones de envejecimiento (A1, A2,...), con el fin de distinguirlos de las reacciones o etapas de revenido (T1, T2,...) que se utilizan comercialmente para ajustar la microestructura y las propiedades durante el revenido.

La primera etapa de revenido T1, consiste en la precipitación de partículas de carburo de transición a temperaturas entre 100 y 200 °C. La estructura cristalina del carburo de transición se identificó por primera vez como hexagonal, y el carburo se denominó carburo-épsilon (Carburo- ϵ) con el fin de diferenciarla de la cementita o carburo- θ . Más recientemente, la estructura cristalina del carburo de transición se identificó como ortorrómbica y denomina carburo-eta (carburo- η). Los patrones de difracción que identifican la difracción de los planos del cristal de la estructura se pueden identificar fácilmente como cualquiera hexagonal u ortorrómbica, y la identificación de la estructura debe ser resuelto por el trabajo futuro.

Los carburos de transición precipitan dentro de los cristales de martensita como filas de partículas muy finas, sólo 2 a 4 nm de tamaño. No toda la sobresaturación de carbono de la martensita se libera con la precipitación del carburo de transición, y la matriz martensítica se estima retiene aproximadamente

0,25% en peso de carbono en solución. La primera etapa de revenido mejora la tenacidad, pero la dureza disminuye sólo ligeramente de la de martensita templada. La alta dureza y la resistencia se mantienen debido a que las bajas temperaturas de revenido limitan el tamaño de las partículas de carburo de transición y causan poco cambio en la subestructura de la dislocación de la martensita templada. Los carburos de transición se ha estimado que tienen composiciones entre $Fe_{2,4}C$ y Fe_2C .

La segunda etapa de revenido T2, consiste en la transformación de austenita retenida a mezclas de ferrita y cementita, y el tiempo de revenido es del orden de 1 h, se produce en los aceros al carbono y de baja aleación a temperaturas entre 200 y 350 ° C. Esta reacción de difusión controlada se caracteriza por una energía de activación de 113 kJ / mol (27 kcal / mol), consistente con la energía de activación para la difusión del carbono en la austenita. Los carburos formados son mucho más gruesos que los carburos de transición y son responsables de una disminución de la tenacidad que se refiere a la fragilización de la martensita revenida.

En aceros de herramienta de alta aleación, la austenita retenida es mucho más estable que en los aceros de baja aleación. Como resultado, la transformación por difusión controlada de la austenita retenida se desplaza a temperaturas de revenido superiores. Sin embargo, dependiendo de la aleación, otro mecanismo de transformación de austenita durante el revenido de los aceros de herramienta consiste en la transformación de austenita en martensita durante el enfriamiento después del revenido.

Un acero de herramienta M2 se calienta tres veces a la temperatura de revenido de 540 o 570 °C. Antes del revenido, este acero contenía aproximadamente 30% en volumen de austenita retenida. Fuertes indicios de los cambios de volumen asociados con la formación de martensita se observan después de enfriamiento desde el primer tratamiento de revenido, sólo pequeñas indicios durante el segundo revenido, y no hay indicios después del tercer revenido. La formación de martensita después del revenido se atribuye a la precipitación de carburos de aleación en la austenita durante el revenido para endurecimiento secundario. Como resultado del contenido reducido de carbono y aleación en la austenita retenida, las temperaturas M_s aumentan y se forma martensita en el enfriamiento a la temperatura ambiente.

Ya sea que la austenita se transforme en carburos gruesos a la temperatura revenido o en martensita sin revenir durante el enfriamiento después del revenido, cualquiera de estas condiciones aumenta la sensibilidad de un acero de herramienta a la fractura frágil. Como resultado, los tratamientos dobles y triples de revenido se aplican a los aceros de herramienta de endurecimiento secundario, ya sea para esferoidizar carburos gruesos o revenir martensita sin revenir después del primero o segundo tratamiento de revenido.

La tercera etapa de revenido T3, consiste en la precipitación de cementita. A medida que más carbono se combina con el hierro en forma de cementita, se consigue la liberación finalmente completa de la

sobresaturación de carbono de la matriz martensítica. La tetragonalidad de la martensita por lo tanto se elimina, y la estructura cristalina de la martensita se convierte a cúbica. Aunque la matriz martensítica revenida es ahora efectivamente ferrita, todavía se conoce como martensita revenida debido a su origen martensítico y el hecho de que los cristales martensíticos conservan su forma de placa en etapas muy tardías de revenido.

En aceros de baja aleación, una vez que la estructura de ferrita y cementita se ha formado, el engrosamiento continúa con el aumento de revenido. Eventualmente una microestructura globular, con dureza muy baja y muy alta tenacidad, se produce. Acompañando a la formación y engrosamiento de cementita, los cristales martensíticos endurecen y la alta densidad de dislocaciones de la martensita se reduce sustancialmente por la recuperación, y por recristalización, si a temperaturas de revenido altas hay suficientes dislocaciones residuales para proporcionar la energía de deformación necesaria para la recristalización.

En los aceros de herramienta de alta aleación, el endurecimiento secundario revierte dramáticamente al ablandamiento típico de los aceros de baja aleación. Esta reversión es causada por la precipitación de carburos de aleación finos en la matriz martensítica revenida. Antes de que las condiciones de revenido produzcan el pico de endurecimiento secundario, la cementita se ha formado, como se espera del progreso de la tercera etapa de revenido. A temperaturas bajas e intermedias de revenido, los elementos aleantes de sustitución no tienen la movilidad suficiente para formar partículas de carburo. A temperaturas de revenido por encima de 500 ° C, los elementos de aleación son capaces de difundirse, aunque sólo en distancias de difusión cortas, debido a los bajos coeficientes de difusión de los elementos de aleación, incluso en este intervalo de temperatura.

La difusividad limitada de los elementos de aleación de sustitución mantiene inicialmente partículas finas de carburo precipitado, y así se desarrollan los picos característicos de la dureza por endurecimiento secundario. A temperaturas de revenido más altas, sin embargo, la difusión se acelera, y los carburos de aleación primero precipitados se sustituyen por otros. Estos rápidamente engruesan y la dureza disminuye rápidamente. El tungsteno, vanadio, molibdeno y cromo son los elementos fuertes formadores de carburos más comúnmente utilizados para lograr el endurecimiento secundario y deben disolverse en austenita durante la austenización con el fin de ser incorporados durante el temple en martensita con suficiente sobresaturación para endurecimiento secundario durante el revenido.

En los aceros ricos en cromo la secuencia de carburos es M_3C a M_7C_3 a $M_{23}C_6$, mientras que en los aceros ricos en molibdeno y tungsteno la secuencia es M_3C a M_2C a M_6C . Los carburos más estables tienden a engrosar rápidamente y reducir la dureza y el rendimiento. Los carburos con múltiples elementos de aleación tienen una alta estabilidad y resistencia al engrosamiento. El cobalto (que en sí mismo no es un formador de carburo), cuando se combina con molibdeno y tungsteno, mejora el endurecimiento secundario y promueve la retención de la dureza a temperaturas más altas. El cobalto

puede reducir la tasa de recuperación de la estructura martensítica, proporcionando así sitios de nucleación para más y más partículas finas de carburo de aleación para endurecimiento secundario.

Cada acero de herramienta tiene sus condiciones de revenido recomendadas para un rendimiento óptimo. Las temperaturas de revenido y austenización recomendadas, se enumeran en la Tabla 2.7, para los aceros estudiados. Con el fin de prevenir el agrietamiento, el revenido debe realizarse tan pronto como sea posible después del temple, y las temperaturas de calentamiento para revenido deben ser lentas para asegurar la distribución uniforme de la temperatura dentro de una herramienta.

2.9 Características y usos de los aceros AISI O1, A2 y D2 [10, 17, 18, 19].

➤ Características y usos del acero AISI O1

El acero AISI O1 corresponde a un acero grado herramienta para trabajo en frío al manganeso –cromo – tungsteno. Para temple en aceite y de uso general, con buena resistencia al desgaste y tenacidad, fácil de maquinar y templar. El cual se caracteriza por: buena maquinabilidad, regular estabilidad dimensional durante el tratamiento térmico y una buena combinación entre dureza (resistencia al desgaste) y tenacidad, después de su endurecimiento. Se emplea para herramientas de corte y conformado, en la fabricación de punzones, matrices, cuchillas de corte de plástico y papel; partes sujetas a desgaste medio y donde se tiene un requisito importante de tenacidad.

➤ Características y usos del acero AISI A2

El acero AISI A2 corresponde a un acero grado herramienta para trabajo en frío de temple en aire del tipo cromo – molibdeno – vanadio, el cual se caracteriza por: buena maquinabilidad, alta estabilidad durante el endurecimiento, alta resistencia a la compresión, buena templabilidad, buena resistencia al desgaste. El acero AISI A2, posee una excelente combinación entre tenacidad y resistencia al desgaste; puede ser colocado entre los aceros O1 y D2, y es considerado como un acero universal de los aceros para trabajo en frío. Aplicable en herramientas de corte y conformado. Se emplea en la fabricación de componentes o insertos de corte y conformado en herramientas de estampado en frío.

➤ Características y usos del acero AISI D2

El acero AISI D2 corresponde a un acero grado herramienta para trabajo en frío de alto cromo (del 12 %), con aleación de molibdeno y vanadio, y es el más ampliamente usado en operaciones de estampado y conformado; se caracteriza por: alta resistencia al desgaste abrasivo, alta resistencia a la compresión, alta templabilidad, buena estabilidad dimensional durante el endurecimiento, buena resistencia al revenido, de baja tenacidad en comparación con otros aceros. Es el acero de mayor uso en la fabricación de herramientas para trabajo en frío por su buena resistencia al desgaste abrasivo;

sin embargo, presenta una baja tenacidad, que lo hace susceptible al despostillamiento o fractura prematura.

Capítulo 3. Procedimiento experimental.

En el presente capítulo se describe el material y equipo utilizado en la experimentación para el presente trabajo. También se explica la forma en que se prepararon las muestras para los tratamientos térmicos, así como el método para el estudio metalográfico realizado. A su vez los procedimientos seguidos para la evaluación y cuantificación de las micrografías, mediante los programas de computadora.

3.1 Material y equipo.

- Probetas de tres aceros tipo comercial grado herramienta AISI O1, AISI A2 y AISI D2, cuya composición típica se mostró en la tabla 2.3.
- Cortadora con disco de partículas de diamante marca BUEHLER modelo Iso met 1000.
- Horno eléctrico programable tipo mufla de la marca Heraeus, con capacidad para alcanzar una temperatura máxima de 1100 °C.
- Crisoles de material refractario.
- Alambre de acero recocido.
- Arena de fundición tipo Oklahoma.
- Carbón mineral.
- Aceite para temple de la marca Houghto Quench 105.
- Pinzas para crisol.
- Marcador con punta de diamante para identificar las probetas.
- Estufa de convección natural de la marca Fisher Scientific para una temperatura máxima de 300 °C.
- Lijas de agua marca Fandeli, con un número de gránulos de abrasivo 80, 100, 120, 240, 320, 400, 500, 600, 1000 y 1500, siendo la rugosidad o aspereza inversamente proporcional al número.
- Paño de forma circular micro-cloth del tipo aterciopelado de 25 cm diámetro, montado en acrílico.
- Suspensión de diamante monocristalin Metadi de 1 μm , de la empresa BUEHLER.
- Reactivo nital 0.5, 2 y 4% (alcohol etílico como base más ácido nítrico).
- Alcohol etílico.
- Ácido nítrico HNO_3 .
- Algodón.
- Cronómetro.

- Vaso de precipitado de 250 ml.
- Probeta graduada de 100 ml.
- Pipeta volumétrica.
- Propipeta automática (tipo jeringa).
- Microscopio óptico marca Olympus, modelo PME3, con objetivos de 5X, 10X, 25X, 50X y 100X aumentos y oculares de 10X.
- Cámara USB de SENTECH y programa de visualización StCamSWare.

Para cuantificar los carburos de cromo se emplearon los siguientes programas como herramienta:

- Irfanview.
 - Adobe Photoshop CS5.
 - Image J.
- Para realizar las actividades experimentales se empleó del equipo apropiado de seguridad personal (bata, lentes de seguridad, guantes para proteger el calor).

3.2 Corte de las probetas.

Originalmente los aceros se encuentran dispuestos en forma de barras cilíndricas con diámetro de $\frac{3}{4}$ de pulgada (19.05 mm). Cada espécimen se corta transversalmente, quedando con dimensiones de 10 mm de altura y 19.05 mm en diámetro. Se utilizan las siguientes condiciones de corte: velocidad 200 rpm y carga 50 gramos fuerza. Este sistema es para minimizar, y en lo posible evitar alteraciones microestructurales debidas al proceso de corte.

3.3 Descripción experimental de los tratamientos térmicos.

En esta sección se describen brevemente los tratamientos térmicos, tanto en la disolución como en la precipitación de los carburos de cromo.

3.3.1 Tratamiento térmico de austenización (disolución).

El tratamiento térmico de disolución se realiza a la temperatura de austenización (temperatura en la que se obtiene austenita) para cada uno de los aceros. En la tabla 2.7 se muestran los rangos de temperatura para austenizar, correspondiente a los aceros estudiados en este trabajo. Para el acero O1 se asegura a una temperatura de 850°C, el acero A2 a 950°C y el acero D2 se asegura también por arriba del rango en la tabla 2.7 a 1100°C.

Las piezas se introducen en el horno eléctrico al alcanzar la temperatura de austenización. Estas van sujetadas con alambre recocido para poder ser extraídas. Las probetas se introducen en crisoles refractarios llenos de la arena de fundición mezclada con el carbón mineral pulverizado, en proporción

50:50, esto para formar un medio de protección y, así evitar la descarburización y oxidación que se pueda llegar a presentar a las altas temperaturas de austenización. Los tiempos de austenización y el número empleado para identificar a cada probeta de acero se simplifican en la tabla 3.1. Alcanzada cada una de estas temperaturas las probetas se templaron. De esta manera conforme se cumple el tiempo para cada probeta de acero, la probeta es extraída rápidamente del horno y templada en el aceite a temperatura ambiente, agitándola de un lado a otro para minimizar la formación de la capa de vapor. La probeta se limpia con agua y alcohol para eliminar rasgos de aceite, se identifica y se protege con algodón. Así quedan listas para realizar la metalografía.

Tabla 3.1. Número de probeta y tiempo de austenización para cada acero.

Identificación (No. De probeta)	Tiempo de austenizado (h)
Acero AISI O1, A2 y D2	
0	0
1	1
2	2
3	4
4	6
5	8

3.3.2 Tratamiento térmico de revenido (precipitación).

En el tratamiento de revenido para la precipitación de los carburos de cromo, se utilizan 9 probetas de acero AISI A2, y se les realiza el tratamiento de austenización a 1100 °C, durante 4 horas, para disolver los carburos de cromo. El temple que se aplica a las probetas, se realiza con un flujo de aire comprimido a temperatura ambiente. Después de realizar el temple, se separa una de las probetas la cual servirá de referencia.

Tabla 3.2 Tiempos y temperaturas de revenido de probetas de acero AISI A2.

No. DE PROBETA	TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y SUS TEMPERATURAS	TIEMPOS DE TRATAMIENTO DE REVENIDO (h)
1	Austenizado a 1100 °C (Probeta de referencia).	---
2	Revenido sencillo a 250 °C.	2
3	Revenido sencillo a 500 °C	2
4	Revenido doble a 250 °C	2 + 2
5	Revenido doble a 500 °C.	2 + 2
6	Revenido sencillo a 250 °C.	4
7	Revenido sencillo a 500 °C.	4

8	Revenido doble a 250 °C.	4 + 4
9	Revenido doble a 500 °C.	4 + 4

NOTA: AL INICIO TODAS LAS PROBETAS SE AUSTENIZAN A 1100 °C. EL TEMPLE ES CON FLUJO DE AIRE COMPRIMIDO. EN EL REVENIDO DOBLE LAS PROBETAS SE ALMACENARON POR 24 HORAS ENTRE CADA TRATAMIENTO.

Posteriormente se toman cuatro probetas para aplicar un revenido sencillo, dos de ellas a 250 °C por 2 h y 4 h, y a las otras dos a 500 °C por 2 h y 4 h. Las cuatro probetas restantes se tratan con un revenido doble; dos de estas a 250 °C, por 2 h y 4 h, con un reposo de 24 h; y dos a 500 °C, por 2 h y 4 h, con un reposo de 24 h. Los tratamientos se resumen de forma simple en la tabla 3.2. Después los tratamientos de revenido correspondientes, las probetas se resguardan y quedan listas para el paso siguiente la metalografía.

3.4 Metalografía de las probetas.

Este procedimiento se realizó en tres etapas: desbaste, pulido fino y ataque químico. Cada una lleva en sí, una importancia particular y en conjunto se conseguirá una preparación apropiada de la muestra. Esto es fundamental para tener éxito en el estudio microscópico de éstas. Por lo que, es imperante que éstas tres etapas se realicen con extremo cuidado, para obtener imágenes nítidas y libres de imperfecciones que interfieran en el proceso de cuantificación.

3.4.1 Desbaste.

En esta primera etapa de la metalografía, el desbaste se realiza de forma manual para cada probeta de la siguiente manera: se escoge la cara de la probeta más regular, y se desbasta de arriba hacia abajo sin despegar la cara de la probeta del abrasivo, en sentido perpendicular a las ralladuras existentes y siempre acompañada de agua, para mantener la muestra fría; además de ayudar a enjuagar lo removido de la superficie de la lija y la muestra. El desbaste debe ser con calma, con una fuerza constante y mesurada. Cuando se cambia de una lija a otra, la probeta debe girarse 90°, esto facilitará darse cuenta del momento en que las ralladuras más profundas de la lija anterior, más gruesa, hayan sido sustituidas por las ralladuras menos profundas, de los abrasivos más finos.

Así se comienza el desbaste profundo con la lija 80, para eliminar la capa de óxido formada durante el proceso térmico. El primer desbaste es muy importante, y debe dejar la probeta libre de cualquier imperfección. El procedimiento se continua hasta llegar a la lija 1500, la más fina utilizada en este procedimiento. La muestra debe observarse con líneas muy finas en una sola dirección. Esta se enjuaga, se seca con aire comprimido y se resguarda, dejándola lista para el pulido fino. El tiempo de este procedimiento por probeta, es de 15 minutos aproximadamente.

3.4.2 Pulido fino.

Ahora se procede con la segunda etapa de la metalografía, el pulido fino. Al final de esta etapa la probeta debe obtener una superficie a espejo, libre de ralladuras. La metodología para el pulido de cada muestra de acero es la siguiente: la probeta se pule frotando esta con la suspensión de diamante en el paño circular de terciopelo. La fuerza debe ser moderada, presionando suave y constante en toda la muestra, procurando que la superficie completa se moje de suspensión.

El tiempo de pulido, lo determina las veces que la probeta es frotada en la superficie. Después de cierto tiempo se puede levantar la probeta y enjuagar muy bien, secarla y observarla a contra luz para saber el avance obtenido y determinar si es necesario seguir puliendo. El tiempo por muestra es de aproximadamente 45 minutos. Debido a que el diamante es más duro que los carburos, el pulido debe ser con fuerza moderada, porque los carburos pueden ser arrancados de la matriz. Esto se confirma al notar huecos negros con la forma del carburo durante la observación al microscopio.

3.4.3 Ataque químico.

La tercera etapa de la metalografía es el ataque químico para revelar la microestructura. De inicio se prepara el reactivo a usarse, nital (solución de ácido nítrico en alcohol etílico como base) en diferentes concentraciones para cada acero. Se obtiene la concentración de la solución de nital de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$\% \text{ Nital} = \frac{\text{Volumen HNO}_3}{\text{Volumen HNO}_3 + \text{Volumen de etanol}} = \frac{\text{Volumen HNO}_3}{100\text{ml}}$$

Las concentraciones y tiempos de ataque necesarios para observar el contraste entre la matriz y los carburos de cromo para cada acero, se simplifican en las siguientes tablas, tanto para la disolución como la precipitación.

Tabla 3.3 Concentración y tiempo de ataque químico en la disolución.

Acero	Concentración de nital (%)	Tiempo de ataque (s).
AISI O1	0.5	20
AISI A2	2	40
AISI D2	4	300

Lista la solución se resguarda en un recipiente de vidrio con tapa, y debe ser usada inmediatamente, no se almacena. Ahora se procede a realizar el ataque a cada probeta. Para lograr un ataque homogéneo se impregna de la solución un trozo de algodón y entonces se frota la superficie de la probeta

constantemente derramando la solución sobre está. Se mide el tiempo hasta obtener una superficie opaca característica del ataque químico. Posteriormente se enjuaga abundantemente la superficie de la probeta durante unos 30 segundos y se limpia la superficie con alcohol etílico. Por último la muestra se seca con aire comprimido y se resguarda hasta ser observada en el microscopio.

Tabla 3.4 Tiempos de ataque en el revenido (precipitación) del acero AISI A2.

Probeta	Tipo de revenido	Temperatura de Revenido °C	Tiempo de revenido (h)	Tiempo de ataque (s)
1	Austenizado (sin revenir)	----	----	60
2	Sencillo	250	2	50
3	Sencillo	500	2	5
4	Doble	250	2+2	80
5	Doble	500	2+2	12
6	Sencillo	250	4	100
7	Sencillo	500	4	5
8	Doble	250	4+4	50
9	Doble	500	4+4	5

NOTA: EN EL PROCESO DE PRECIPITACIÓN PARA ACERO A2 SE UTILIZA NITAL 2.

3.5 Microscopía óptica y el programa de visualización.

Ahora se dispone a tomar las micrografías de cada probeta en estudio. Para este procedimiento se utiliza en el microscopio óptico, con los objetivos de 50X y 100X, en conjunto con el programa StCamSWare instalado en un equipo de cómputo, a su vez conectado a una cámara digital de Sentech adaptable al objetivo del microscopio.

El procedimiento para obtener las micrografías a 500 y 1000 aumentos, se describe enseguida: se inicia por observar la superficie con un objetivo de menor aumento 10X, para poder ajustar la imagen lo más nítida posible en la pantalla. Ahora se ajusta a los objetivos de 50X y posteriormente a 100X, y en cada uno se escanea la zona de la probeta y se toman al menos seis micrografías al azar en diferentes áreas bien distribuidas, y en las que muestren al menos un carburo de cromo. Las micrografías deben ser lo más nítidas posibles y libres de manchas de óxido (zonas sobre atacadas), que puedan interferir en la cuantificación. Al finalizar las micrografías, la muestra se protege y se resguarda.

Este procedimiento se lleva a cabo probeta por probeta, es decir se realiza el desbaste, pulido y ataque y se observa al microscopio para después tomar las micrografías; de esta manera se prevé la oxidación

de la superficie. Por último en esta etapa se seleccionan las tres micrografías más nítidas para llevar a cabo la cuantificación del área ocupada por los carburos.

3.6 Metodología propuesta para la cuantificación.

La metodología consta de tres etapas: selección de las micrografías para el estudio de cuantificación de los carburos de cromo y definición del área de trabajo, adecuar las imágenes mediante un contraste máximo entre el área de la microestructura base y el área de los carburos en las micrografías y cuantificación del área que ocupan los carburos de cromo, para después obtener el porcentaje de fracción de área. En cada una de estas etapas se trabaja con un programa diferente. El procedimiento se describe en cada uno de los apartados siguientes para cada etapa.

3.6.1 Selección y definición del área de trabajo.

Ahora se seleccionan las micrografías más nítidas que servirán para lograr la mejor visualización y por ende una cuantificación más exacta. Por lo que se busca un plus en el contraste entre la matriz y los carburos de cromo, así como una claridad homogénea en toda el área de la micrografía. El procedimiento para cada una de las probetas en esta etapa se describe a continuación:

Se seleccionan tres micrografías y en cada una se define un área de menor tamaño, que sea representativa de la micrografía y que a su vez muestre una nitidez homogénea. El área total de la imagen es de 1600x1200 píxeles², y se define un área de trabajo de 1200x800 píxeles². El área se recorta para las micrografías seleccionadas con el programa Irfanview versión 4.35.

El área recortada debe tener carburos de cromo, y puede ser la parte central de la imagen, o de una de las esquinas. Así el factor que controla donde se hace el recorta, es la nitidez para llevar a cabo la cuantificación. La parte recortada se guarda como una nueva imagen, en una carpeta que identifique las micrografías de 1200X800 píxeles² para realizar la siguiente etapa con estas.

3.6.2 Contraste máximo en la microestructura y carburos.

En las micrografías la matriz tiene tono oscuro y los carburos tonos claros, por lo cual en este proceso se busca obtener el mayor contraste entre la matriz y los carburos. Así se busca hacer totalmente oscura la matriz y blancos por completo a los carburos, de tal forma que haya un contraste máximo entre estos, y de esta manera lograr contabilizar el área que ocupan los carburos de cromo. Los

programas de cómputo con los cuales se trabajó esta etapa de contrastar las micrografías son el Adobe Photoshop CS5 y el Irfanview 4.35. La metodología utilizada para cada muestra se describe a continuación:

Primeramente se consigue un contraste inicial con el programa Irfanview, con el fin de resaltar los carburos de cromo de la matriz en la imagen. Esto es posible mediante las herramientas de ajuste de color y contraste de este programa. Con este primer contraste será más sencillo lograr diferenciar a los carburos de cromo de la matriz.

Posteriormente se utiliza el programa Adobe Photoshop para lograr el contraste final. Con las herramientas de este programa se selecciona cada uno de los carburos de cromo que aparecen en la imagen. Una vez que se tiene marcada el área de los carburos de cromo, se procede a realizar el contraste total, transformando la matriz en un negro máximo y los carburos en blanco máximo. Posteriormente se utilizan las herramientas de brillo/contraste para hacer de un tono brillante a los carburos y la matriz de un tono oscuro. Por último se elimina la exposición a la luz en la matriz para que se muestre completamente oscura. De esta manera el contraste es máximo.

3.6.3 Cuantificación del área.

Finalmente se aplican las herramientas del programa Image J para calcular el porcentaje de la fracción de área resaltada en blanco que ocupan los carburos, dentro del área total de la imagen. Cabe mencionar que el programa proporciona varios cálculos en los resultados, como lo son: el tamaño promedio de las partículas de carburo, la cantidad de carburos y el área total que ocupan estas partículas en la imagen en unidades de píxeles². En el presente trabajo el análisis se enfoca en el porcentaje de fracción de área que ocupan estas partículas de carburo.

La metodología utilizada para cada muestra se describe a continuación:

Se utilizan las herramientas del programa Image J; primeramente para transformar la imagen de una escala RGB (Red, Green, Blue) de 32 bit, a una imagen binaria de dos colores (blanco y negro), con lo cual el fondo se convierte a blanco y los carburos de cromo se resaltan en negro. Con la imagen así se realizan las mediciones.

Así se calcula la cantidad de carburos de cromo en la imagen, y el % de fracción de área total que ocupan los carburos en la misma, así como el tamaño promedio de éstos. Esta herramienta presenta un resumen de los resultados analizados por imagen, área total ocupada en píxeles², total de carburos presentes, tamaño promedio y por su puesto el total en % fracción de área ocupada por los carburos de cromo. Los resultados son obtenidos al instante se guardan electrónicamente y se apuntan en una tabla construida a mano.

CAPÍTULO 4. Resultados, análisis y conclusiones.

En este capítulo se muestran los resultados del estudio metalográfico para cada uno de los aceros. Se presentan un par de micrografías representativas de este estudio, y en las cuales se observa el cambio en la concentración de carburos. Se muestra un ejemplo del proceso que se llevó a cabo para marcar el contraste entre la matriz y los carburos en las imágenes. De esta manera se puede observar el proceso al que fue sometida la imagen para la cuantificación de los carburos, tanto para el tratamiento de disolución como en el de precipitación.

Se exhiben tablas de resultados, donde se presentan el promedio de entre tres micrografías del % de fracción de área de carburos para cada tiempo en cada acero, así como la desviación estándar promedio, la cual sirve como medida de la incertidumbre de la técnica. También se muestran las gráficas del tratamiento de disolución y precipitación, donde se gráfica el porcentaje de fracción de área de los carburos de cromo versus el tiempo de austenización para la disolución y tiempo de revenido para la precipitación.

Por último se presenta el análisis de los resultados tanto para la disolución (austenización) como la precipitación (revenido sencillo y doble) de los carburos de cromo Cr_7C_3 , y las conclusiones del trabajo.

4.1 Micrografías resultantes en la disolución (austenización).

Debido a la extensa cantidad de micrografías utilizadas en este trabajo, no se pueden mostrar todas. A continuación solo se presentan dos micrografías: una al tiempo inicial de austenización ya sea 0, 1 o 2 horas, y otra al tiempo final de austenización de 6 u 8 horas. De esta manera se puede notar la diferencia de concentración de carburos que se diluyen en el proceso para cada acero estudiado en la disolución (AISI A2, O1 y D2). En estas imágenes se pueden observar los carburos de cromo Cr_7C_3 , como partículas esferoidales e irregulares en tonos claros que sobresalen de la matriz ferrítica perlítica o martensítica de tono oscuro.

4.1.1 Micrografías del acero grado herramienta AISI O1.

En el acero AISI O1 se trabaja con los tiempos de tratamiento de austenizado de 0, 1, 2, 4, 6 Y 8 horas. Las micrografías utilizadas para la cuantificación son tres micrografías a 500X y tres a 1000X para cada tiempo, así el total de imágenes utilizadas para obtener los resultados es de 36. En este apartado, solo se presentan dos micrografías representativas del trabajo hecho.

Todas las probetas del acero AISI O1 se templaron con aceite hasta la temperatura ambiente, y el ataque químico se realizó con el reactivo Nital 0.5.

En la micrografía que a continuación se presenta (figura 4.1) se puede observar una matriz de martensita no muy bien definida (debido al ataque utilizado para revelar en primer plano a los carburos), con gran cantidad de carburos de cromo Cr_7C_3 precipitados en toda la imagen. Se pueden apreciar carburos de cromo Cr_7C_3 de forma irregular y esferoidal, de un tamaño muy parecido y otros más pequeños. De hecho, se introduce una regla de medida de 10 micrómetros para poder examinar el tamaño de los carburos. Observando la micrografía se puede apreciar que el diámetro promedio es de $1\ \mu\text{m}$ aproximadamente, contando a las partículas más pequeñas de $0.5\ \mu\text{m}$ de diámetro. En el centro se mide un carburo irregular de alrededor de $4\ \mu\text{m}$ de largo, parece formado por dos carburos esferoidales unidos, y debajo de este, se mira la regla sobre un carburo tipo esferoidal de $2\ \mu\text{m}$ de diámetro aprox. La micrografía es de la probeta con 2 h de austenizado.

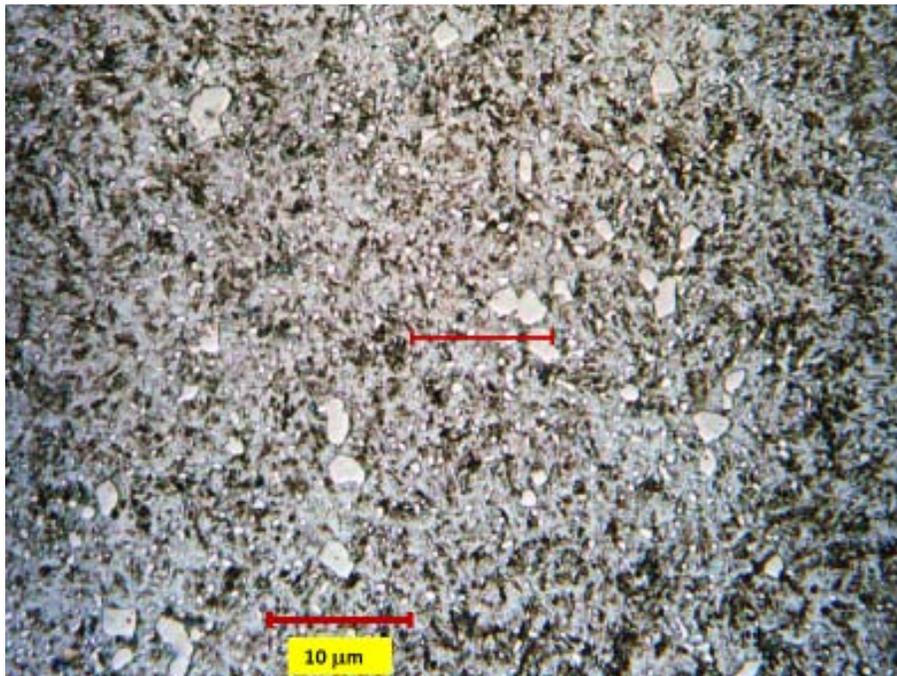


Figura 4.1. Acero AISI O1, tratamiento de austenizado de 2 h a $850\ ^\circ\text{C}$. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas blancas) dispersos en matriz de martensita. Micrografía a 1000X.

En el acero AISI O1 existe muy poca disolución entre 0 h, 1 h y 2 h de austenizado, no hay gran diferencia en la cantidad de carburos de cromo presentes. Así la micrografía 4.1 mostrada es representativa, porque el porcentaje de carburos de cromo Cr_7C_3 es similar a las probetas de 0 h y 1 h de austenizado).

En la siguiente micrografía (figura 4.2) se observan ya muy pocos carburos de cromo Cr_7C_3 , además de una disminución muy notable del tamaño de estos. El tamaño promedio de los carburos se verifica con la regla implantada en la parte central de la micrografía, se nota que el tamaño de estas pequeñas partículas de carburos es de $0.5 \mu\text{m}$ de diámetro aprox. Se comprueba una notable disolución de los carburos entre los tiempos de 2 h y 8 h de austenizado. Una vez más la matriz de martensita no está bien definida, debido a que el ataque se realizó de tal forma que resalten los carburos y no la matriz.



Figura 4.2. Acero AISI O1, tratamiento de austenizado de 8 h a $850 \text{ }^\circ\text{C}$. Se muestra la matriz martensítica con carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas que sobre salen en la micrografía) dispersos. Micrografía a 1000X.

4.1.2 Micrografías del acero grado herramienta AISI A2.

Para el acero grado herramienta AISI A2, se trabajó también con 6 tiempos de tratamiento de austenizado (6 probetas). Se escogen nuevamente tres micrografías a 500X y tres a 1000X para cada tiempo, para un total de 36 imágenes. En este apartado, sólo se presentan dos micrografías. En el tratamiento de austenizado las probetas del acero AISI A2 se templaron con aceite hasta la temperatura ambiente, y el ataque químico se realizó con el reactivo Nital 2.

La figura 4.3 enseña la gran cantidad de carburos de cromo Cr_7C_3 precipitados para la probeta de acero AISI A2 con solo 1 h de austenizado. Resalta un precipitado irregular de gran tamaño en la parte superior izquierda de la imagen, al cual se le coloca una regla de $10\ \mu\text{m}$ para medirlo a lo largo, y se puede notar es de aproximadamente $7\ \mu\text{m}$, y otro precipitado tipo hojuela de alrededor de $4\ \mu\text{m}$ al lado derecho.

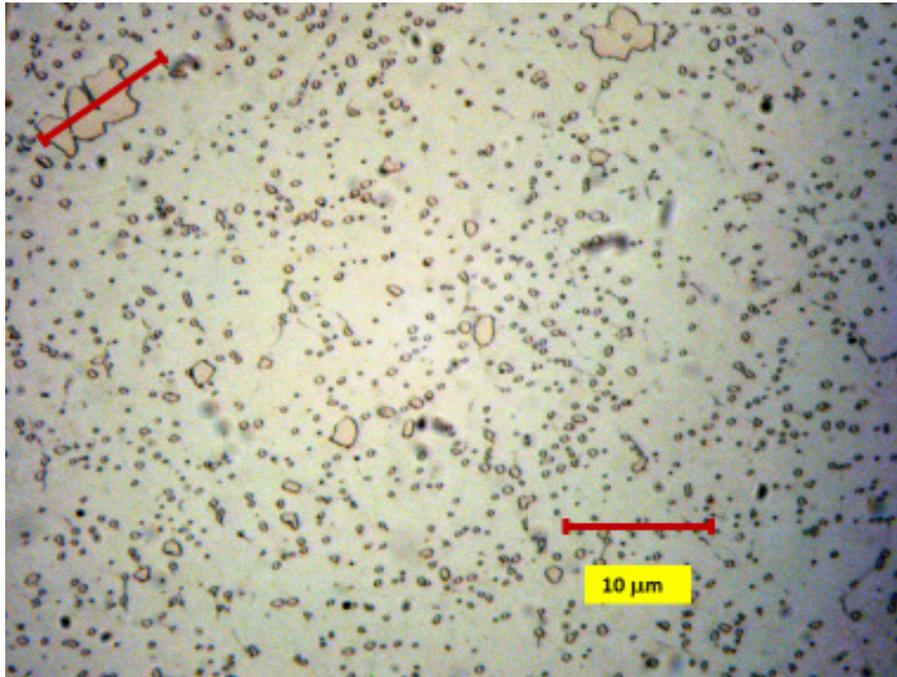


Figura 4.3. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 1 h, a $950\ ^\circ\text{C}$. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas color hueso que resaltan sobre la micrografía) dispersos. Micrografía tomada a 1000X.

En esta micrografía hay algunos carburos de tamaño entre 1 y $2\ \mu\text{m}$, diseminados en la parte central, y abundan pequeños carburos esferoidales dispersos en toda la micrografía de alrededor de $0.5\ \mu\text{m}$ de diámetro. La matriz no se alcanza a definir (con el ataque se buscó resaltar a los carburos), pero en varios puntos de la micrografía, se puede observar que algunos carburos se precipitan alineados sobre los límites de grano austeníticos previos, que se encuentran ligeramente delineados.

Ahora se presenta en la figura 4.4 la micrografía a 6 horas de tratamiento de austenización para este acero AISI A2. En esta se puede observar la diferencia con la micrografía anterior, por lo que se expone una notable disminución, tanto en la cantidad de carburos de cromo Cr_7C_3 precipitados, como en el tamaño de los precipitados. Se puede apreciar que el carburo de mayor dimensión es de alrededor de $3\ \mu\text{m}$ de diámetro, el cual sobresale en el centro y los de magnitud media son en promedio de $2\ \mu\text{m}$, y hay varios más pequeños de entre 0.5 y $1\ \mu\text{m}$, todos estos en menor cantidad diseminados en la imagen. En esta micrografía se nota entonces el factor tiempo en la disolución de muchos de estos carburos. En lo referente a la microestructura de la matriz, se puede observar que otra vez es muy

tenue debido a que el ataque fue lo suficiente, solo para denotar a los carburos presentes. La micrografía para 8 h de austenizado no se presenta para este acero, pero es muy parecida a la de 6 h, por lo que esta la representa en buena forma.

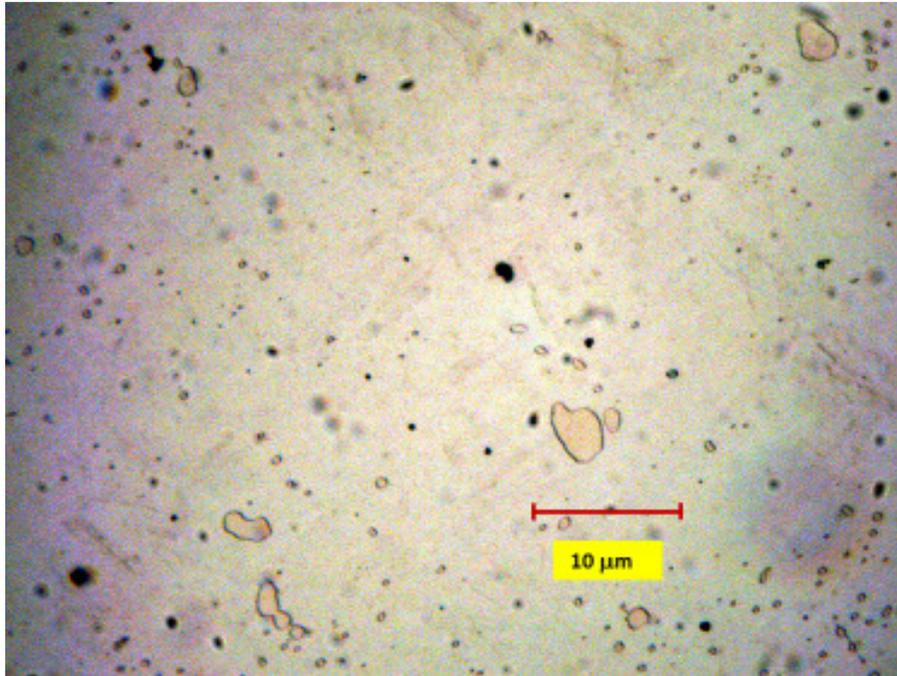


Figura 4.4. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 6 h, a 950 °C. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas color hueso) dispersos. Micrografía a 1000X.

4.1.3 Micrografías del acero grado herramienta AISI D2.

Para el acero grado herramienta AISI D2, se trabajó también con un total de 36 imágenes. En este apartado, solo se presentan dos micrografías representativas.

En estas de micrografías, también, se puede observar muy bien el cambio en la densidad de los precipitados sobre la matriz, conforme se aumenta el tiempo de disolución, así como la disminución en tamaño de los precipitados. Las probetas en el tratamiento de austenizado se templaron en aceite hasta la temperatura ambiente, y el ataque químico se realizó con el reactivo Nital 4.

En la figura 4.5 se observa la micrografía para la probeta de acero AISI D2 con 1 h de austenizado. El gran tamaño de los carburos que se precipitan se debe a la composición de carbono (1.6 %) y cromo (13 %). En esta se puede apreciar a pocos carburos de cromo Cr_7C_3 de tamaño entre 0.5 y 1 μm de diámetro, y se revelan también varios carburos medianos de entre 2 y 3 μm y que decir de los carburos más grandes, ya que se notan algunos carburos irregulares entre 4 y 6 μm de largo, y uno de tipo irregular en la parte central, que en su parte más larga tiene 8 μm aproximadamente, y que necesitara tiempo para ser disuelto. La microestructura de la matriz es muy tenue, debido a que el ataque solo fue necesario para revelar a los carburos. También se observan algunas partículas oscuras ajenas a la microestructura, las cuales no pudieron ser eliminadas, por ser polvo que penetro en el lente de la cámara.

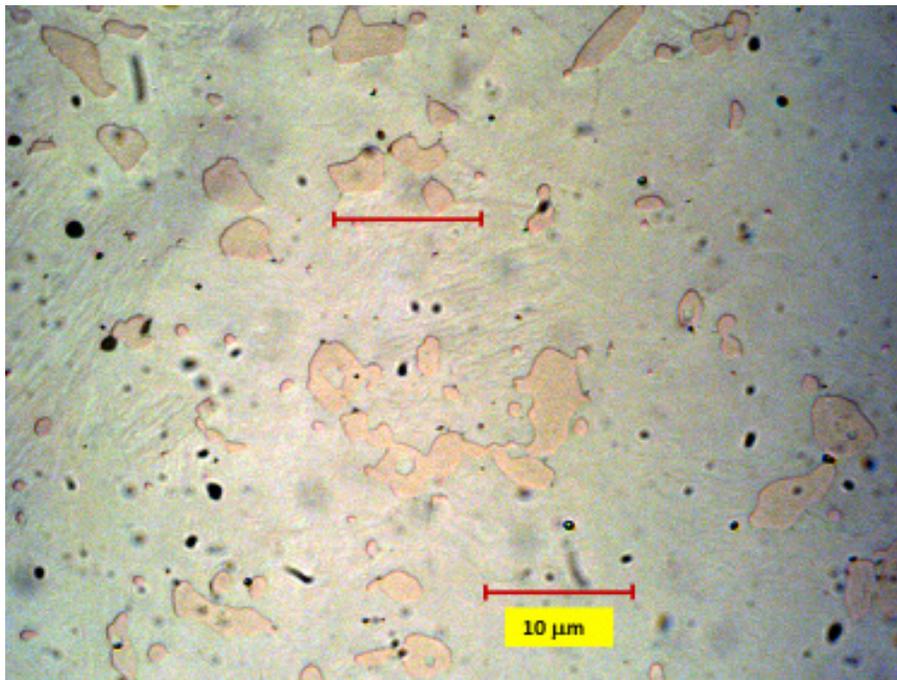


Figura 4.5. Acero AISI D2, tratamiento de austenizado de 1 h, a 1100 °C. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas de color hueso) dispersos en una matriz de martensita muy tenue. Micrografía a 1000X.

La segunda micrografía que se presenta para este acero AISI D2 es de la probeta con 6 h de austenizado. En esta se puede notar el cambio en la cantidad de carburos de cromo Cr_7C_3 precipitados. Se nota a un carburo de tipo irregular, grande de dimensiones de 3 μm de ancho por 5 μm de largo, y tres de forma irregular de tamaño medio de 2 μm de ancho por 4 μm de largo aproximadamente en sus puntos más amplios. Se aprecia la disolución de los carburos de cromo Cr_7C_3 , puesto que se notan cúmulos de pequeños carburos alrededor de los precipitados medianos, que debieron haber sido de mayor tamaño. Estos pequeños carburos son de aproximadamente 0.3 a 0.5 μm de diámetro. También

se aprecia la matriz tenue, debido a que el ataque fue para revelar a los carburos. Nuevamente se notan partículas oscuras contaminantes en toda la micrografía.

Esta micrografía para 6 h de austenizado es representativa, porque la disolución a 8 h es muy similar. Se hace hincapié en la disolución notable de precipitados de la probeta con 1 h a la de 6 h, pero no completa, esto debido a la gran estabilidad de los carburos para este acero.

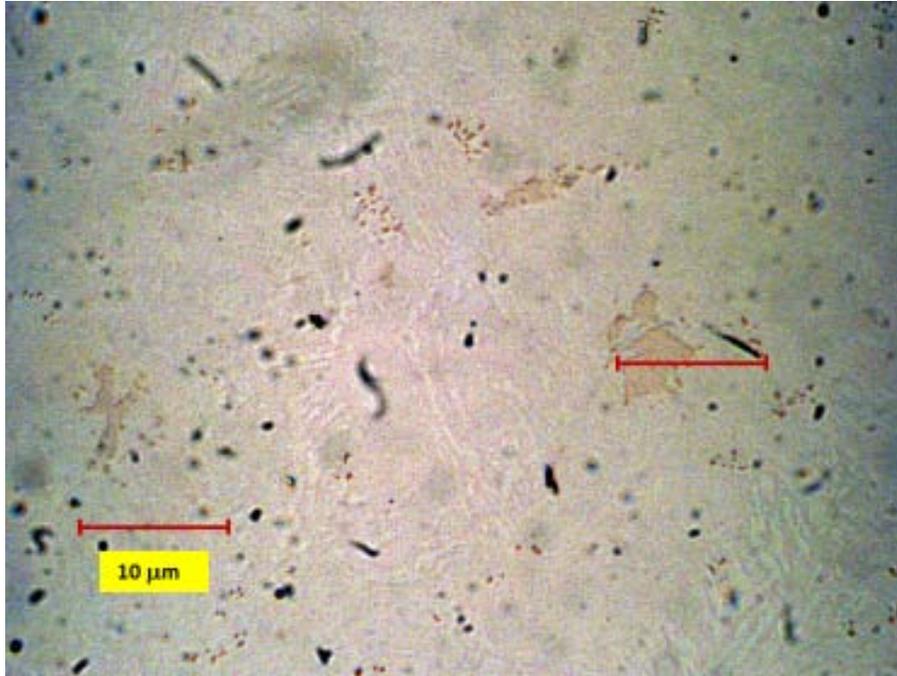


Figura 4.6. Acero AISI D2, tratamiento de austenizado de 6 h, a 1100 °C. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas de color hueso) dispersos en una matriz tenue de martensita. Micrografía a 1000X.

4.2 Micrografías resultantes en la precipitación (revenido).

En el tratamiento térmico de revenido para la precipitación de carburos de cromo, fue estudiado sólo en el acero grado herramienta AISI A2. A continuación se presentan dos micrografías representativas de la metalografía de las probetas sometidas a este proceso.

Para obtener los resultados de cuantificación, se promedian a 3 micrografías tanto a 500X como a 1000X. El total de micrografías en este tratamiento de precipitación de carburos fue de 54. A continuación se presentan una micrografía de revenido sencillo y otra de revenido doble. Todas las probetas inicialmente se templaron con flujo de aire hasta la temperatura ambiente, y posteriormente se aplicó el revenido correspondiente para cada una. En el ataque químico se utilizó el reactivo Nital 2.

El revenido sencillo se realizó durante el tiempo de 2 h y 4 h a las temperaturas de tratamiento de 250 °C y 500 °C, y en el revenido doble se repite el tratamiento a los mismos tiempos y temperaturas, con un periodo intermedio de reposo de 24 horas.

La figura 4.7 presenta la micrografía que pertenece a la probeta sometida al revenido doble 4 h + 4 h a temperatura de 250 °C. La matriz es martensita pues se notan las agujas clásicas de esta microestructura y granos de austenita retenida. En esta imagen se puede notar a los carburos Cr_7C_3 precipitados. Se observan un par de carburos irregulares de unos 3.5 μm en sus puntos más amplios, así como un carburo esferoidal de aproximadamente 2 μm de diámetro, y los más pequeños de 0.5 a 1 μm de diámetro. Los puntos oscuros son partículas de polvo del lente de la cámara.

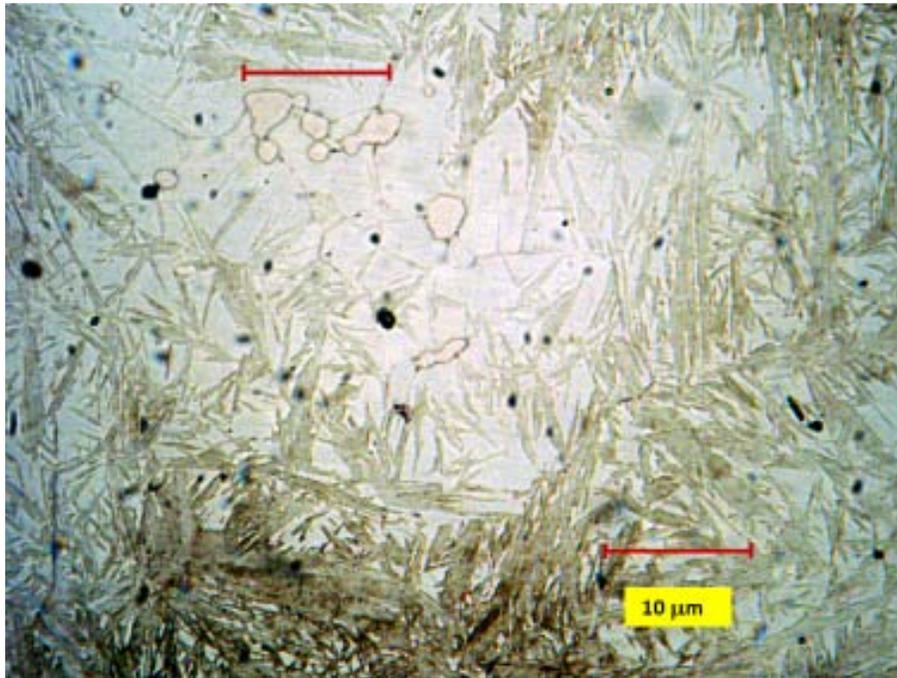


Figura 4.7. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 4 h, a 1100 °C. Y 4 h + 4 h de revenido doble a 250°C. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas esferoidales de color hueso bien definidas) dispersos en la microestructura base de martensita y austenita revenida. Micrografía a 1000X.

Ahora se presenta en la figura 4.8, la micrografía para la probeta sometida al tratamiento de doble revenido a 4 h + 4 h y 500 °C, al mayor tiempo y temperatura. En esta se puede observar una ligera mayor cantidad de carburos de cromo Cr_7C_3 . Se notan varios pequeños carburos entre 0.3 y 0.5 μm de diámetro en la parte superior de la imagen, y se aprecian dos carburos de forma esferoidal de alrededor de 2.5 μm de diámetro, y uno más grande de forma irregular de 2 μm de ancho por 5 μm de largo aproximadamente. En la parte inferior se nota un carburo aún mayor de alrededor de 3 μm de ancho por 5 μm de largo. Se presentan otros carburos de 2 μm de diámetro aprox. Por otro lado la

microestructura base es diferente, esto debido al tratamiento a mayor temperatura cercano a un recocido para eliminación de esfuerzos. Se pueden apreciar una mezcla de componentes como, ferrita y perlita, austenita retenida y rasgos leves de agujas de martensita.



Figura 4.8. Acero AISI A2, tratamiento de austenizado de 4 h, a 1100 °C. Y 4 h + 4 h de revenido doble a 500°C. Carburos de cromo Cr_7C_3 (partículas esferoidales de color blanco) dispersos en una microestructura base de perlita, ferrita y austenita revenida. Micrografía a 1000X.

4.3 Secuencia de micrografías en el contraste y retoque.

En este apartado se muestran un conjunto de micrografías en las que se puede observar la secuencia del trabajo de contraste realizada para una micrografía en particular del acero grado herramienta AISI D2, en el tratamiento de disolución (austenizado). La micrografía original obtenida de la microscopía se muestra en el primer recuadro. En el recuadro 2 se muestra la micrografía después de realizarse el contraste inicial con el programa Irfanview para mejorar la resolución de la imagen, y poder resaltar a los carburos de cromo de la microestructura base. En el recuadro 3 se presenta la micrografía sometida al contraste máximo aplicado con el programa Photoshop, entre la matriz y los carburos, esto para poder hacer la cuantificación con el programa Image J, ya que se necesita que los carburos tengan un color opuesto a la matriz. En el recuadro 4 se observa la micrografía con el retoque final realizado con el programa Irfanview, el cual fue llevado a cabo en algunos casos en donde se dificultaba la selección de los carburos debido a los tonos de las micrografías, esto ocasionado por el efecto de la luz en el microscopio al momento de captar la fotografía. Otro factor que influye son los tonos muy similares en algunas partes de la imagen entre la matriz y los carburos.

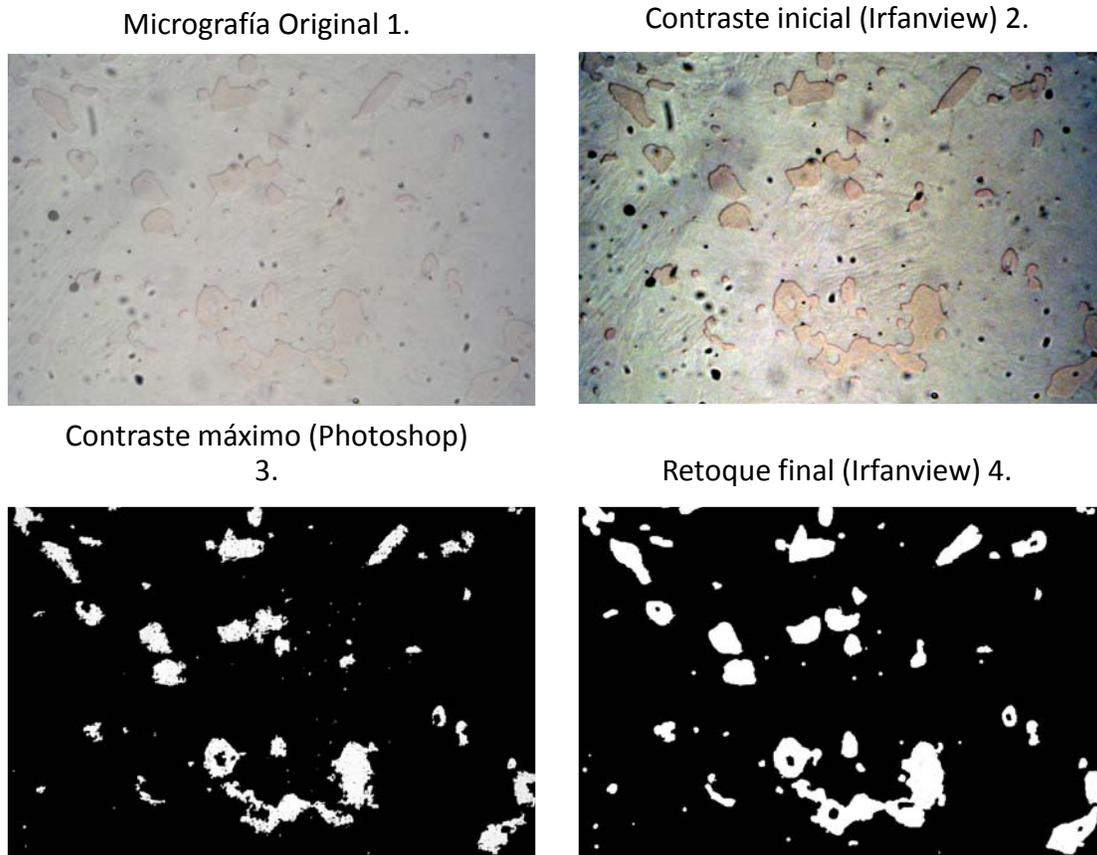


Figura 4.9. Secuencia de contraste y retocado en Acero AISI D2. Tratamiento de austenizado de 1 h, a 1100 °C. Micrografía a 1000X.

4.4 Resultados de la cuantificación de los carburos de cromo.

Los resultados de los cálculos realizados por el programa Image J, se arrojan en forma simple en una ventana de la pantalla del programa, para cada una de las tres micrografías utilizadas en cada aumento (500X y 1000X), de cada acero. Después se obtiene el promedio de la cuantificación y se simplifican en tablas, tanto para el tratamiento de disolución, como en el tratamiento de precipitación del acero AISI A2.

El programa arroja el cálculo de los carburos en varios conceptos (área que ocupan, porcentaje que ocupan y cantidad de carburos), de los cuales en este trabajo solo se caracterizó con el porcentaje de la

fracción del área que ocupan los carburos de cromo. En la tabla 4.1 se muestran estos tres conceptos como ejemplo, y en la tabla se puede observar la misma tendencia de disminución de carburos debido a que se trata del tratamiento de disolución.

Tabla 4.1. Tres conceptos de la cuantificación en la disolución de carburos en el acero AISI A2 (500X).

Tiempo de austenización h	Área carburos de cromo pixel ²	% Carburos de cromo	Cantidad de carburos
0	37735	3.9	2442
1	35154	3.7	2057
2	31681	3.3	1792
4	22844	2.4	848
6	23022	2.4	1194
8	12267	1.3	515

Los resultados para el tratamiento de austenización de cada uno de los tres aceros AISI O1, A2 y D2, así como del tratamiento de revenido del acero AISI A2, se muestran a continuación. Estos se presentan en tablas, donde se muestra el tiempo de tratamiento, el porcentaje promedio de la fracción área que ocupan los carburos de cromo Cr₇C₃, para cada acero en cada uno de los tiempos estudiados, y la desviación estándar promedio para cada acero.

El parámetro de desviación estándar y su promedio, aportan la precisión e incertidumbre en las técnicas de observación y cuantificación, y nos dan una visión más acorde con la realidad al momento de describir e interpretar estos resultados para la toma de decisiones. El número de muestras para cada tiempo en los tratamientos de austenizado y revenido es de tres. Se obtiene el promedio y la desviación estándar, para cada conjunto de valores de cada tiempo.

Las ecuaciones utilizadas para calcular la desviación estándar en cada tiempo y el promedio de estas desviaciones para cada acero se presentan a continuación.

$$Desviación\ estándar\ (S) = \sqrt{\frac{\sum_i (y_i - \bar{y})^2}{N - 1}}$$

$$\text{Desviación estándar promedio } (S_m) = \sqrt{\frac{\sum_i (ni - 1) Si^2}{\sum_i (ni - 1)}}$$

Se presentan también las gráficas de la fracción de área promedio de los carburos de cromo vs tiempo, tanto para el tratamiento de disolución con la austenización como para el tratamiento de precipitación con el revenido. Las gráficas permiten ver con claridad la tendencia.

4.4.1 Tabla y gráfica de austenizado a 500X.

La tabla 4.2 y la figura 4.10 muestran los valores de la cuantificación en porcentaje promedio de la fracción de área que ocupan los carburos de cromo Cr_7C_3 , para los tres aceros en cada tiempo de austenización para el estudio de disolución, con las micrografías tomadas a 500X. En la gráfica se compara el % promedio de la fracción de área que ocupan los carburos de cromo en función del tiempo de austenizado para los tres aceros. En la tabla se puede observar en la última fila la desviación estándar promedio S_m para cada acero a 500X.

Tabla 4.2. Porcentaje de carburos de cromo en la disolución de los tres aceros AISI O1, A2 y D2 a 500X.

Tiempo h/Acero	% Promedio de la fracción de área de los carburos de cromo		
	Acero AISI O1	Acero AISI A2	Acero AISI D2
0	2.0	3.54	10.66
1	1.98	3.48	5.75
2	1.93	3.46	4.07
4	0.23	2.0	3.25
6	0.19	2.0	2.33
8	0.11	1.47	1.94
Desviación estándar promedio S_m	0.44	0.58	1.48

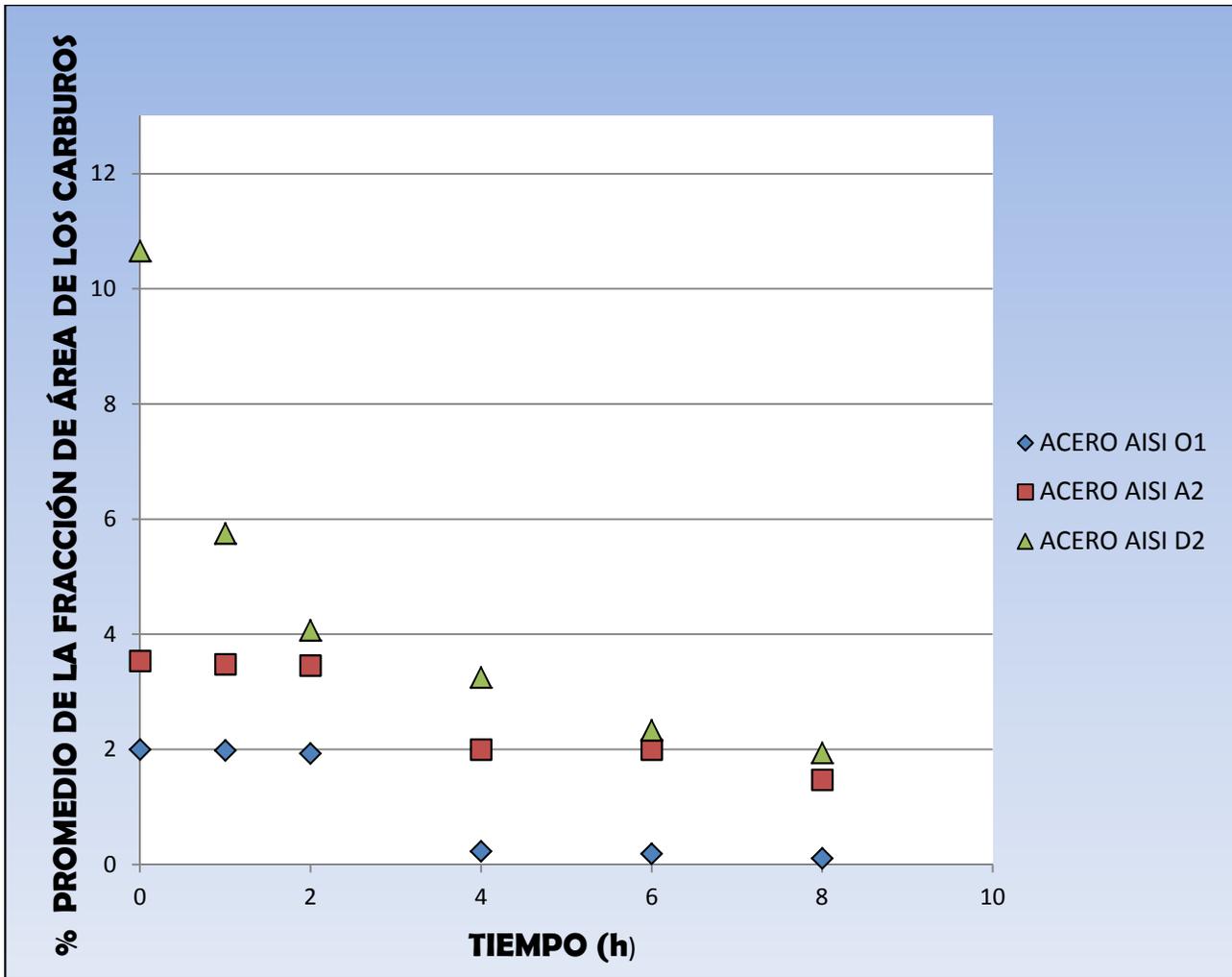


Figura 4.10. Gráfica del porcentaje promedio de la fracción de área de carburos de cromo en función del tiempo de austenizado, durante el tratamiento de disolución, para los aceros AISI O1, A2 y D2, 500X.

4.4.2 Tabla y gráfica de austenizado a 1000X.

Ahora se muestran en la tabla 4.3 y la figura 4.11 los valores de la cuantificación del porcentaje promedio de la fracción del área de los carburos de cromo Cr_7C_3 , para los tres aceros en cada tiempo de austenización para el estudio de disolución, con las micrografías tomadas a 1000X. En la tabla nuevamente se coloca en la última fila la desviación estándar promedio S_m para cada acero.

Tabla 4.3 Porcentaje de carburos de cromo en la disolución de los tres aceros AISI O1, A2 y D2 a 1000X.

Tiempo h/Acero	% Promedio de la fracción de área de los carburos de cromo		
	Acero AISI O1	Acero AISI A2	Acero AISI D2
0	2.67	4.13	16.28
1	2.55	2.96	8.35
2	2.33	1.75	5.82
4	0.25	1.42	4.29
6	0.25	1.10	2.37
8	0.22	0.90	1.64
Desviación estándar promedio S_m	0.60	0.59	2.09

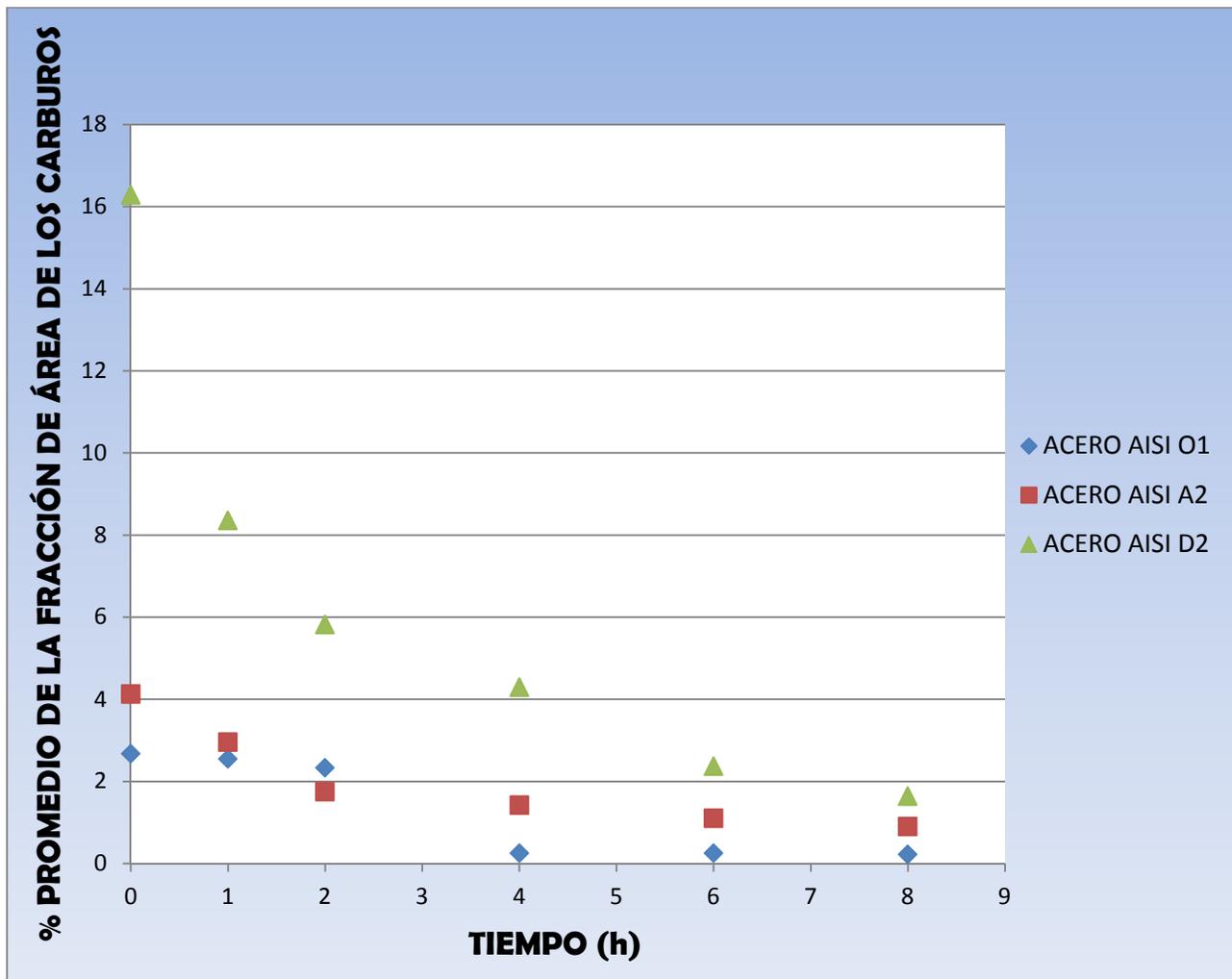


Figura 4.11. Gráfica del porcentaje promedio de la fracción de área de carburos de cromo en función del tiempo de austenizado, en el tratamiento de disolución, para los aceros AISI O1, A2 y D2, 1000X.

4.4.3 Tablas y gráficas de revenido en el acero AISI A2.

En la tabla 4.4 y la figura 4.12 se presentan los valores del % promedio de la fracción área de los carburos de cromo Cr_7C_3 , para el tratamiento de revenido sencillo en el acero AISI A2 a 500X.

Tabla 4.4. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2. Revenido sencillo, 500X.

Tiempo h	Temperatura de revenido °C	% Promedio de la fracción de área de los carburos de cromo
0	Sin revenido	0.39
2	250	0.41
2	500	0.46
4	250	0.50
4	500	0.88
Desviación estándar promedio S_m		0.17

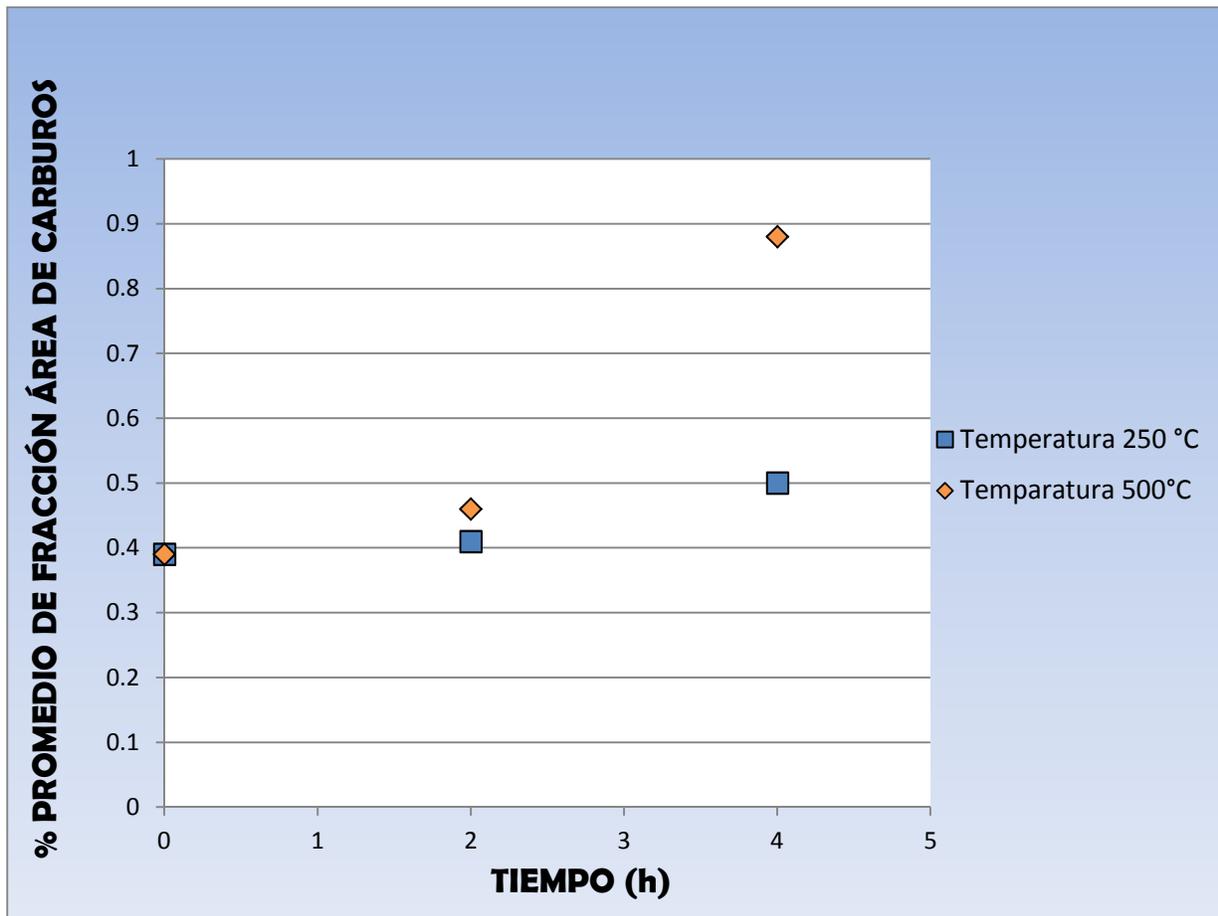


Figura 4.12. Gráfica del porcentaje promedio de la fracción de área de carburos de cromo en función del tiempo de revenido sencillo, durante el tratamiento de precipitación, para el acero AISI A2, 500X.

Ahora se presentan los resultados del revenido sencillo con las micrografías a 1000X.

Tabla 4.5. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2. Revenido sencillo, 1000X.

Tiempo h	Temperatura de revenido °C	% Promedio de la fracción de área de los carburos de cromo
0	Sin revenido	0.65
2	250	1.10
2	500	1.34
4	250	1.02
4	500	1.64
Desviación estándar promedio S_m		0.34

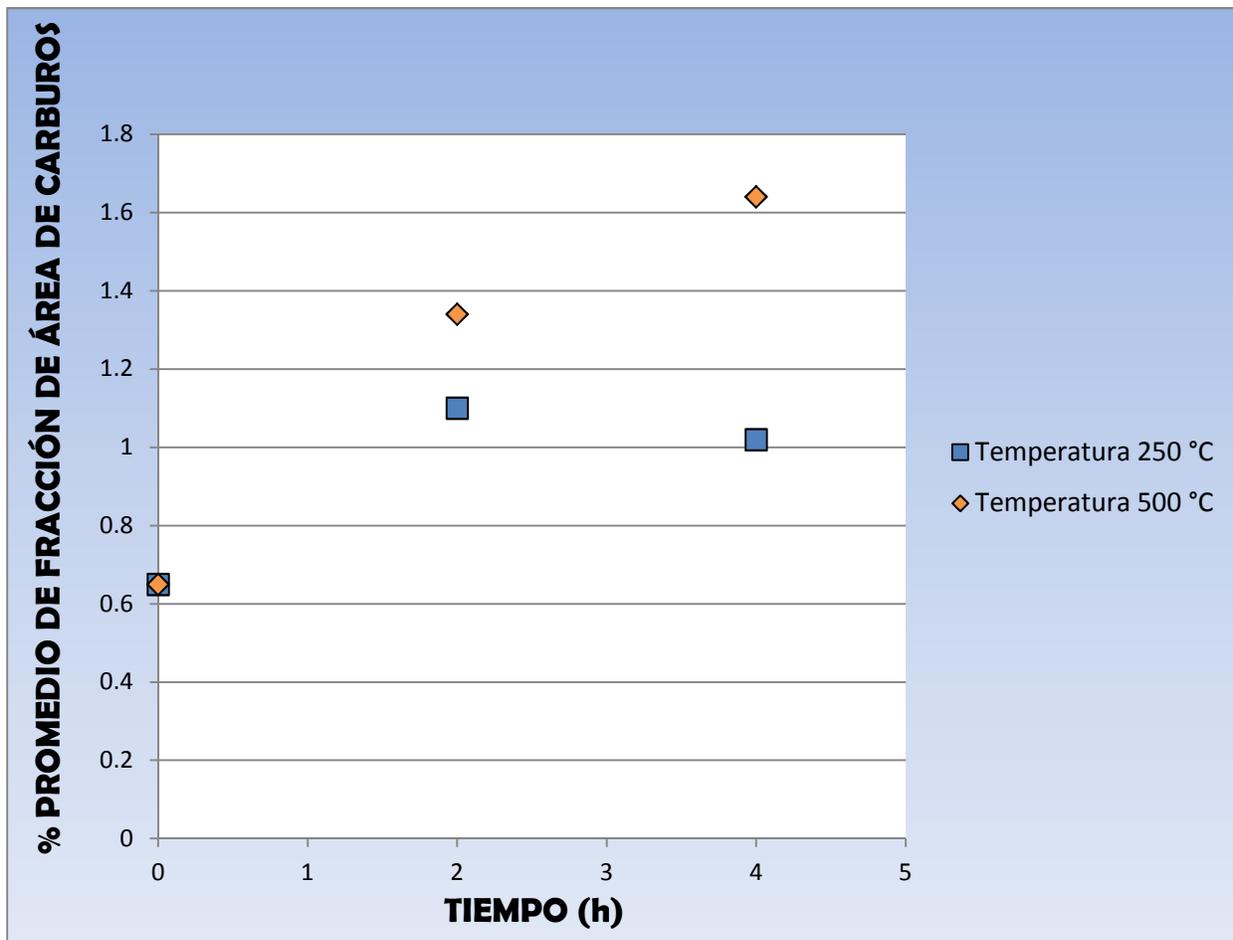


Figura 4.13. Gráfica del porcentaje promedio de la fracción de área de los carburos de cromo en función del tiempo de revenido sencillo, durante el tratamiento de precipitación, para el acero AISI A2, 1000X.

A continuación se presentan los resultados para el revenido doble con las micrografías a 500X.

Tabla 4.6. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2. Revenido doble a 500X.

Tiempo h	Temperatura de revenido °C	% Promedio de la fracción de área de los carburos de cromo
0	Sin revenido	0.39
2+2	250	0.46
2+2	500	0.73
4+4	250	0.51
4+4	500	0.90
Desviación estándar promedio S_m		0.21

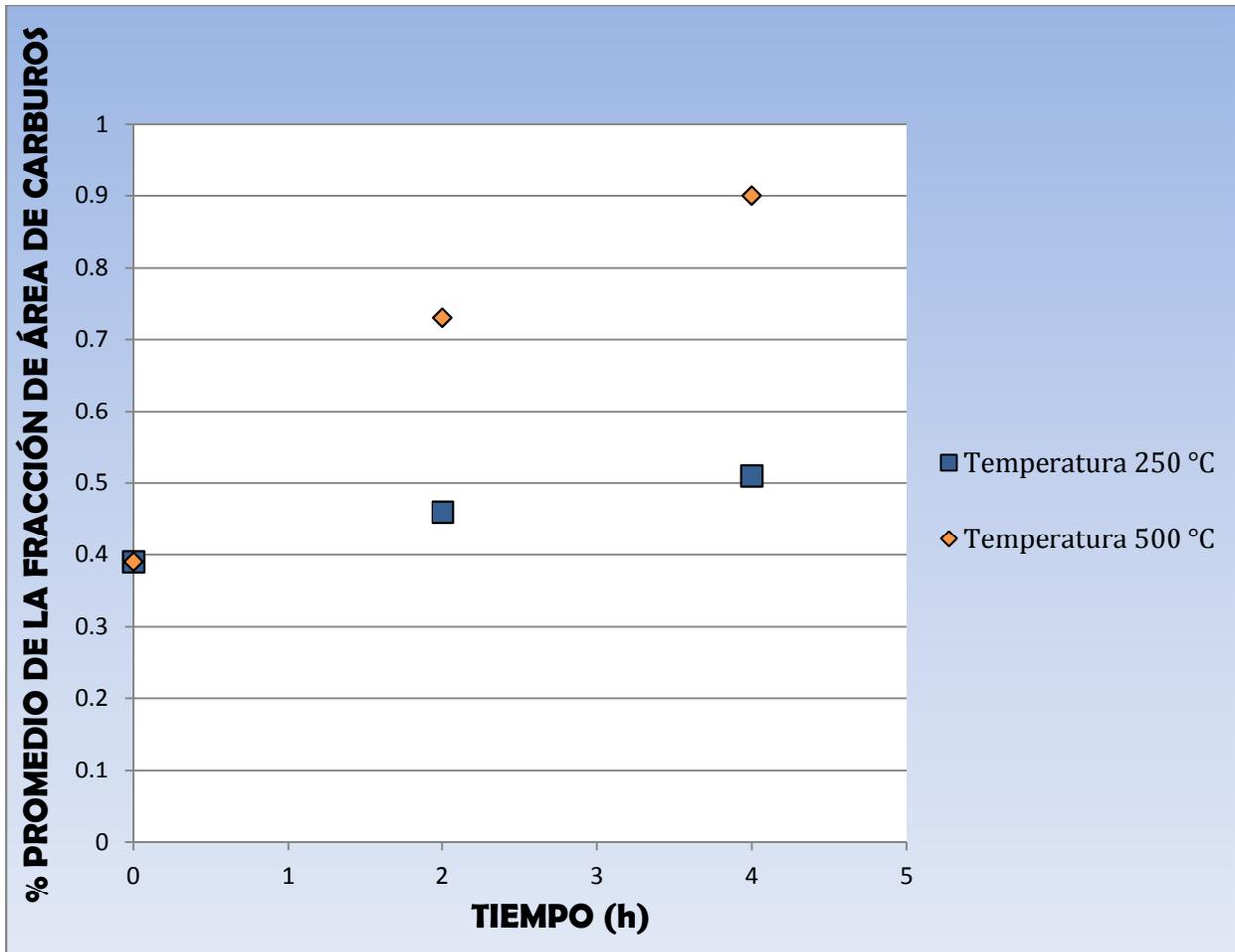


Figura 4.14. Gráfica del porcentaje de la fracción de área de los carburos de cromo en función del tiempo de revenido doble, durante el tratamiento de precipitación, para el acero AISI A2 a 500X.

Ahora se presentan la tabla y gráfica de revenido doble con las micrografías a 1000X.

Tabla 4.7. Porcentaje de carburos de cromo en el acero AISI A2. Revenido doble a 1000X.

Tiempo h	Temperatura de revenido °C	% Promedio de la fracción de área de los carburos de cromo
0	Sin revenido	0.65
2+2	250	1.08
2+2	500	1.74
4+4	250	1.10
4+4	500	1.90
Desviación estándar promedio S_m		0.39

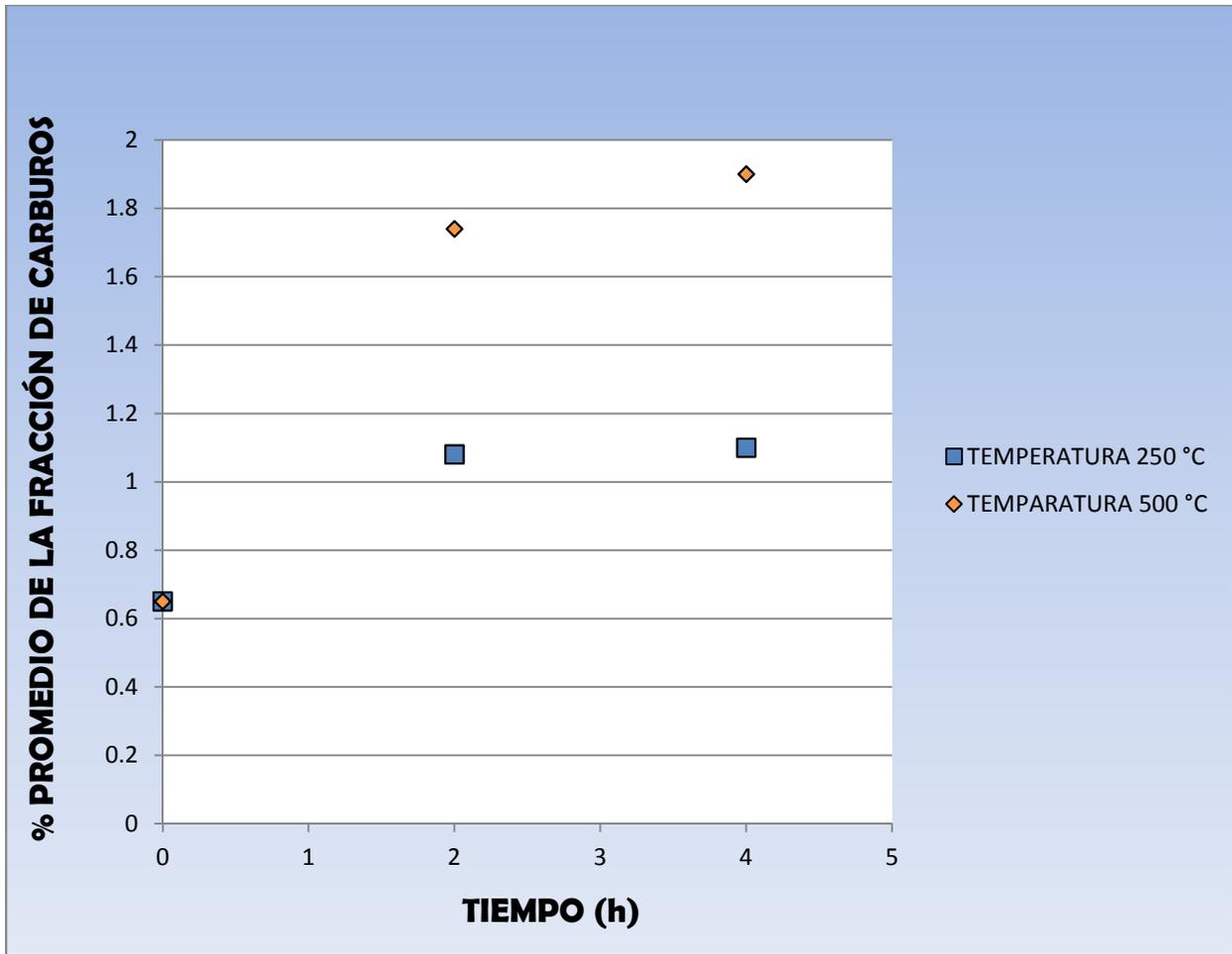


Figura 4.15. Gráfica del porcentaje de fracción de área de los carburos de cromo en función del tiempo de revenido doble, durante el tratamiento de precipitación, para el acero AISI A2 a 1000X.

A continuación se presentan las gráficas de los revenidos en función de la temperatura, tanto para los resultados de las micrografías a 500X como a 1000X. En éstas se comparan el porcentaje promedio de la fracción de área de los carburos de cromo. La figura 16 muestra la gráfica para los revenidos a 500X, y la figura 17 la gráfica para los revenidos a 1000X, en el tiempo de 2 y 4 horas, conforme se aumentó la temperatura de tratamiento. Estas figuras se presentan a continuación.

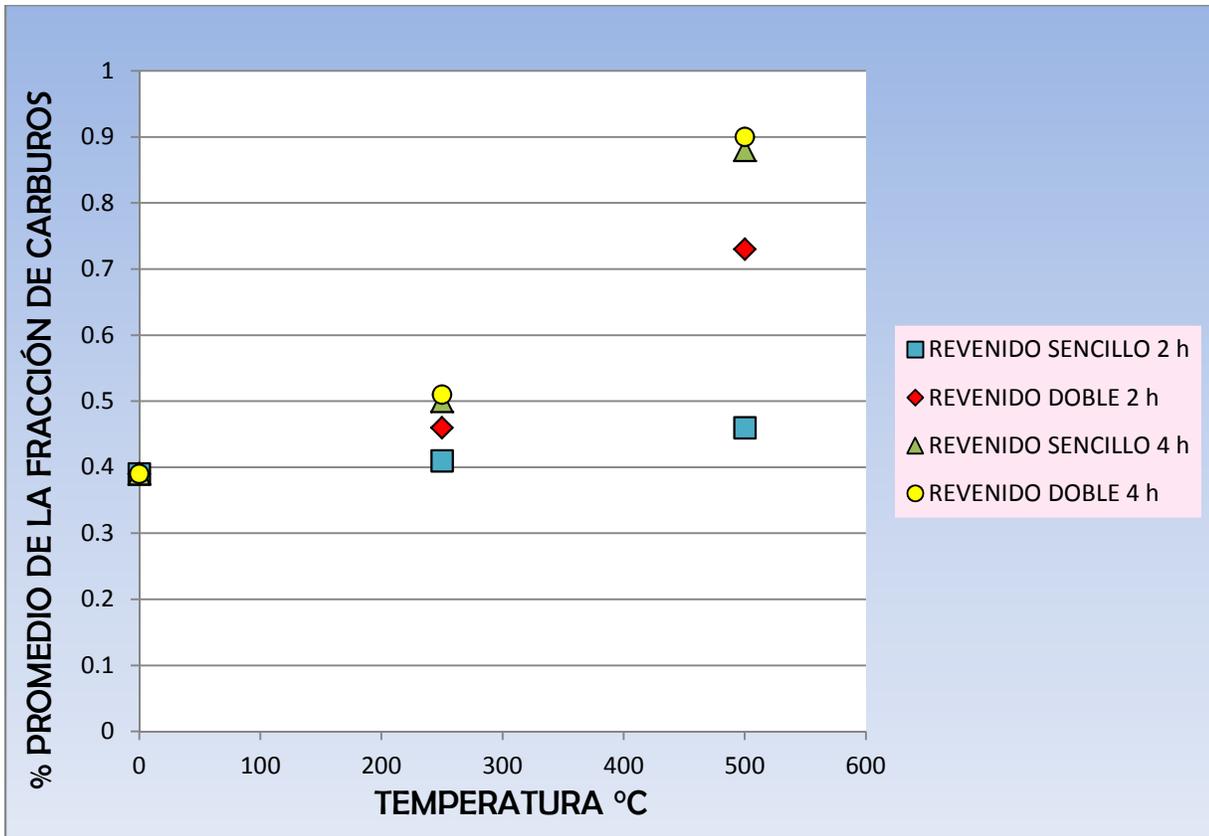


Figura 4.16. Gráfica del porcentaje promedio de la fracción de área de los carburos de cromo en función de la temperatura en el revenido sencillo y doble de 2 y 4 horas. Acero AISI A2 a 500X.

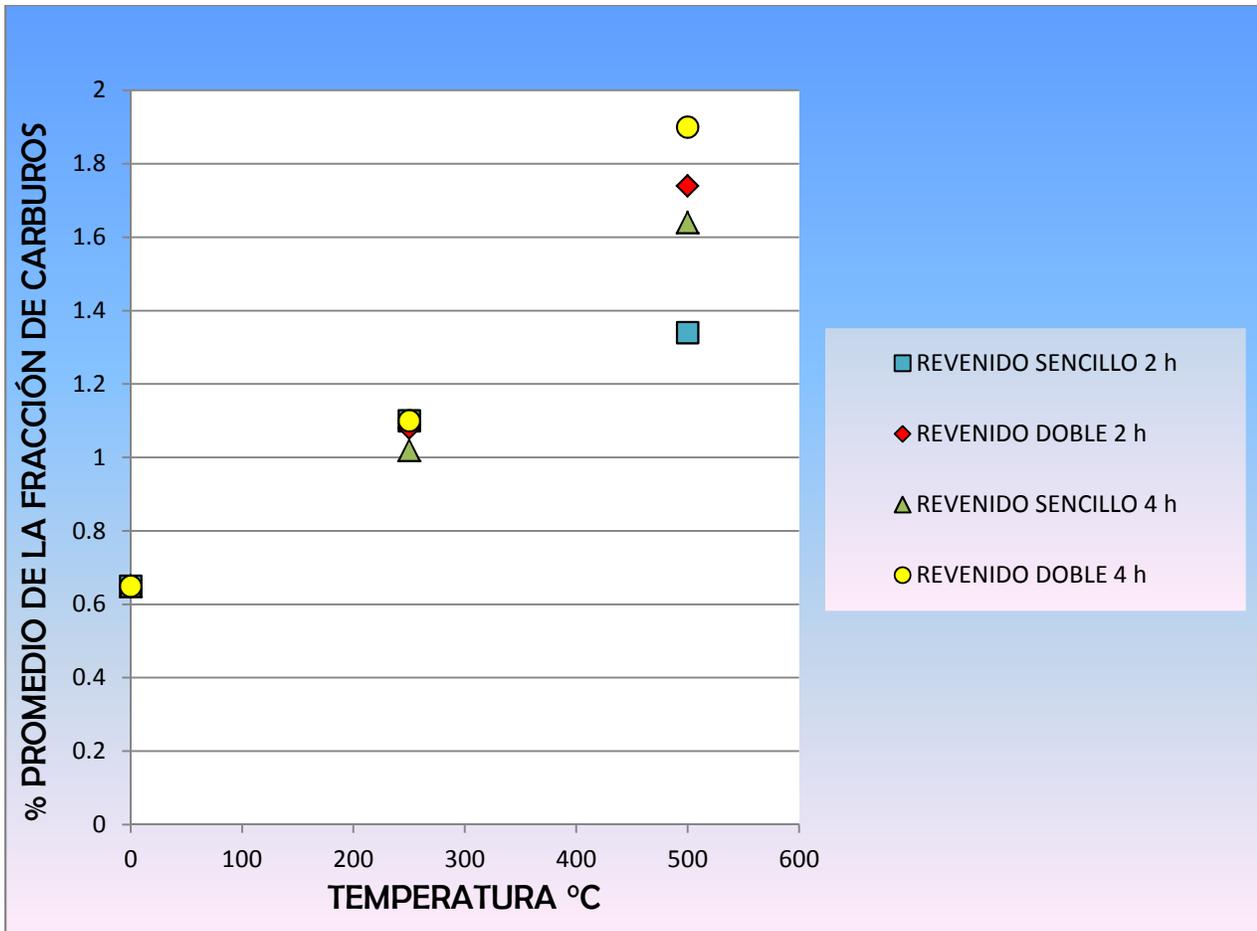


Figura 4.17. Gráfica del porcentaje promedio de la fracción de área de los carburos de cromo en función de la temperatura en el revenido sencillo y doble de 2 y 4 horas. Acero AISI A2 a 1000X.

4.5 Análisis de resultados del tratamiento de austenización.

Antes de comenzar el análisis de este estudio, es importante mencionar que se trabajó con dos niveles de observación; las dos opciones seleccionadas fueron 500X y 1000X. Al utilizar dos niveles de observación no se pretende tener una variable más, sino que el tener resultados con ambos aumentos, da un mayor aporte a la cuantificación de los carburos de cromo en este estudio. Así que a 500X se tiene una mayor área de observación, en realidad se tiene una parte más representativa de la superficie de la probeta, pero es más complicado cuantificar el área de algunos de los carburos más diminutos, y pueda llegar a existir variación al momento de cuantificar estos. En cambio a 1000X el área de observación es de la mitad, por lo cual es menos representativa del sistema, pero esta parte se ve al doble de tamaño, lo cual permitirá ver más detalles, así como la cuantificación más exacta del

área de los carburos más pequeños. Como se podrá ver en el siguiente análisis, los valores numéricos obtenidos para cada aumento son diferentes, pero lo que interesa para los fines de este estudio es la tendencia mostrada.

Primero se analiza a las micrografías mostradas en este estudio y que son representativas de todo el estudio metalográfico aplicado a cada uno de los tres aceros, en el proceso de disolución en los tiempos de austenización de 0, 1, 2, 4, 6 y 8 horas.

En el acero AISI O1 se observa la notable disolución de carburos de 2 a 8 horas, debido a la disminución de precipitados, y del tamaño de los mismos, puesto que de haber bastantes carburos esferoidales de 1 μm de diámetro promedio, y de hasta 2 μm de diámetro e irregulares de 4 μm de largo en la probeta de 2 horas, existen ya muy pocas partículas de 0.5 μm de diámetro promedio en la probeta de 8 horas.

En el acero AISI A2, el cual presenta muchos precipitados de diámetro entre 1 y 2 μm , y de 0.5 μm , así como algunos grandes de tipo irregular de 4 y 7 μm , en la micrografía de la probeta a 1 hora, se nota que conforme aumento el tiempo de austenización a la probeta de 6 horas, los carburos disminuyeron notablemente en cantidad y tamaño, puesto que el carburo de mayor dimensión es de 3 μm diámetro y todavía hay algunos de 2 μm de diámetro y varios ya en menor cantidad de 0.5 a 1 μm de diámetro. Si bien la disolución es contundente, no es casi total como en el acero AISI O1, puesto que todavía quedan varios carburos sin disolver, debido a que este acero tiene mayor contenido de cromo (5 %).

En el acero AISI D2 se presenta la probeta con 1 hora de austenización en la cual se observan varios carburos de cromo Cr_7C_3 medianos de entre 2 y 3 μm y también más grandes de forma irregular de entre 4 y 6 μm de largo, y uno de tipo irregular de 8 μm aproximadamente de largo, y en cambio en la probeta de 6 horas de tratamiento de austenización, se puede observar la disminución en la cantidad de precipitados y su carburo más grande es de uno de tipo irregular de 5 μm de largo. En esta micrografía se observan varios cúmulos de pequeños carburos de entre 0.3 a 0.5 μm de diámetro, que debieron haber sido carburos más grandes que se están disolviendo. El acero AISI D2 a pesar de tener una gran disolución, también no presenta una disolución total, quedando todavía carburos de buen tamaño, y esto es debido a que contiene 1.6 % de carbono y 12 % de cromo.

Ahora se analiza la tendencia resultante de la cuantificación. Esto se lleva a cabo con los valores promedio del % de la fracción de área de los carburos de cromo registrados en las tablas y gráficas de disolución. Se puede observar que conforme aumenta el tiempo de austenizado, la tendencia es a disminuir el porcentaje promedio de la fracción área de los carburos de cromo.

Ahora se realiza el análisis más minucioso de los valores de las tablas y las gráficas de austenizado. Tanto en las tablas 4.2 y 4.3 como en las gráficas 4.10 y 4.11 para el porcentaje promedio de la fracción de área de los carburos cromo a 500X y 1000X respectivamente, se observa una notable disolución desde 0 horas hasta 8 horas. Para comparar en que acero se disocia y por lo tanto se diluye mayor

cantidad de carburos de cromo Cr_7C_3 , se hace lo siguiente: se resta el % de fracción de carburos que se tiene antes de austenizar (tiempo de austenizado de 0 horas) menos el % de fracción que se obtiene en el tiempo final estudiado de 8 horas, y se divide entre el % de fracción de carburos inicial (tiempo de austenizado de 0 horas). De esta manera se obtiene la tasa de disolución para cada uno de los tres aceros. Luego se obtiene el promedio entre los resultados obtenidos a 500X y 1000X, para cada acero.

El acero AISI O1 tiene una tasa de disolución, a 500X de 94.50 %, y a 1000X de 91.76 %. El acero AISI A2 tiene tasa de disolución, a 500X de 58.47 %, y a 1000X de 78.20 %. El acero AISI D2 tiene una tasa de disolución, a 500X de 81.80 %, y a 1000X de 89.92 %. Se puede observar que los valores de la tasa de disolución calculados son consistentes, ósea que muestran la misma tendencia tanto para 500X como 1000X, y como ya se mencionó, debido a que el nivel de observación es un apoyo para obtener un análisis más completo, se obtiene el promedio entre los dos niveles de observación. Así el acero AISI O1 tiene una tasa de disolución de 93.13 %, el acero AISI A2 tiene una tasa de disolución de 68.33 %, y el acero AISI D2 tiene una tasa de disolución de 85.86 %.

De esta manera el acero que tiene una mayor tasa de disolución para este tiempo de austenización de 8 horas es el acero AISI O1 que disuelve casi en su totalidad a los carburos que inicialmente tenía en su matriz, luego le sigue al acero AISI D2 que muestra también una tasa alta de disolución y por último el acero AISI A2 que es el que muestra la menor tasa de disolución. Hay que resaltar que los tres aceros logran disociar y posteriormente diluir a los carburos de cromo Cr_7C_3 que tenían inicialmente en su matriz en tasas de disolución por arriba del 50 %.

La mayor tasa de disolución se obtiene con el acero AISI O1, el cual es el que tiene menos carburos inicialmente precipitados en su matriz debido a su composición por lo que logra disociar y diluir el 93.13 %. El acero AISI D2 le sigue con un 85.86 %, una tasa de disolución alta debido a que se disocia y diluye una gran cantidad de carburos, pero menor que el acero AISI O1 debido a su composición alta en cromo y carbono. Por último el acero AISI A2 es el que tiene la menor tasa de disolución con un 68.33 %, esto se puede deber a que este acero tiene una composición mediana en cromo, por lo cual en un inicio la cantidad de carburos precipitados está por arriba del acero AISI O1, pero muy abajo del acero AISI D2, y durante el proceso de austenización la disolución no logra diluir en su totalidad a los carburos presentes debido a su estabilidad.

Los tiempos de tratamiento, donde se llevó a cabo una mayor disolución para cada acero son:

Para el acero AISI D2, la mayor disolución se obtuvo en la primera hora, ya que fue muy notable, la disminución de carburos de cromo en la matriz. Así de 0 a 1 hora para 500X, la tasa de disolución es de 46.06 % y para 1000X es de 48.71 %, la proporción de estos carburos que se diluyen es casi del 50 % de lo que tenía el acero en un inicio. Para el acero AISI O1 es de 2 a 4 horas, a 500X la tasa de disolución es de 85 % y a 1000X es de 77.90 %. En el acero AISI A2 es de 2 a 4 horas, a 500X la tasa de disolución es de 41.24 %, y a 1000X, se presenta de 1 a 2 horas con una tasa de disolución de 29.29 %.

En las gráficas de disolución a 500X y 1000X figura 4.10 y 4.11, se observa la tendencia de disminución de carburos conforme aumenta el tiempo. Se nota que el acero AISI D2 muestra una disolución más marcada y de manera homogénea conforme aumento el tiempo de 0 a 8 horas, en cambio el acero AISI O1, muestran una disolución más lenta, la cual es más explosiva de 2 a 4 horas. Por último el acero AISI A2 muestra una conducta de disolución explosiva de 2 a 4 horas a 500X y de 0 a 2 horas a 1000X.

4.6 Análisis de los resultados del tratamiento de revenido.

Al observar las dos imágenes de la figura 4.7 y 4.8 de los tratamientos de revenido doble, se nota un aumento, tanto en la cantidad como en el tamaño de los carburos de cromo que se precipitan, al aumentar la temperatura de 250 °C a 500 °C. De esta manera al someter a las probetas al revenido, ya sea sencillo o doble se observó en las micrografías una mayor cantidad de carburos tanto esferoidales como irregulares.

Esto se puede corroborar de mejor manera al analizar las tablas y gráficas de revenido sencillo y doble. Con éstas se puede comparar el revenido sencillo con el doble, así como los tiempos y temperaturas de los tratamientos. La tendencia indica que se incrementa el % de área de fracción de los carburos de cromo tanto al aumentar el tiempo a una misma temperatura, así como al aumentar la temperatura a un tiempo constante.

Para poder visualizar mejor el crecimiento de la precipitación de los carburos, ahora se calcula la tasa de crecimiento del % de fracción de área de los carburos (% Δ), para cada cambio en el tiempo a temperatura constante, y para cada cambio de temperatura a tiempo constante, para el revenido sencillo y doble a 500X y 1000X, y se muestra en las tablas 4.8 y 4.9. Ahora como ejemplo se realizan los cálculos con los valores del tratamiento de revenido sencillo a 500X, para mostrar lo que se hizo.

El porcentaje de fracción de carburos de la probeta sin revenir se toma como el 100 %, para poder medir el crecimiento de los precipitados con el revenido. La probeta sin revenir contiene 0.39 % en fracción de carburos, y al someterse por 2 horas a la temperatura de 250 °C el % de fracción de carburos precipitados es de 0.41 %, creciendo 0.02 % con respecto a la probeta sin revenir; y al someterse a 4 horas a la misma temperatura es de 0.50 %, creciendo 0.11 % con respecto a la probeta sin revenir, y un 0.09 % más de precipitados que en el tiempo de 2 horas. Ahora se calcula la tasa de crecimiento % Δ con los % de los incrementos de la siguiente manera:

A temperatura constante de 250 °C:

Tiempo de 0 a 2 h.

Tiempo de 2 a 4 h.

Tiempo de 0 a 4 h.

$$\% \Delta = \frac{0.41 - 0.39}{0.39} * 100 = 5.12; \quad \% \Delta = \frac{0.50 - 0.41}{0.39} * 100 = 23.07 \quad \% \Delta = \frac{0.50 - 0.39}{0.39} * 100 = 28.20$$

De esta manera se construyen la tabla 4.8 para temperatura constante y la tabla 4.9 para tiempo constante.

Tabla 4.8 Tasa de crecimiento de la precipitación de carburos a temperatura constante.

Revenido sencillo						
	Temperatura constante a 250 °C			Temperatura constante a 500 °C		
	% Δ 0→2 h	% Δ 2→4 h	% Δ 0→4 h	% Δ 0→2 h	% Δ 2→4 h	% Δ 0→4 h
500X	5.12	23.07	28.20	17.94	107.69	125.64
1000X	69.23	-12.30	56.92	106.15	46.15	152.30
Revenido doble						
500X	17.94	12.82	30.76	87.17	43.58	130.76
1000X	66.15	3.07	69.23	167.69	24.61	192.30

Tabla 4.9 Tasa de crecimiento de la precipitación de carburos a tiempo constante.

Revenido sencillo						
	Tiempo constante a 2 h			Tiempo constante a 4 h		
	% Δ 0→250°C	% Δ 250→500°C	% Δ 0→500 °C	% Δ 0→250°C	% Δ 250→500°C	% Δ 0→500 °C
500X	5.12	12.82	17.94	28.20	97.43	125.64
1000X	69.23	36.92	106.15	56.92	95.38	152.30
Revenido doble						
500X	17.94	69.23	87.17	30.76	100	130.76
1000X	66.15	101.53	167.69	69.23	123.07	192.30

Al analizar el % Δ en el revenido sencillo, en las tablas 4.8 y 4.9 se puede observar que es evidente los valores más altos de % Δ obtenidos al mayor tiempo y temperatura, 4 horas a 500 °C, lo cual se confirma tanto a 500X como a 1000X. No está bien definido si hay más precipitación de 0 a 2 horas o de 2 a 4 horas, pues el crecimiento se reparte entre los dos tiempos. En cambio se nota mayor % Δ al variar la temperatura de 250 °C a 500 °C al tiempo de 4 horas. De esta manera, si se está buscando tener una mayor cantidad de precipitados es mejor un revenido a 4 horas y 500°C, donde se demuestra una mayor precipitación.

Como se puede ver los valores a 1000X son más grandes, y esto confirma el que se esté viendo la mitad del área al doble, pero como se explicó lo que interesa es la tendencia, y puede verse que a 500X y 1000X es la misma, teniendo un % Δ más elevado al tiempo de 4 horas y 500°C.

El análisis del % Δ en el revenido doble, en las tablas 4.8 y 4.9 muestra la misma tendencia que en el revenido sencillo. Ya que de igual manera se observa que a 4 horas y 500°C se tiene los valores más grandes del % Δ . En el revenido doble se nota que de 0 a 2 horas existen valores más grandes de % Δ que de 2 a 4 horas, y realmente se marca esta tendencia de crecimiento más explosivo. Y nuevamente se señala la misma tendencia que en el revenido sencillo en lo que se refiere a mayores valores del % Δ al variar la temperatura de 250 °C a 500 °C, pero en el doble revenido es tanto al tiempo de 2 horas como al de 4 horas.

Desde estas tablas se puede ver el efecto de la temperatura para desarrollar más precipitados, puesto que el % Δ es mayor en todos los casos. Todo esto apunta a que aunque en las dos temperaturas creció el % Δ , hay más precipitados en el revenido a 500 °C, ya que la mayor temperatura cataliza la precipitación y se potencializa al aumentar el tiempo de tratamiento a 4 horas, esto debido a que permite que los átomos de cromo se difundan mejor.

En lo referente a que revenido logra precipitar a más carburos, se observa en las tablas del % Δ , que por lo general en el revenido doble hay valores mayores de % Δ , tanto a 500X como a 1000X, y sobre todo al tiempo de 4 horas y 500 °C, ya que para revenido sencillo se tiene 125.64 % a 500X y 152.30 % a 1000X, y para revenido doble 130.76 % a 500X y 192.30 % a 1000X. Esto indica que hay más precipitación de carburos de cromo al aplicar el tratamiento de revenido doble, aunque realmente no hay mucha diferencia en la cantidad de precipitados que se tienen demás. Esto debido a que se sabe que el segundo y hasta el tercer revenido sirven para esferoidizar carburos gruesos, que pueden llegar a reducir la resistencia y rendimiento.

De esta manera en el revenido doble se controla el engrosamiento de los carburos, dándoles mayor dispersión y estabilidad, pero también hay precipitación de nuevos carburos los cuales no son tan grandes como en el revenido sencillo, pero en este proceso existen los suficientes para determinar un mayor % de fracción de área de los carburos en los resultados.

En las gráficas de revenido figuras 4.12, 4.13, 4.14 y 4.15, se puede observar la tendencia de aumentar el % de la fracción de área de los carburos conforme aumenta el tiempo de revenido, sobre todo a 500 °C, donde se nota el comportamiento ascendente más explosivo y homogéneo. A la temperatura de 250 °C se observa que 500X el aumento es muy pequeño y a 1000X de hecho hay una caída en el revenido sencillo y un muy pequeño aumento en el revenido doble. Entonces al hacer el análisis se determina un crecimiento más explosivo y de mayor % de fracción de área de carburos en la temperatura de 500 °C.

En el análisis de que tratamiento de revenido proporciona mayor % de fracción de área de los carburos se obtiene: por un lado al observar el % Δ de las tablas 4.8 y 4.9, se nota que los valores de revenido doble están por arriba del revenido sencillo, esto se corrobora obteniendo el promedio de los valores de % Δ para las condiciones de 4 h y 500 °C entre 500X y 1000X, siendo para el revenido sencillo de 138.97 % y para el revenido doble de 161.53 %.

Ahora con las figuras 4.16 y 4.17 se confirma este punto, debido a que las condiciones de revenido doble a 4 horas para una temperatura de 500 °C, proporcionan la mayor precipitación de carburos de cromo, y le siguen el revenido sencillo a 4 horas y el revenido doble a 2 horas, por último se tiene al revenido sencillo a 2 horas. También se corrobora la tendencia hacia una mayor precipitación conforme se eleva la temperatura de 250 °C a 500 °C.

4.7 Análisis de los resultados de la desviación estándar promedio S_m .

Ahora se analizan los valores de desviación estándar promedio S_m obtenidos, para medir la incertidumbre de los dos niveles de observación aplicados para la cuantificación metalográfica, y así conocer cuál es más preciso.

En el conjunto de datos de los resultados obtenidos en la medición del % de la fracción de área de los carburos de cromo en la austenización, se puede observar que los valores de S_m a 500X (acero AISI O1 0.44, acero AISI A2 0.58, y acero AISI D2 1.48) son menores que los valores obtenidos a 1000X (acero AISI O1 0.60, acero AISI A2 0.59, y acero AISI D2 2.09). Esto muestra una mayor incertidumbre en la cuantificación con el nivel de observación de 1000X. En lo que se refiere al acero que muestra mayor incertidumbre en su cuantificación, es el acero AISI D2, ya que es notable la diferencia en los valores de S_m , siendo de más del doble que los otros dos aceros, esto puede ser debido a que al tener más carburos de cromo por medir, entonces se obtiene mayor error en la medición.

Ahora en los resultados obtenidos en la medición del % de la fracción de área de los carburos de cromo en el revenido, se observa que los valores de S_m a 500X (revenido sencillo 0.17 y revenido doble 0.21) son menores casi en proporción de la mitad que los valores obtenidos a 1000X (revenido sencillo 0.34 y revenido doble 0.39). De esta manera al comparar estos valores se observa una incertidumbre casi del doble en la cuantificación con el nivel de observación de 1000X. De la misma forma al comparar los valores de S_m con los tratamientos de revenido, se nota una ligera mayor incertidumbre en las mediciones de revenido doble. Esto se puede deber a que en el revenido doble hay más carburos de cromo por cuantificar.

4.8 Conclusiones.

Con base a las hipótesis de la disolución de carburos de cromo Cr_7C_3 se concluye lo siguiente:

- 1) Se comprobó que el tiempo y la temperatura de austenización promueven la disociación y la posterior disolución de los carburos de cromo Cr_7C_3 .
- 2) Se confirma que al aumentar el tiempo de austenización se incrementa la disociación y disolución de los carburos de cromo Cr_7C_3 .
- 3) En lo que se refiere al mayor % de la fracción de área de carburos disueltos en función del cromo (Cr), se establece que la cantidad de carburos de cromo (Cr_7C_3) disueltos es proporcional al contenido de cromo en la composición del acero.

Con base a las hipótesis de la precipitación de carburos de cromo Cr_7C_3 se concluye lo siguiente:

- 4) Se corrobora que al aumentar el tiempo en un tratamiento de revenido sencillo, a una temperatura fija de estudio, se produce un incremento en el porcentaje de carburos de cromo precipitados Cr_7C_3 .
- 5) En lo concerniente al revenido doble se confirma que cuando se aumenta el tiempo de tratamiento se produce un mayor porcentaje de carburos de cromo precipitados Cr_7C_3 .
- 6) Al incrementar la temperatura de revenido se valida la hipótesis propuesta, ya que se logra un aumento en el % de fracción de área de carburos precipitados.
- 7) En lo referente a qué tratamiento de revenido es más eficiente para conseguir mayor precipitación, se concluye que el revenido doble tiene los valores más elevados de % de fracción de área de carburos que el revenido sencillo.

Con base a los resultados tanto en la etapa de disolución y precipitación se concluye lo siguiente:

- 8) Se confirma que el porcentaje de carburos de cromo precipitados es proporcional al contenido de cromo en la composición inicial de cada acero.
- 9) Se confirma que en los revenidos tanto sencillo como doble, hay una mayor tasa de crecimiento del porcentaje de fracción de área de los carburos en el tiempo de 4 horas.
- 10) A mayor temperatura de revenido se tiene la mayor tasa de crecimiento del porcentaje de la fracción de área de los carburos.

- 11) La mayor tasa de crecimiento del porcentaje de la fracción de área de los carburos se da con un tratamiento de revenido a 500 °C por 4 horas.
- 12) La mayor confiabilidad de la técnica de cuantificación se obtiene en el nivel de observación de 500X, debido al análisis de los valores de desviación estándar promedio S_m .

Referencias

1. Dossett, Jon L., and Boyer, Howard E. *Practical Heat Treating*. Second Edition. Ohio: ASM International, 2006.
2. Gómez, Víctor. "Estructura y Cristalización de los Metales." *Materiales Metálicos Ingeniería Mecánica*. Universidad Tecnológica Nacional. 10 Feb. 2015. <http://www.frt.utn.edu.ar/tecnoweb/imagenes/file/mecanica/Estructura%20y%20cristalizacion%20de%20metales_%20Alumno.pdf>.
3. Belzunce, F.J. "Aceros y fundiciones: Estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones." *Plataforma Tecnológica Española del Acero*. 2001. Universidad de Oviedo. 12 Feb 2015. <<http://www.aceroplatea.es/docs/documento138.pdf>>.
4. Córdoba, Pedro. "Materiales de Ingeniería en Procesos Industriales: Arreglo atómico o estructura de los sólidos cristalinos." *Slideshare*. 2 Abr. 2015. Universidad Nacional San Luis Gonzaga de Ica. 15 Feb. 2015. <<http://es.slideshare.net/ederdt/clase-2-estructura-cristalina>>.
5. "Fases y Transformaciones de Fase y Diagramas de Equilibrio" *Universidad de Valladolid*. 15 Feb. 2015. <https://alojamientos.uva.es/guia_docente/uploads/2011/493/46441/1/Documento6.pdf>.
6. "Análisis de Solubilidad en el Diagrama Fe – C (Solubility Analysis in Diagram Fe – C)." *Blog de Metalurgia Extractiva, Física, y Civil Investigación Desarrollo*. 8 Mayo 2012. Universidad Nacional Mayor de San Marcos. 18 Feb. 2015. <<https://metalurgiaunmsm.wordpress.com/category/hierro-fundido/>>.
7. Verhoeven, John D. *Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist*. First Edition. Ohio: ASM International, 2007.
8. "Heat Treatment of tool steel", Uddeholm. Edition 8. June 2012, Bohler. 10 Nov. 2014 <<http://www.uddeholm.com/files/heattreatment-english.pdf>>
9. Pickering, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Materials Science Series, London: Ed. Applied Science Publishers, 1978.

10. Roberts, George, and Kraus, George, and Kennedy, Richard. *Tool Steels*. 5th Edition. Ohio: ASM International, 1998.
11. Avner, Sydney H. *Introducción a la metalurgia física*. 2a. Edición. México D. F.: McGraw-Hill, 1981.
12. Petzow, Günter. *Metallographic Etching. Metallographic and Ceramographic Methods for Revealing Microstructure*. 5th edition. Ohio: American Society for metals, 1978.
13. "Metallographic Preparation of Tool Steels for Microscopic Examination." AZO Materials. 7 July 2010. Updated 11 June 2013, Buehler. 12 Mar. 2013 <<http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=5289>>.
14. Vander Voort, George F. *Metallography and Microstructures, Metallographic Techniques for Tool Steels*. Volume 9. Ed. William F. Gale, and Terry C. Totemeier. Eighth edition. Buehler Ltd. ASM Handbook. London: ASM International, 2004.
15. Bramfitt, Bruce L., and Benschoter, Alan O. *Metallographer's Guide Practices and Procedures for Irons and Steels*. First edition. Ohio: ASM International, 2002.
16. "Curso de Fundamentos de Ciencia de Materiales." Universidad Politécnica de Valencia. 19 Mar. 2015. <http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/fcm13_2.html>.
17. "O1 Cold Work Tool Steel." Böhler Uddeholm. 1 June 2013. 12 Nov. 2013. <http://www.bucorp.com/aisi_o1_c.htm>.
18. "A2 Cold Work Tool Steel." Böhler Uddeholm. 1 July 2013. 12 Nov. 2013. <http://www.bucorp.com/aisi_a2_c.htm>.
19. "D2 Cold Work Tool Steel." Böhler Uddeholm. 1 June 2013. 12 Nov. 2013. <http://www.bucorp.com/aisi_d2_c.htm>.