

Capítulo 11: Aceros para herramientas

Los aceros para herramientas se usan para maquinar y formar otros materiales y, por lo tanto, se diseñan para tener alta dureza y durabilidad bajo severas condiciones de servicio. Los tratamientos térmicos para los aceros para herramientas son similares a aquellos realizados en aceros de baja aleación endurecibles, es decir, que las propiedades finales se obtienen con austenización, formación de martensita y revenido. Sin embargo, la mayoría de los aceros para herramientas son muy aleados y se deben tomar precauciones especiales durante el procesado para alcanzar un balance apropiado de carburos aleados en una matriz de martensita revenida para una dada aplicación como herramienta. Este capítulo describe el diseño de las aleaciones y de los procesos de varias clases de aceros para herramientas y las microestructuras producidas durante los tratamientos térmicos.

Introducción

Los aceros para herramientas son un grupo muy grande de complejas aleaciones que evolucionaron para satisfacer las más diversas aplicaciones relacionadas con el trabajado en caliente y en frío. Su importancia industrial y complejidad condujo a la existencia de una considerable literatura acerca de su desarrollo, procesado y aplicaciones. Se encuentran detalles del procesado tales como velocidades de enfriamiento recomendadas y tiempos y temperaturas de los tratamientos térmicos para aceros específicos, no sólo en la literatura sino en información detallada distribuida por los principales fabricantes. El propósito de este capítulo es desarrollar los principios del diseño de aceros aleados para herramientas y describir el rol que juegan los tratamientos térmicos en la evolución de sus microestructuras y propiedades.

Clasificación de los aceros para herramientas

Los distintos tipos de aceros se categorizan dentro de una serie de clases en concordancia con la clasificación que realiza la AISI (American Iron and Steel Institute) y la SAE (Society of Automotive Engineers). Se identifican por una letra que representa la química, una característica única o el uso de esa clase de acero. La Tabla 11.1 lista las composiciones químicas nominales y las distintas clases de aceros para herramientas que existen. Las designaciones listadas para los aceros para herramientas serán las utilizadas en lo que resta del capítulo y a continuación se da un breve resumen de las características principales de cada clase de aleación.

Los aceros para herramientas endurecibles en agua, AISI tipo W, (water-hardening tool steel) tienen el menor contenido de aleantes y, por lo tanto, la menor templabilidad de todos los tipos. Como resultado, los aceros tipo W frecuentemente requieren temple en agua y las secciones grandes endurecen sólo hasta una mínima profundidad. Las secciones delgadas pueden endurecer por temple en aceite para minimizar las fisuras por temple y las distorsiones.

Los aceros para herramientas resistentes al impacto, AISI tipo S, (shock-resistant tool steel) tienen menores contenidos de carbono y contenidos de aleantes un tanto mayores que los tipos W. El contenido medio de carbono mejora la tenacidad y hace que los aceros tipo S sean apropiados para aplicaciones de cargas de impacto.

Tabla 11. 1- Clasificación y composiciones aproximadas de los principales tipos de aceros para herramientas.

AISI	UNS	Identifying elements, %								
		C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni
Water-hardening tool steels										
W1	T72301	0.60–1.40(a)
W2	T72302	0.60–1.40(a)	0.25
W5	T72305	1.10	0.50
Shock-resisting tool steels										
S1	T41901	0.50	1.50	...	2.50
S2	T41902	0.50	...	1.00	0.50
S5	T41905	0.55	0.80	2.00	0.40
S6	T41906	0.45	1.40	2.25	1.50	0.40
S7	T41907	0.50	3.25	1.40
Oil-hardening cold work tool steels										
O1	T31501	0.90	1.00	...	0.50	...	0.50
O2	T31502	0.90	1.60
O6(b)	T31506	1.45	0.80	1.00	0.25
O7	T31507	1.20	0.75	...	1.75
Air-hardening medium-alloy cold work tool steels										
A2	T30102	1.00	5.00	1.00
A3	T30103	1.25	5.00	1.00	...	1.00
A4	T30104	1.00	2.00	...	1.00	1.00
A6	T30106	0.70	2.00	...	1.00	1.25
A7	T30107	2.25	5.25	4.75	1.00(c)	1.00
A8	T30108	0.55	5.00	...	1.25	1.25
A9	T30109	0.50	5.00	1.00	...	1.40	...	1.50
A10(b)	T30110	1.35	1.80	1.25	1.50	...	1.80
High-carbon high-chromium cold work steels										
D2	T30402	1.50	12.00	1.00	...	1.00
D3	T30403	2.25	12.00
D4	T30404	2.25	12.00	1.00
D5	T30405	1.50	12.00	1.00	3.00	...
D7	T30407	2.35	12.00	4.00	...	1.00
Low-alloy special-purpose tool steels										
L2	T61202	0.50–1.10(a)	1.00	0.20
L6	T61206	0.70	0.75	0.25(c)	...	1.50
Mold steels										
P2	T51602	0.07	2.00	0.20	...	0.50
P3	T51603	0.10	0.60	1.25
P4	T51604	0.07	5.00	0.75
P5	T51605	0.10	2.25
P6	T51606	0.10	1.50	3.50
P20	T51620	0.35	1.70	0.40
P21	T51621	0.20	1.20(Al)	4.00
Chromium hot work tool steels										
H10	T20810	0.40	3.25	0.40	...	2.50
H11	T20811	0.35	5.00	0.40	...	1.50
H12	T20812	0.35	5.00	0.40	1.50	1.50
H13	T20813	0.35	5.00	1.00	...	1.50
H14	T20814	0.40	5.00	...	5.00
H19	T20819	0.40	4.25	2.00	4.25	...	4.25	...
Tungsten hot work tool steels										
H21	T20821	0.35	3.50	...	9.00
H22	T20822	0.35	2.00	...	11.00
H23	T20823	0.30	12.00	...	12.00
H24	T20824	0.45	3.00	...	15.00
H25	T20825	0.25	4.00	...	15.00
H26	T20826	0.50	4.00	1.00	18.00

(continued)

(a) Other carbon contents may be available. (b) Contains free graphite in the microstructure to improve machinability. (c) Optional.
 Source: Ref 24.11

Tabla 11. 1- Continuación.

AISI	UNS	Identifying elements, %								
		C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Ni
Molybdenum hot work tool steels										
H42	T20842	0.60	4.00	2.00	6.00	5.00
Proprietary hot work tool steels										
6G	...	0.55	0.80	0.25	1.00	0.10	...	0.45
6F2	...	0.55	0.75	0.25	1.00	0.30	...	1.00
6F3	...	0.55	0.60	0.85	1.00	0.10	...	0.75	...	1.80
Tungsten high-speed tool steels										
T1	T12001	0.75(a)	4.00	1.00	18.00
T2	T12002	0.80	4.00	2.00	18.00
T2	T12004	0.75	4.00	1.00	18.00	...	5.00	...
T5	T12005	0.80	4.00	2.00	18.00	...	8.00	...
T6	T12006	0.80	4.50	1.50	20.00	...	12.00	...
T8	T12008	0.75	4.00	2.00	14.00	...	5.00	...
T15	T12015	1.50	4.00	5.00	12.00	...	5.00	...
Molybdenum high-speed tool steels										
M1	T11301	0.80(a)	4.00	1.00	1.50	8.00
M2	T11302	0.85–1.00(a)	4.00	2.00	6.00	5.00
M3 Class 1	T11313	1.05	4.00	2.40	6.00	5.00
M3 Class 2	T11323	1.20	4.00	3.00	6.00	5.00
M4	T11304	1.30	4.00	4.00	5.50	4.50
M6	T11306	0.80	4.00	2.00	4.00	5.00	12.00	...
M7	T11307	1.00	4.00	2.00	1.75	8.75
M10	T11310	0.85–1.00(a)	4.00	2.00	...	8.00
M30	T11330	0.80	4.00	1.25	2.00	8.00	5.00	...
M33	T11333	0.90	4.00	1.15	1.50	9.50	8.00	...
M34	T11334	0.90	4.00	2.00	2.00	8.00	8.00	...
M36	T11336	0.80	4.00	2.00	6.00	5.00	8.00	...
Ultrahard high-speed tool steels										
M41	T11341	1.10	4.25	2.00	6.75	3.75	5.00	...
M42	T11342	1.10	3.75	1.15	1.50	9.50	8.00	...
M43	T11343	1.20	3.75	1.60	2.75	8.00	8.25	...
M44	T11344	1.15	4.25	2.00	5.25	6.25	12.00	...
M46	T11346	1.25	4.00	3.20	2.00	8.25	8.25	...
M47	T11347	1.10	3.75	1.25	1.50	9.50	5.00	...
Maraging Steels										
Type	Identifying elements, %									
	C	Mn	Si	Al	Ti	Mo	Co	Ni		
Grade 90	0.03 max	0.10 max	0.12 max	0.10	0.30	3.25	8.50	18.00		
Grade 110	0.03 max	0.10 max	0.12 max	0.10	0.50	4.85	7.75	18.00		
Grade 125	0.03 max	0.10 max	0.12 max	0.10	0.70	5.00	9.00	18.00		

(a) Other carbon contents may be available. (b) Contains free graphite in the microstructure to improve machinability. (c) Optional.
 Source: Ref 24.11

Los aceros para herramientas para trabajado en frío (cold work tool steels) incluyen tres clases de aceros: AISI tipos O, A y D. Todos tienen alto contenido de carbono para obtener alta dureza y alta resistencia al desgaste en aplicaciones de trabajado en frío. Difieren entre ellos en el contenido de aleantes afectando esto la templabilidad relativa y la distribución de carburos incorporados en las microestructuras endurecidas. Los grados O, de bajo contenido de aleantes, se templean en aceite. Los grados A y D poseen altos contenidos de aleantes y son endurecibles al aire y, por lo tanto, son menos susceptibles a distorsiones y fisuración durante el endurecimiento. El alto contenido de cromo y molibdeno de los aceros A y D también contribuye a un alto contenido de carburos y alta resistencia al desgaste. Los aceros para herramientas para propósitos especiales, tipo L, (special-purpose tool steels) en virtud de su bajo contenido de carbono tienen mayores tenacidades que los grados O.

Los aceros para herramientas usados en matrices para moldear plástico, AISI tipo P, (mold steels) se exponen a un desgaste menos severo que aquellos usados para operaciones de trabajado de metales y, por lo tanto, tienen bajo contenido de carbono. Un requerimiento importante es una excelente terminación superficial. Los aceros inoxidables martensíticos tipo 420 también se usan para moldes de plástico cuando la corrosión puede ser un factor limitante en la performance de los aceros P de menor aleación.

Los aceros para herramientas para trabajado en caliente, AISI tipo H, (hot work tool steels) caen dentro de los grupos que tienen Cr, Mo o W como aleantes principales. Los aceros H se usan para forjado en caliente, extrusión y matrices de fundiciones a presión de metales. El contenido medio en carbono y el contenido relativamente alto de aleantes hacen que los aceros tipo H sean endurecibles al aire y resistentes al impacto y al ablandamiento durante repetidas exposiciones a operaciones de trabajado en caliente.

Los aceros para herramientas para altas velocidades de corte (high-speed tool steels) son aceros muy aleados, con W y Mo como los elementos de aleación principales en los grados T y M, respectivamente. Los elementos W, Cr, Mo y V en estos aceros producen muy altas densidades de carburos estables. Como resultado, los aceros para altas velocidades de corte son capaces de retener durezas en temperaturas tan altas como 600°C y se usan ampliamente en aplicaciones de corte y maquinado.

Los aceros maraging se listan también en la Tabla 11.1 y algunas veces se seleccionan como material para herramientas y matrices. Los aceros maraging desarrollan alta resistencia mecánica y dureza por medio de mecanismos muy diferentes a los aceros que dependen de altos contenidos de carbono para la resistencia mecánica. A pesar de su bajo contenido de carbono, el alto contenido de Co y Ni en los aceros maraging asegura la formación de martensita durante el enfriamiento al aire. La martensita obtenida, de bajo carbono y baja resistencia mecánica, es luego endurecida por una fina precipitación de compuestos intermetálicos tales como Ni_3Mo , por envejecimientos alrededor de 480°C. Son los más indicados cuando se requiere ultra alta resistencia mecánica y tenacidad. Cabe destacar que grados nuevos de estos aceros incluyen diseños con formulaciones químicas libres de Co.

Diseño de los aceros aleados para herramientas

El diseño de los aceros aleados para herramientas se basa en gran parte en aceros aleados con elementos fuertes formadores de carburos, como Cr, Mo, W y V. Estos elementos se dividen entre los carburos y la matriz austenítica durante la solidificación, el trabajado en caliente, el recocido y la austenización previa al endurecimiento. Durante el endurecimiento, los carburos aleados formados en la austenita son retenidos y la matriz austenítica transforma a martensita. Posteriormente, hay una partición de los elementos aleantes que ocurre durante el revenido a medida que la austenita retenida transforma y precipitan finos carburos aleados en la martensita revenida. Todos los elementos de la microestructura proveen endurecimiento y resistencia al desgaste: los carburos retenidos, la martensita revenida y los carburos formados durante el revenido.

La Tabla 11.2 muestra los carburos formados por los elementos de transición en los varios grupos de la tabla periódica. Los carburos metálicos de transición tienen muy alta dureza, alto punto de fusión y propiedades eléctricas únicas y se usan generalmente en forma pura. El carburo de tungsteno (CW) es el principal componente de los aceros cementados con carburos para herramientas de corte, y los revestimientos de carburos metálicos de transición y de nitruros se comienzan a usar en gran medida para mejorar la resistencia al desgaste de los aceros para herramientas.

En los aceros, las estructuras cristalinas de los carburos metálicos de transición incorporan átomos de hierro y diversos elementos formadores de carburos. La letra M se

utiliza para designar los componentes atómicos metálicos totales de un carburo. La Tabla 11.3 lista los tipos de carburos, la red cristalina y algunas características de cada uno de éstos de los aceros para herramientas.

Tabla 11. 2- Carburos de metales de transición. La formación de carburos es bastante común entre los elementos de transición excepto para la segunda y tercera fila del grupo VIII (a).

III	IV	V	VI	VII	VIII		
Sc ₂₋₃ C ScC ₂ Sc ₂ C ₃	TiC	V ₂ C VC	Cr ₂₃ C ₆ Cr ₇ C ₃ Cr ₃ C ₂	Mn ₂₃ C ₆ Mn ₃ C Mn ₅ C ₂ Mn ₇ C ₃	Fe ₃ C	Co ₃ C Co ₂ C	Ni ₃ C
Y ₂ C Y ₂ C ₃ YC ₂	ZrC	Nb ₂ C NbC	Mo ₂ C Mo ₃ C ₂ MoC _{1-x}	TcC	Ru	Rh	Pd
LaC ₂	HfC	Ta ₂ C TaC	W ₂ C W ₃ C ₂ WC	ReC	OsC	Ir	Pt

(a) \boxtimes indicates no carbide formation for this element. Source: Ref 24.14

Tabla 11. 3- Características de los carburos de aleantes encontrados en los aceros para herramientas.

Type of carbide	Lattice type	Remarks
M ₃ C	Orthorhombic	This is a carbide of the cementite (Fe ₃ C) type, M, maybe Fe, Mn, Cr with a little W, Mo, V.
M ₇ C ₃	Hexagonal	Mostly found in Cr alloy steels. Resistant to dissolution at higher temperatures. Hard and abrasion resistant. Found as a product of tempering high-speed steels.
M ₂₃ C ₆	Face-centered cubic	Present in high-Cr steels and all high-speed steels. The Cr can be replaced with Fe to yield carbides with W, and Mo.
M ₆ C	Face-centered cubic	Is a W- or Mo-rich carbide. May contain moderate amounts of Cr, V, Co. Present in all high-speed steels. Extremely abrasion resistant.
M ₂ C	Hexagonal	W- or Mo-rich carbide of the W ₂ C type. Appears after temper. Can dissolve a considerable amount of Cr.
MC	Face-centered cubic	V-rich carbide. Resists dissolution. Small amount which does dissolve reprecipitates on secondary hardening.

La resistencia al desgaste de los aceros para herramientas aumenta con el incremento de la fracción en volumen de carburos y con el incremento de sus durezas. Las Fig. 11.1 y 11.2 son dos comparaciones gráficas de las durezas de varios carburos aleados con relación a la dureza de la martensita y la cementita, Fe₃C, el carburo típico encontrado en los aceros al carbono y de baja aleación. Se observa que los carburos metálicos de los elementos de transición alcanzan valores muy altos de dureza y así contribuyen en forma significativa a la resistencia al desgaste de los aceros para herramientas, los cuales están aleados para contener grandes fracciones en volumen de dichos carburos. Por ejemplo, los aceros de alta velocidad de corte contienen tanto como un 30% en volumen de carburos consistentes de una mezcla de MC, M₂₃C₆ y M₆C.

La cantidad y tipos de carburos en un acero para herramienta dependen del contenido de carbono, del contenido de aleantes y de la temperatura. Para predecir las fases carburo que se forman en una dada aleación ternaria, se disponen de secciones verticales e isotérmicas a través de diagramas Fe-X-C. La X representa un metal de transición como por ejemplo, el Cr. Sin embargo, los aceros para herramientas son aleaciones más complejas que las aleaciones ternarias y frecuentemente contienen tres o cuatro elementos aleantes principales como se mostró en la Tabla 11.1. En los aceros más complejos, los carburos se identifican y

cuantifican por una gran variedad de técnicas experimentales como metalografía, difracción de rayos x y microscopía electrónica de barrido con microsonda electrónica o microscopía electrónica de transmisión. Otra forma de caracterizar las fases de los aceros para herramientas se basa en técnicas computacionales que usan funciones termodinámicas para predecir la química de los carburos y de la matriz en sistemas complejos.

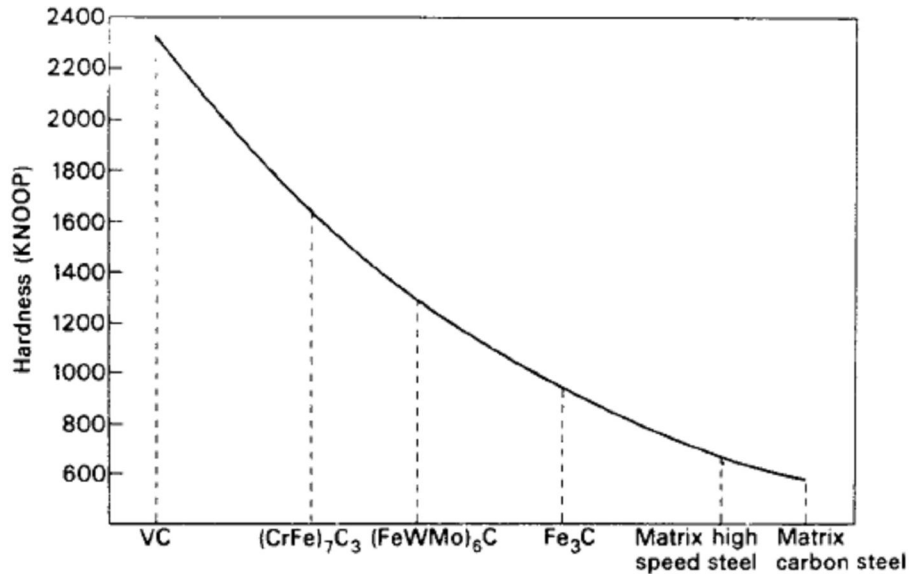


Figura 11. 1- Comparación de los valores de dureza de los carburos aleados, de la cementita y de la matriz de un acero al carbono.

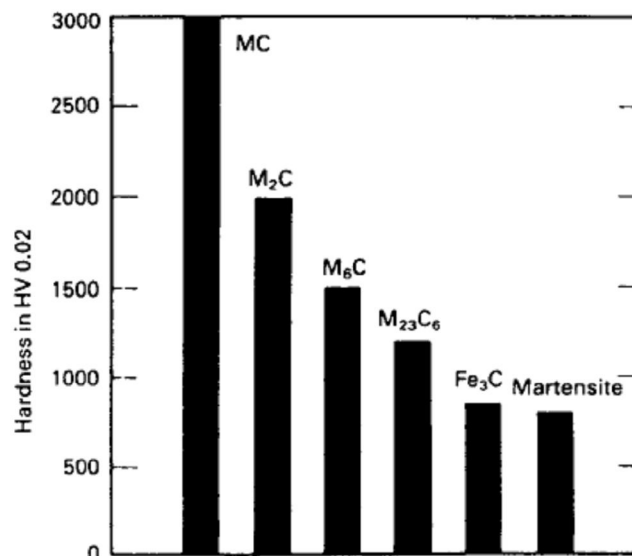


Figura 11. 2- Relación de los valores de dureza de los carburos aleados, de cementita y de martensita en el acero de alta velocidad de corte.

En las Fig. 11.3 y 11.4 se observan ejemplos de secciones isotérmicas y verticales de distintas porciones del sistema Fe-C-Cr. Sobre los diagramas se indican las composiciones de algunos aceros típicos para herramientas y aunque las composiciones están subestimadas con respecto a los contenidos de vanadio y molibdeno, es instructivo relacionar la composición de la aleación con las fases mostradas en el diagrama. La sección isotérmica muestra varios carburos que coexisten con la austenita a 870°C. Cuando el contenido de Cr aumenta, la química y la estructura cristalina de los carburos cambia de M₃C a M₇C₃ a M₂₃C₆ para

acomodar cantidades crecientes de átomos de cromo. Los aceros H-13, A-2 y D-2 contienen carburos M_7C_3 en equilibrio con la austenita a 870°C , y a medida que el contenido de carbono de los aceros aumenta desde H-13 (0.4% C) al D-2 (1.5% C), la cantidad de M_7C_3 también aumenta.

Las secciones verticales (Fig. 11.4) son para aleaciones Fe-Cr-C con contenidos de 5 y 13% Cr. Las composiciones de las fases coexistentes en general caen fuera de la sección vertical pero las secciones muestran rangos de temperaturas sobre los cuales varios tipos de carburos coexisten con la austenita y la ferrita. Esta última información es útil para diseñar esquemas de operaciones de trabajado en caliente y tratamientos térmicos para recocidos y endurecimientos.

Procesado primario de los aceros para herramientas

Las Fig. 11.5 y 11.6 muestran los esquemas del procesado termomecánico y del tratamiento térmico final aplicado a los aceros para herramientas. El procesado comienza con la fusión y solidificación. Los aceros para herramientas se funden en hornos de arco eléctrico o de inducción a partir de chatarra de acero cuidadosamente seleccionada y la adición de aleantes. Para los grados especiales de alta calidad, los lingotes pueden ser sometidos a refusión y solidificación por electroescoria para su refinación. El tamaño de los lingotes por lo general es pequeño para reducir el espaciado del entramado dendrítico y la segregación durante el enfriamiento. Actualmente existen nuevas técnicas de procesado tales como la atomización de acero en finos polvos y su subsecuente compactación. Esto permite obtener microestructuras más homogéneas.

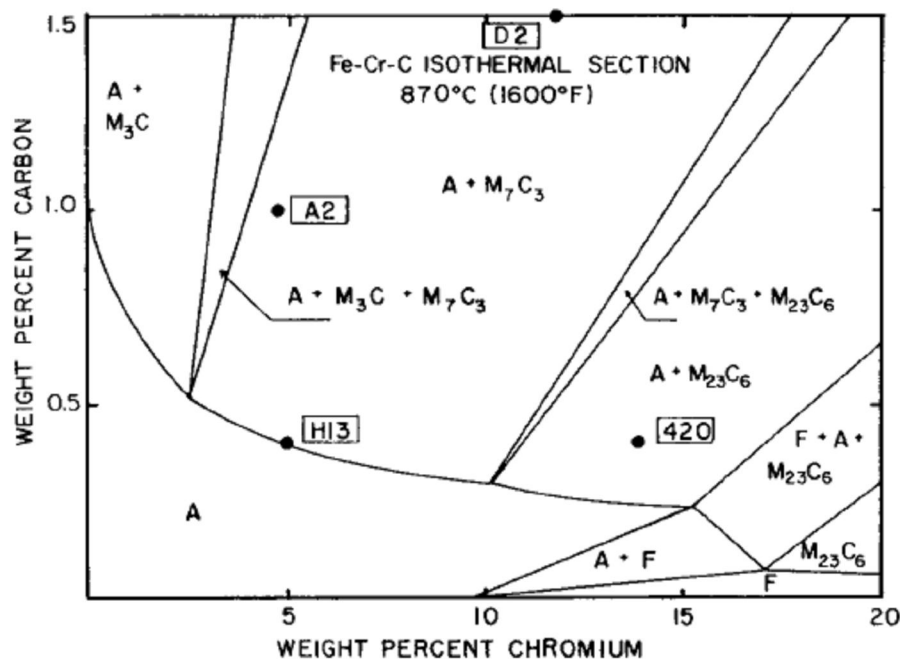


Figura 11. 3- Sección isotérmica de la parte rica en hierro del sistema Fe-Cr-C a 870°C . Las composiciones de las aleaciones indicadas se basan sólo en los contenidos de cromo y carbono pero las aleaciones contienen otros elementos que podrían introducir otras fases.

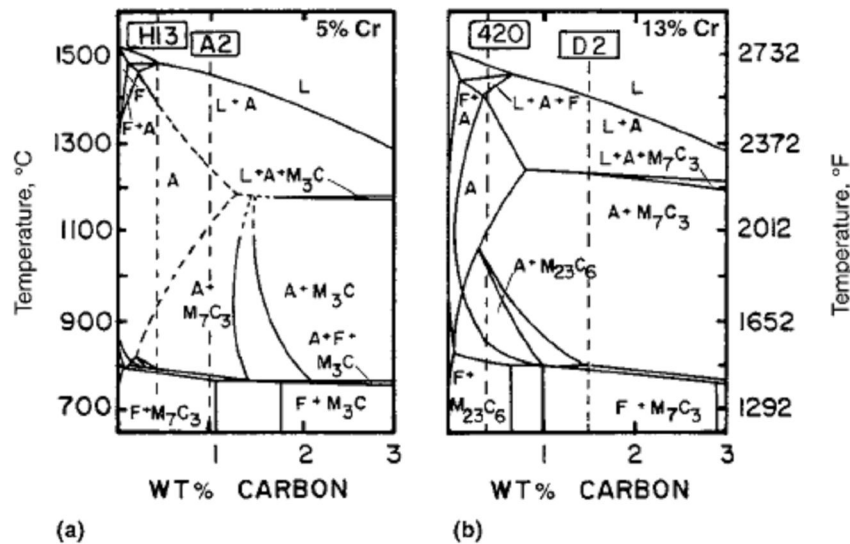


Figura 11. 4- Secciones verticales para (a) 5% Cr y (b) 13% Cr. Las líneas cortadas verticales representan aleaciones basadas sólo en los contenidos de cromo y carbono. Las letras A, F y L designan a la austenita, ferrita y líquido, respectivamente.

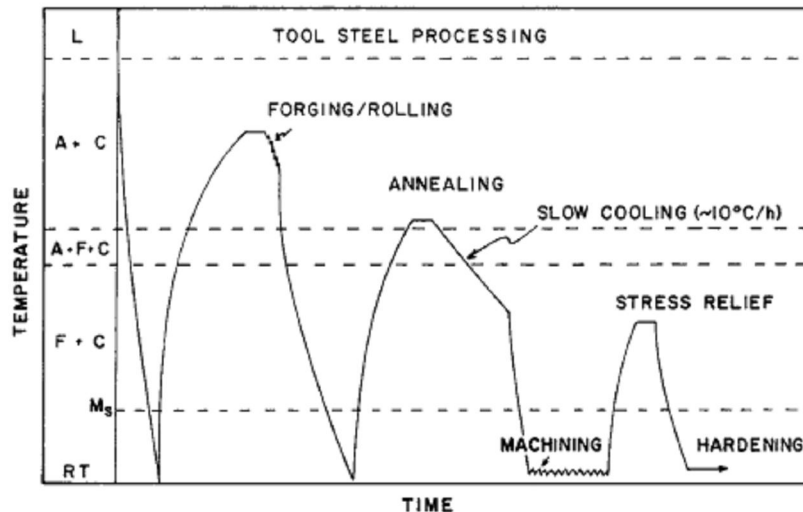


Figura 11. 5- Diagrama esquemático del procesado de los aceros para herramientas hasta el tratamiento térmico de endurecimiento final.

El alto contenido de aleantes de los aceros para herramientas resulta en una significativa segregación y formación de carburos aleados primarios durante la solidificación. Los aceros para herramientas de alta velocidad de corte, en virtud de su alto contenido de aleantes, tienen la secuencia de solidificación más compleja. Las Fig. 11.7 y 11.8 muestran algunas de las características microestructurales desarrolladas durante la solidificación de un acero de alta velocidad de corte M-12. La solidificación comienza con la formación de dendritas primarias de ferrita delta. Tal tipo de dendrita se muestra en el centro de la Fig. 11.7 que es una micrografía de rayos x tomada de una lámina delgada del acero M2. Las áreas claras representan estructuras donde se concentran elementos aleantes con altos coeficientes de absorción. La ferrita delta posteriormente transforma por medio de una transformación eutectoide a un constituyente de austenita y carburos. A la formación de los cristales de ferrita primarios le sigue una reacción de tipo peritética que causa que algo de acero líquido se combine con la ferrita para formar una película de austenita alrededor de los brazos dendríticos. El líquido remanente se enriquece en elementos formadores de carburos y ocurre

entonces la solidificación final por medio de una compleja transformación eutéctica que produce diversas morfologías de carburos y austenita. La Fig. 11.8 muestra ejemplos de morfologías eutécticas del tipo pluma (feathery) (austenita + M_6C + MC), espina de pescado (herringbone) (austenita + M_6) y bloque (blocky) (austenita + MC) en aceros de alta velocidad de corte del tipo M2.

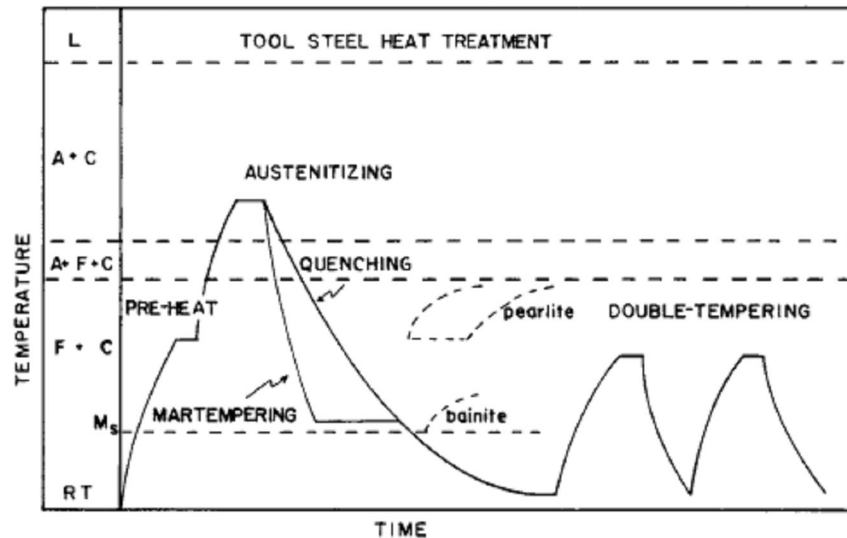


Figura 11. 6- Diagrama esquemático de las etapas del tratamiento térmico de endurecimiento para los aceros para herramientas.

Después de la solidificación del lingote, los aceros para herramientas se mantienen a altas temperaturas y luego son trabajados en caliente por forja, extrusión o laminado en el rango de temperaturas de estabilidad de la austenita o austenita + carburos. El trabajado en caliente no sólo reduce el tamaño de la sección sino que también reduce la segregación producida durante la solidificación. También, en aceros de alta velocidad de corte, el trabajado en caliente rompe las estructuras de carburos interconectados formados por la solidificación eutéctica. Sin embargo, hasta que no se alcanza suficiente homogeneización, los carburos se esferoidizan y alinean en bandas causando anisotropía en la ductilidad en caliente. Los carburos aleados alineados pueden ser sitios preferenciales para la formación de huecos y fisuras. Por lo tanto, los aceros para herramientas muy aleados requieren un trabajado en caliente cuidadoso para prevenir la fisuración.

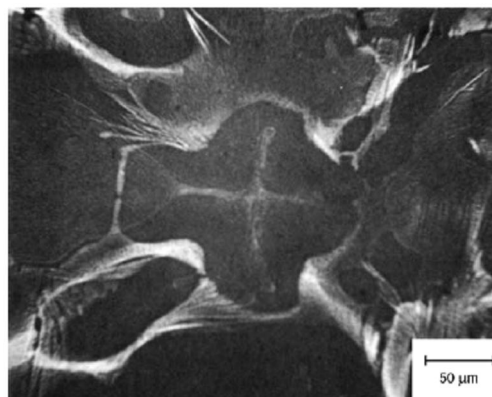


Figura 11. 7- Dendrita primaria con los ejes normales al plano de pulido en un acero M2 de alta velocidad de corte. Microradiografía. Las áreas oscuras se deben a la exposición de la película de rayos x a la radiación transmitida y las áreas blancas son estructuras de mayor absorción.

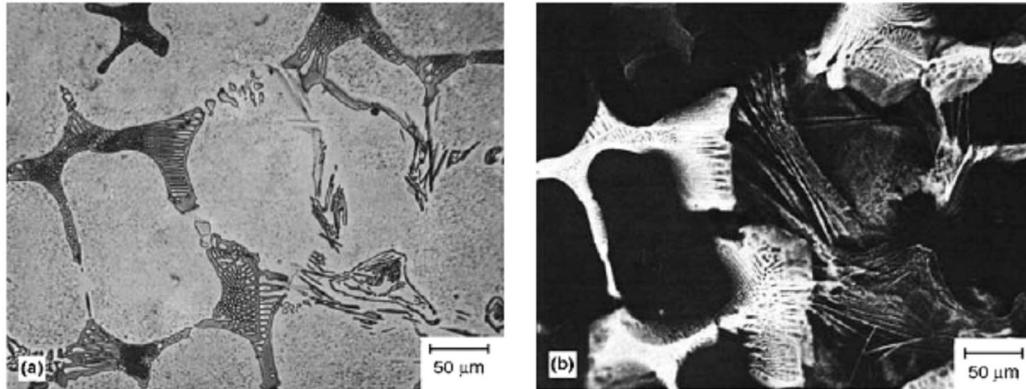


Figura 11. 8- Morfologías eutécticas en el acero M2 de alta velocidad de corte. (a) Micrografía óptica. (b) Microradiografía de la misma área.

Recocido de los aceros para herramientas

Después del trabajado en caliente, las barras o placas de los aceros para herramientas se maquinan para obtener herramientas y matrices de las formas requeridas. El recocido (Fig. 11.5) es necesario para llevar a las microestructuras del trabajado en caliente a una condición apropiada para el maquinado y el posterior endurecimiento.

El objetivo de los tratamientos de recocido de los aceros para herramientas es producir una microestructura consistente de carburos esferoidizados uniformemente distribuidos en una matriz de ferrita. Tal microestructura tiene baja dureza que resulta útil para el maquinado y reduce el desgaste en las herramientas de corte. El recocido también afina la estructura de granos gruesos que pudieron haberse formado durante el trabajado a alta temperatura, elimina las estructuras duras de martensita o perlita que se pudieron haber formado durante el enfriamiento después del trabajado en caliente y homogeniza los efectos de deformaciones no uniformes que pueden desarrollarse durante el trabajado en caliente de secciones gruesas o complejas.

La Fig. 11.9 muestra la microestructura de recocido de un acero D2. El alto contenido de aleantes de este acero causa dos tipos de distribuciones de carburos. Las partículas gruesas son carburos tipo M_7C_3 que se forman durante la fusión y son dispersados durante el trabajado en caliente. Las partículas más finas y esferoidizadas son el resultado de la precipitación secundaria a bajas temperaturas o debido a transformaciones de fase. Los aceros para herramientas con menores contenidos de aleantes que la aleación D2 tendrán sólo finos carburos esferoidizados y en menor cantidad.

El recocido se efectúa por calentamiento justo a la temperatura donde toda la ferrita transforma a austenita. Las partículas de carburos quedan retenidas y esferoidizadas y la austenita transforma a ferrita y carburos esferoidizados adicionales durante el enfriamiento. Si el recocido se lleva a cabo a muy altas temperaturas, los carburos aleados se disuelven y la austenita enriquecida puede formar carburos en borde de grano austeníticos o transformar a perlita o martensita durante el enfriamiento, produciendo microestructuras demasiado duras para maquinado. De manera similar, la alta templeabilidad de los aceros para herramientas hace esencial que el enfriamiento desde las temperaturas de recocido sea lento para asegurar que la austenita transforme a microestructuras dúctiles de ferrita y carburos esferoidizados en vez de perlita o martensita.

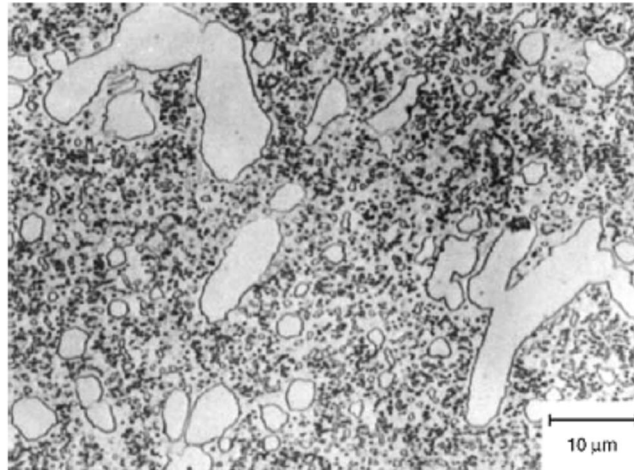


Figura 11. 9- Microestructura del acero para herramientas D2 recocido. Micrografía óptica.

Relevado de tensiones de los aceros para herramientas

Las tensiones residuales pueden introducirse dentro de un acero para herramientas por la deformación plástica que acompaña la remoción de metal durante las operaciones de maquinado. Las tensiones residuales pueden causar distorsiones durante el calentamiento y endurecimiento y, por lo tanto, deben removerse por un tratamiento subcrítico a baja temperatura (Fig. 11.5). El tratamiento se realiza típicamente a 650°C, donde la ferrita y los carburos son estables. Los carburos no resultan afectados por el relevado de tensiones pero la alta densidad de dislocaciones en la ferrita deformada por el maquinado se reduce por recuperación o se elimina por la recrystalización de la ferrita.

Las secciones gruesas deben enfriarse suavemente desde 650°C hasta al menos 300°C después del relevado de tensiones. Esta precaución reduce gradientes de temperatura entre la superficie y el centro de secciones gruesas y, por lo tanto, evita el desarrollo de nuevas tensiones residuales.

Endurecimiento de los aceros para herramientas

El procesado final de los aceros para herramientas consiste de un tratamiento térmico para producir la dureza requerida y otras propiedades para una dada aplicación. La Fig. 11.6 muestra que el endurecimiento final consiste de un número de pasos que incluyen precalentamiento, austenización, enfriamiento o temple y revenido. El objetivo de esta secuencia es muchas veces producir martensita revenida. Algunas veces se realiza un martempering para igualar la temperatura previa a la formación de martensita, o un austempering para obtener bainita inferior; ambos se realizan por mantenimiento a temperaturas por arriba de M_s .

Precalentamiento y Austenización

Los aceros para herramientas muy aleados, debido a sus altas durezas y complejas microestructuras aún en el estado de recocido y relevado de tensiones, son susceptibles a distorsiones y fisuración durante el calentamiento si se desarrollan gradientes de temperatura a través de la sección. Tales gradientes causan expansión por el calentamiento y contracción debido a la formación de austenita, que ocurre en diferentes lugares. Los gradientes térmicos en volumen crean tensiones que algunas veces son lo suficientemente altas como para causar

fisuración, especialmente en aceros para herramientas con baja ductilidad y baja resistencia a la fractura. Por estas razones, se aplica un precalentamiento a los aceros para herramientas para establecer un equilibrio térmico previo al calentamiento a la temperatura final de austenización.

La austenización es un paso muy crítico en el endurecimiento de un acero para herramienta. En este paso ocurre la partición final de los elementos aleantes entre la matriz austenítica (la cual transformará a martensita) y los carburos retenidos. Esta partición fija la química, la fracción en volumen y la dispersión de los carburos retenidos. Los carburos aleados retenidos no sólo contribuyen a la resistencia al desgaste sino que también controlan el tamaño de grano austenítico. Cuanto más finos sean los carburos y mayor sea su fracción en volumen mejor se controlará el crecimiento de grano austenítico. Así, si la austenización se lleva a cabo a una temperatura muy alta, puede ocurrir un crecimiento de grano no deseado a medida que los carburos se engrosan o se disuelven en la austenita. Un caso especial de engrosamiento de grano ocurre con el re-endurecimiento de los aceros para herramientas de alta velocidad de corte. Se comprobó que el crecimiento discontinuo de grano que conduce a una fractura intergranular de grano grueso se debe a la disolución de los finos carburos formados desde las microestructuras bainíticas o martensíticas durante una segunda austenización. No obstante, el engrosamiento discontinuo no ocurre en los aceros para herramientas de alta velocidad de corte con microestructuras de ferrita y carburos esferoidizados.

Los elementos aleantes no retenidos en los carburos aleados, están en solución en la austenita. De esta manera, los carburos aleados proveen un importante mecanismo por medio del cual se fija la composición de la austenita. La composición de ésta luego determina la templabilidad, la temperatura M_s , el contenido de austenita retenida y el potencial de endurecimiento secundario de un acero para herramienta.

La Fig. 11.10 muestra el efecto del incremento de las temperaturas de austenización sobre la dureza de un acero para herramienta A2, en el estado templado, templado + enfriamiento subcero y revenido. La mayor dureza en la condición de templado se produce con la austenización a 950°C , la temperatura de austenización recomendada para el acero A2. En esta condición y después del temple, el contenido de austenita retenida está finamente disperso y en un mínimo y, por lo tanto, el enfriamiento subcero tiene poco efecto sobre la dureza. Con mayores temperaturas de austenización, entran en solución mayor cantidad de elementos aleantes, así M_s disminuye y habrá mayor cantidad de austenita retenida a la temperatura ambiente. Como resultado, la dureza en la condición templada a temperatura ambiente disminuye, y el enfriamiento subcero tiene un efecto mayor cuando la mayoría de la gran fracción en volumen de la austenita retenida transforma a martensita en el enfriamiento subcero. La Fig. 11.10 muestra que un revenido en combinación con la transformación de la austenita retenida y endurecimiento secundario, también puede aumentar la dureza de las estructuras de temple con grandes cantidades de austenita retenida. Un efecto perjudicial que no se muestra es el del aumento del tamaño de grano austenítico que se desarrolla a medida que se disuelve mayor cantidad de carburos a las mayores temperaturas de austenizado.

Templabilidad y formación de martensita

La templabilidad de la mayoría de los aceros para herramientas es alta. Por lo tanto, el enfriamiento al aire o el temple en aceite (dependiendo de la composición de la aleación, las condiciones de austenizado y el tamaño de la sección) es suficiente para producir las microestructuras y propiedades requeridas con mínimas distorsiones y fisuras por temple. Comparados con los aceros de medio carbono y baja aleación, en los aceros para herramientas (de alto carbono) la austenización y el contenido de carburos retenidos ejercen

un mayor efecto sobre la templabilidad. Por ejemplo, las altas temperaturas de austenización disminuyen el contenido de carburos aleados, incrementan el contenido de aleantes en la matriz austenítica y consecuentemente incrementan la templabilidad con respecto a las bajas temperaturas de austenización aplicadas a los mismos aceros. Por lo tanto, los efectos de los elementos aleantes sobre la templabilidad en los aceros de alto contenido de carbono pueden ser bastante diferentes dependiendo de las condiciones de austenización.

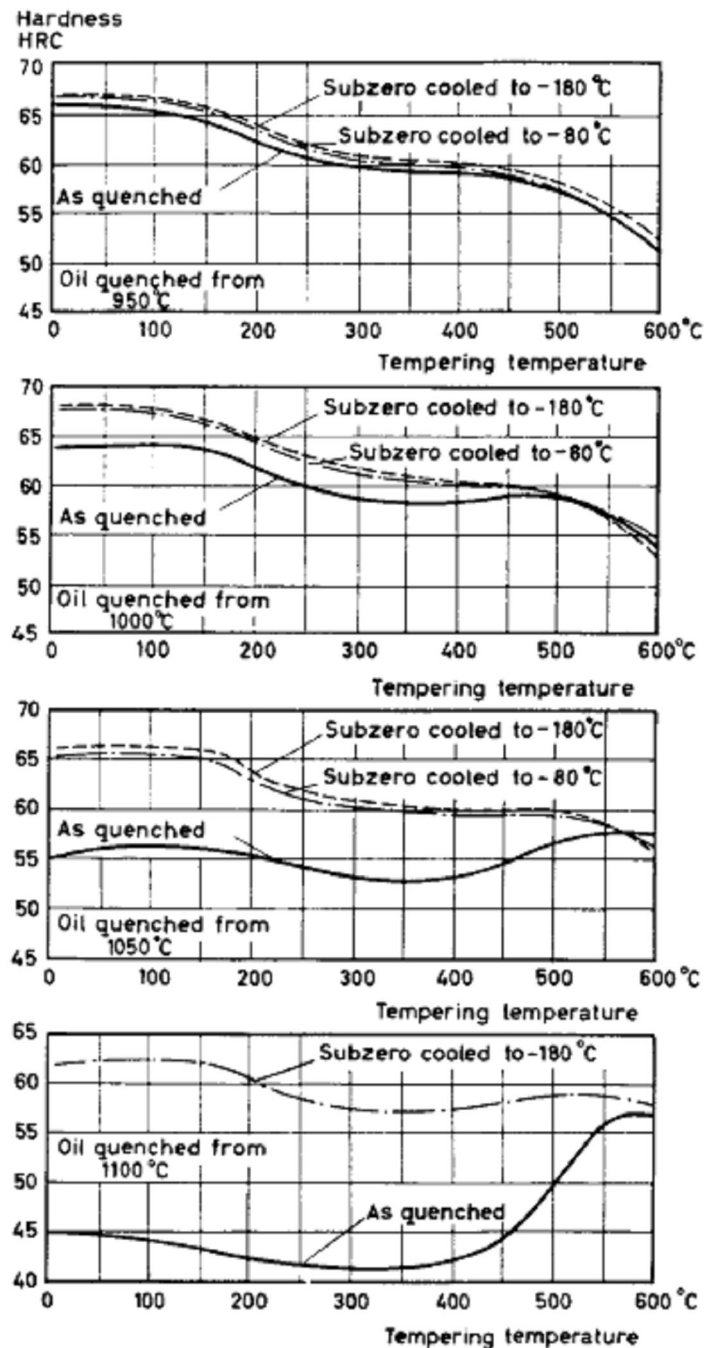


Figura 11. 10- Influencia de las temperaturas de austenizado y revenido en la dureza del acero para herramienta A2.

En los aceros para herramientas, la martensita se forma cuando las condiciones de enfriamiento y la templabilidad son suficientes para prevenir las transformaciones controladas

por difusión que producirían carburos proeutectoides, perlita y bainita. La composición de la matriz austenítica determina la morfología de la microestructura martensítica. La Fig. 11.11 muestra láminas de martensita formadas en un acero H-13, y en la Fig. 11.12 se muestran placas de martensita formadas en un acero A-2. En ambas microestructuras están presentes carburos retenidos y austenita retenida, pero en mucha menor extensión en el acero H-13. La austenita retenida está presente en finas láminas entre los listones de martensita del acero H-13 y como regiones triangulares entre placas no paralelas del acero A-2. Aunque hay muchas variantes cristalográficas de las láminas o las placas de martensita formadas en un grano austenítico dado, toda la austenita retenida en un grano austenítico dado tiene la misma orientación a pesar de su apariencia dispersa dentro de la martensita. La austenita retenida después del temple, puede transformar a martensita por medio de un enfriamiento subcero, o más comúnmente, transformar a ferrita y carburos durante un revenido a alta temperatura.

Formación de carburos en borde de grano

Los aceros para herramientas son susceptibles de formar carburos en borde de grano durante los temple en aceite o los enfriamientos al aire relativamente lentos para el endurecimiento. La Fig. 11.13 muestra esquemáticamente los efectos de tres velocidades de enfriamiento sobre la transformación de un acero para herramienta típico. La alta templeabilidad de los aceros para herramientas efectivamente suprime la formación de perlita a todas las velocidades de enfriamiento. Lo mismo ocurre con la bainita excepto en secciones gruesas que enfrían más despacio. No obstante, lo que resulta difícil de suprimir es la formación de pequeñas cantidades de carburos en los bordes de grano austeníticos. Esto se muestra por la intersección de las dos curvas de enfriamiento de menores velocidades con la curva C_1 de los carburos. Las pequeñas cantidades de carburos no afectan significativamente la dureza pero pueden disminuir la resistencia a la fractura del acero conduciendo a fisuras por temple, a fracturas intergranulares de los aceros para herramientas sobrecalentados o a la reducción de la performance durante el trabajado en caliente (como el acero H-13).

La segregación de P en borde de grano austenítico durante la austenización para temple, contribuye a los problemas de fractura en estos aceros de alto carbono. La combinación del fósforo segregado y el alto contenido de carbono, conducen a la formación de cementita alotrópica en borde de grano aun durante el temple en aceite, y el fósforo y los carburos disminuyen la resistencia a la fractura en los bordes de grano de la austenita primaria. Como consecuencia, si el temple o las tensiones de servicio son lo suficientemente altas, ocurren fallas por fisuración intergranular, especialmente en aceros de tamaño de grano austenítico grueso. La susceptibilidad a la fractura por borde de grano se minimiza manteniendo las temperaturas de austenización recomendadas, que en la mayoría de los aceros para herramientas de alto contenido de carbono se diseñan para producir finos granos austeníticos. En las últimas microestructuras, cuando son endurecidas y revenidas a bajas temperaturas, las fracturas serán por corte o de tipo dúctil transgranulares asociadas con la formación de microhuecos alrededor de las partículas de carburos retenidas.

Revenido de los aceros para herramientas

El revenido es el tratamiento final aplicado a los aceros para herramientas (Fig. 11.6). Como es conocido, el revenido se realiza para mejorar la tenacidad de un acero después del temple o enfriamiento. En los aceros para herramientas es muy importante la posible ocurrencia de endurecimiento secundario o precipitación de carburos aleados durante las altas temperaturas de revenido. Además, se aplica un doble o triple revenido para asegurar que la

tenacidad mejore después de los cambios microestructurales inducidos por el primer revenido.

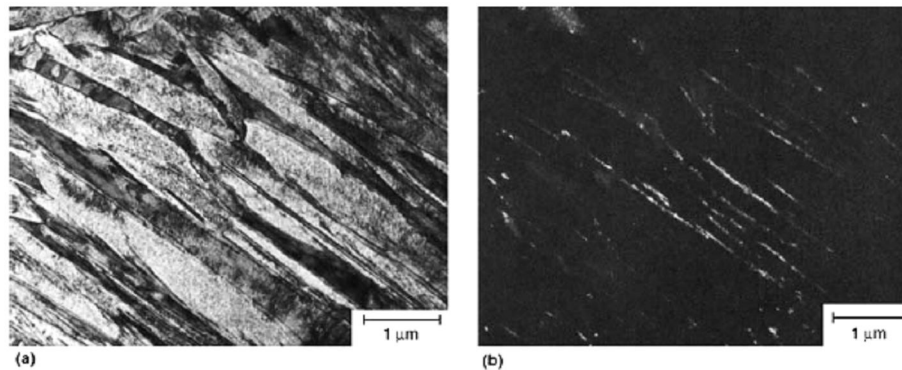


Figura 11. 11- Martensita en láminas formada en el acero para herramienta H-13. (a) Imagen de campo claro. (b) Imagen de campo oscuro de la misma área iluminando la austenita retenida interlaminar. Micrografías electrónicas de transmisión.

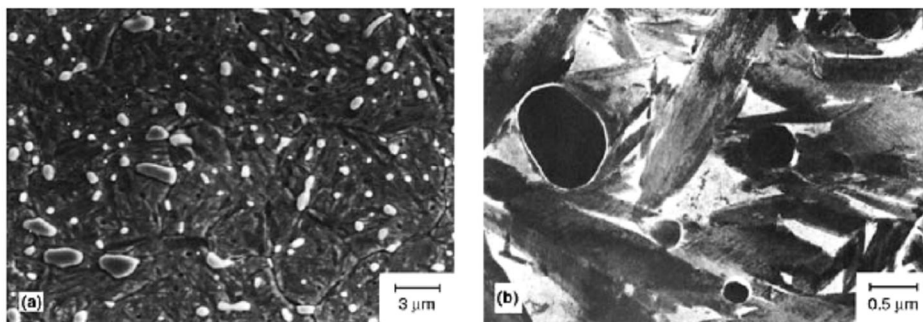


Figura 11. 12- Carburos retenidos y martensita en placas formadas en el acero para herramienta A2. (a) Micrografía electrónica de barrido. (b) Micrografía electrónica de transmisión mostrando la martensita, los carburos retenidos y la austenita retenida.

Las Fig. 11.14, 11.15 y 11.16 muestran ejemplos de la variación de la dureza con las temperaturas de revenido para los aceros A-2, H-13 y varios aceros de alta velocidad de corte, respectivamente. Las curvas para el acero A-2 y H-13 se basan en un doble revenido, mientras que para el acero de alta velocidad de corte, el tratamiento es de triple revenido. Cada tratamiento se realizó al menos durante 2 h. El pico de dureza asociado con endurecimiento secundario alrededor de los 500°C, aumenta con el incremento del contenido de aleantes y depende del balance del contenido de carburos retenidos, de la austenita retenida y de la composición de la martensita en la condición de temple. En los aceros A-2 y H-13, la martensita de mayor contenido de carbono compensa los efectos del aumento del contenido de austenita retenida en la dureza en las probetas austenizadas a las temperaturas más altas.

La formación de carburos aleados durante el revenido requiere de la difusión de los elementos formadores de carburos. Éstos, en su mayoría difunden sustitucionalmente a través de la red cúbica centrada en el cuerpo de la martensita revenida, un proceso caracterizado por bajos coeficientes de difusión. Como consecuencia, las distancias de difusión efectiva se hacen muy cortas, conduciendo a precipitados de carburos aleados muy finos y cercanos entre sí. La misma difusión lenta también retarda los procesos de engrosamiento de los carburos durante el servicio a alta temperatura. Esto hace a los aceros para herramientas resistentes al ablandamiento durante la forja en caliente y durante el maquinado a altas velocidades de corte.

Como se discutió en otros capítulos, a bajas temperaturas de revenido se forman los carburos de hierro de transición y la cementita (M_3C). A mayores temperaturas de revenido, debido al aumento de la difusividad de los elementos aleantes, precipitan los carburos de

aleantes. En una revisión sobre la formación de carburos aleados en el revenido se mostró que muchos de los carburos aleados se forman como finos discos o agujas en planos de hábito preferenciales dentro de las láminas o placas de la martensita revenida. La Fig. 11.17 muestra finos precipitados formados en una lámina de martensita revenida en el acero H-13 revenido a 550°C.

La cristalografía y composición de los carburos aleados que se forman durante el revenido son muy sensibles a los elementos de aleación específicos presentes. En los aceros para herramientas que contienen cromo, la secuencia de precipitación con el revenido puede ser M_3C luego M_7C_3 , seguido por $M_{23}C_6$, mientras que en aceros para herramientas ricos en molibdeno la secuencia puede ser M_3C seguido de M_2C y luego M_6C . Los carburos binarios, es decir, aquellos formados entre un solo elemento y el carbono, engrosan fácilmente durante el revenido o el servicio a altas temperaturas. Los carburos compuestos por múltiples elementos de aleación engrosan a menores velocidades. La aleación múltiple puede también cambiar la secuencia de precipitación de carburos recién mencionada. Por ejemplo, $M_{23}C_6$ puede formarse luego de M_2C y antes de M_6C en aceros con relaciones de cromo y molibdeno a carbono grandes.

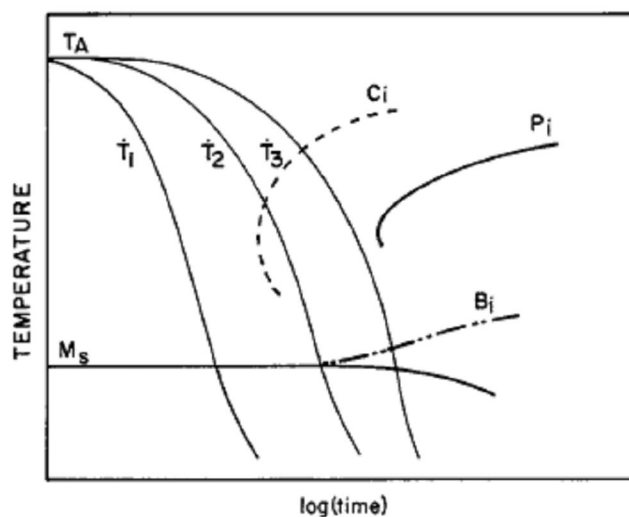


Figura 11. 13- Diagrama de enfriamiento continuo esquemático para un acero para herramienta típico. Las velocidades de enfriamiento en orden decreciente están representadas por T1, T2 y T3, y C1, P1 y B1 representan el inicio de la formación de carburos, de perlita y de bainita, respectivamente.

Transformación de la austenita retenida y doble revenido en los aceros para herramientas

La austenita retenida transforma a ferrita y cementita durante el revenido. En aceros de baja aleación la transformación es entre 200 y 300°C. Sin embargo, la austenita en los aceros para herramientas muy aleados es mucho más estable y no transforma completamente hasta que se alcanzan temperaturas que exceden los 500°C como se muestra en las Fig. 11.14 y 11.15. La Fig. 11.18 muestra carburos interlaminares que se formaron en el acero H-13 revenido a 600°C. Los carburos son bastante planos y gruesos y una distribución de carburos similar puede ser la responsable de la caída en la tenacidad al impacto observada en los aceros H-13 revenidos entre 475 y 535°C. El doble revenido tenderá a esferoidizar y disminuir el efecto perjudicial de los carburos interlaminares formados por la transformación de la austenita retenida. También se cree que el revenido doble es capaz de revenir cualquier martensita que se haya formado por la transformación de la austenita retenida durante el enfriamiento luego del primer tratamiento de revenido.

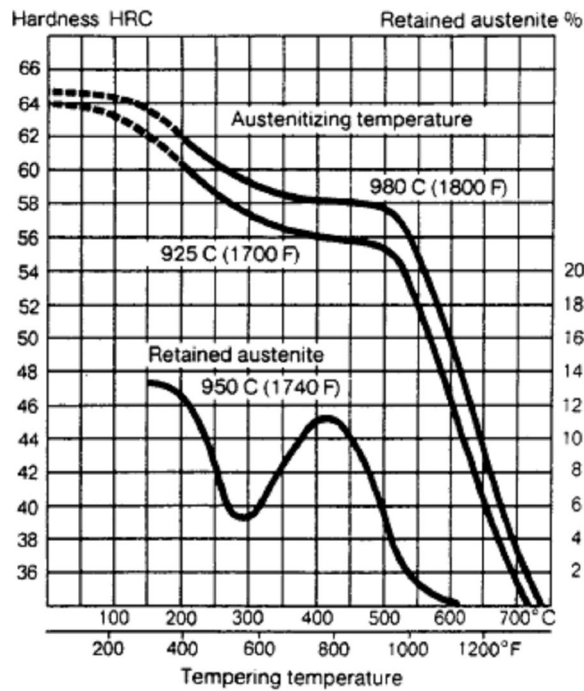


Figura 11. 14- Dureza y austenita retenida en función de la temperatura de revenido en el acero A2.

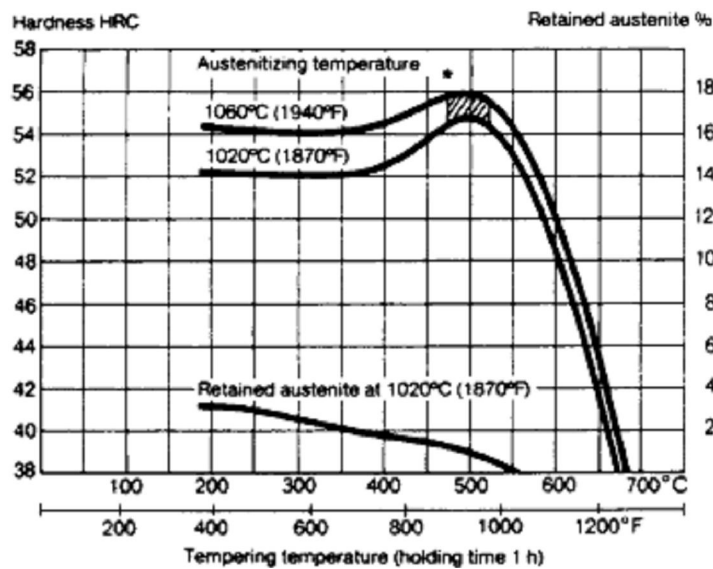


Figura 11. 15- Dureza y austenita retenida en función de la temperatura de revenido en el acero H13.

Aceros para herramientas pulvimetalúrgicos

La pulvimetalurgia (P/M) se convirtió en un proceso muy importante en la producción de aceros para herramientas de alta performance. Las piezas disponibles son lingotes y barras en condición compacta o de trabajado en caliente, partes semiterminadas y *near-net shapes* (piezas que no requieren mecanizado posterior). El proceso P/M se usa principalmente para la producción de aceros para herramientas de alta velocidad de corte superiores aunque también se está aplicando para la producción de estos aceros para trabajado en frío y en caliente mejorados.

Para la mayoría de las aplicaciones, los aceros para herramientas P/M ofrecen marcadas ventajas sobre los convencionales. Como resultado de la segregación del lingote, los aceros

para herramientas convencionales en general contienen una microestructura gruesa e inhomogénea acompañada por bajas propiedades transversales y problemas en el control del tamaño y la dureza durante los tratamientos térmicos. La rápida solidificación de los polvos atomizados (atomized powder) utilizados en P/M para aceros para herramientas elimina esa segregación y produce una microestructura muy fina con una distribución uniforme de carburos e inclusiones no-metálicas.

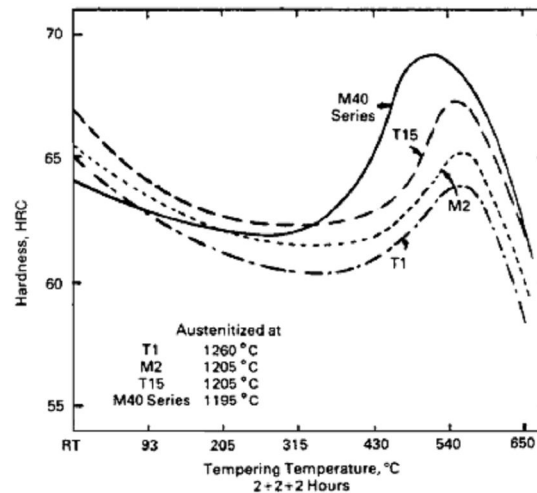


Figura 11. 16- Dureza en función de la temperatura de revenido para varios aceros para herramientas de alta velocidad de corte.

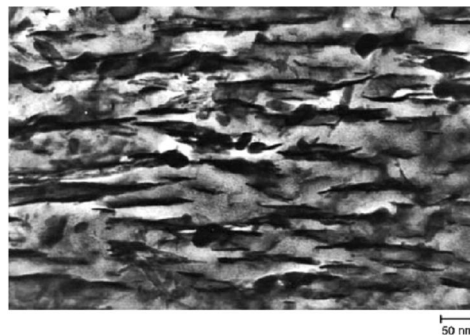


Figura 11. 17- Carburos aleados en martensita en láminas en el acero H13 revenido durante 100 h a 550°C. Micrografía electrónica de transmisión.

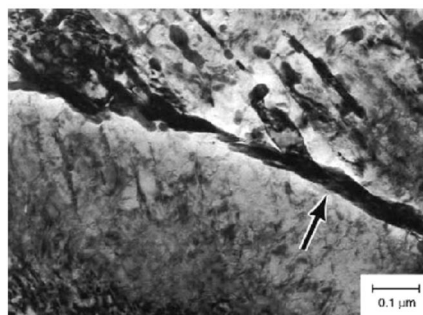


Figura 11. 18- Carburos interlaminares (flecha) formados en el acero H13 revenido a 600°C durante 2 h. Micrografía electrónica de transmisión.

Para los aceros para herramientas de alta velocidad de corte se mejoraron varias propiedades importantes mediante el procesado con P/M, en particular, la maquinabilidad, la capacidad para pulirlo (grindability), el control dimensional durante los tratamientos térmicos y la

capacidad de corte bajo condiciones difíciles donde es esencial una alta tenacidad de corte (high edge toughness). Varias de estas ventajas también se aplican para estos aceros para trabajado en frío y en caliente, los cuales comparados con los convencionales, ofrecen mejor tenacidad y ductilidad para las herramientas para trabajado en frío y mejor resistencia a la fatiga térmica y tenacidad para las herramientas para trabajado en caliente.

La flexibilidad que presenta el proceso P/M para modificar los elementos de aleación permitió la producción de nuevos aceros para herramientas que no pueden producirse por procesos convencionales de lingote debido a los problemas relacionados con la segregación. Ejemplos de este desarrollo son los aceros para herramientas superaleados tales como CPM Rex 20, CPM Rex 76 y ASP 60 y los de alta resistencia al desgaste para trabajado en frío tales como CPM 9V y CPM 10V.

Aceros para herramientas de alta velocidad de corte P/M

Hay una gran variedad de aceros para herramientas de alta velocidad de corte P/M (Tabla 11.4). El proceso de P/M se aplica principalmente a los aceros estándar AISI tipo M que se producen normalmente mediante métodos convencionales pero que poseen tenacidad y grindability superiores cuando es mediante P/M. Los grados muy resulfurizados como M2HCHS y M3HCHS ofrecen maquinabilidad mejorada cuando se producen mediante P/M. Otros grados que son muy difíciles de producir mediante métodos convencionales se producen fácilmente mediante P/M con un mejoramiento en las propiedades. Aun otros, tales como CPM Rex 20, CPM Rex 76 y ASP 60, representan aceros para super-altas velocidades de corte que son muy difíciles de producir mediante métodos convencionales sino sólo mediante P/M.

Tabla 14. 4- Composiciones de aceros para herramientas P/M comerciales.

Trade name	AISI designation	Constituent elements, %								Hardness, HRC
		C	Cr	W	Mo	V	Co	S	Other	
High-speed tool steels(a)										
ASP 23	M3	1.28	4.20	6.40	5.00	3.10	65-67
ASP 30	...	1.28	4.20	6.40	5.00	3.10	8.5	66-68
ASP 60	...	2.30	4.00	6.50	7.00	6.50	10.50	67-69
CPM Rex M2HCHS	M2	1.00	4.15	6.40	5.00	2.00	...	0.27	...	64-66
CPM Rex M3HCHS	M3	1.30	4.00	6.25	5.00	3.00	...	0.27	...	65-67
CPM Rex M4	M4	1.35	4.25	5.75	4.50	4.00	...	0.06	...	64-66
CPM Rex M4HS	M4	1.35	4.25	5.75	4.50	4.00	...	0.22	...	64-66
CPM Rex M35HCHS	M35	1.00	4.15	6.00	5.00	2.00	5.0	0.27	...	65-67
CPM Rex M42	M42	1.10	3.75	1.50	9.50	1.15	8.0	66-68
CPM Rex 45	...	1.30	4.00	6.25	5.00	3.00	8.25	0.03	...	66-68
CPM Rex 45HS	...	1.30	4.00	6.25	5.00	3.00	8.25	0.22	...	66-68
CPM Rex 20	M62	1.30	3.75	6.25	10.50	2.00	66-68
CPM Rex 25	M61	1.80	4.00	12.50	6.50	5.00	67-69
CPM Rex T15	T15	1.55	4.00	12.25	...	5.00	5.0	0.06	...	65-67
CPM Rex T15HS	T15	1.55	4.00	12.25	...	5.00	5.0	0.22	...	65-67
CPM Rex 76	M48	1.50	3.75	10.0	5.25	3.10	9.00	0.06	...	67-69
CPM Rex 76HS	M48	1.50	3.75	10.0	5.25	3.10	9.00	0.22	...	67-69
HAP 10	...	1.35	5.0	3.0	6.0	3.8	64-66
HAP 40	...	1.30	4.0	6.0	5.0	3.0	8.0
HAP 50	...	1.50	4.0	8.0	6.0	4.0	8.0
HAP 60	...	2.00	4.0	10.0	4.0	7.0	12.0
HAP 70	...	2.00	4.0	12.0	10.0	4.5	12.0
KHA 33N	...	0.95	4.0	6.0	6.0	3.5	0.60N	65-66
Cold-work tool steels										
CPM 9V	...	1.78	5.25	...	1.30	9.00	...	0.03	...	53-55
CPM 10V	All	2.45	5.25	...	1.30	9.75	...	0.07	...	60-62
CPM 440V	...	2.15	17.50	...	0.50	5.75	57-59
Vanadis 4	...	1.50	8.00	...	1.50	4.00	59-63
Hot-work tool steels										
CPM H13	H13	0.40	5.00	...	1.30	1.05	42-48
CPM H19	H19	0.40	4.25	4.25	0.40	2.10	4.25	44-52
CPM H19V	...	0.80	4.25	4.25	0.40	4.00	4.25	44-56

(a) HCHS, high carbon, high sulfur; HS, high sulfur

Una característica distintiva de los aceros para herramientas de alta velocidad de corte P/M es la distribución uniforme y el pequeño tamaño de los carburos primarios. También ocurre con las inclusiones de sulfuros de los grados resulfurizados. En la Fig. 11.19 se muestran las secciones longitudinales de M 35 P/M y convencional con 0.22 y 0.10% S, respectivamente. La capacidad de resulfurizar hasta niveles muy altos sin efectos perjudiciales en la

trabajabilidad en caliente o la tenacidad es una de las ventajas distintivas del procesado mediante P/M. En la Fig. 11.20 se muestra la distribución de los carburos primarios en T15 producido por P/M y de manera convencional que consisten en una combinación de carburos tipo MC rico en V y M_6C rico en W.

La mayoría de los carburos en aceros para herramientas de alta velocidad de corte CPM son menores a $3 \mu\text{m}$ mientras que los de los productos convencionales cubren todo el rango de tamaños hasta $34 \mu\text{m}$ con un tamaño medio de $6 \mu\text{m}$. En la Fig. 11.21 se muestran las microestructuras de procesado CPM y convencional.

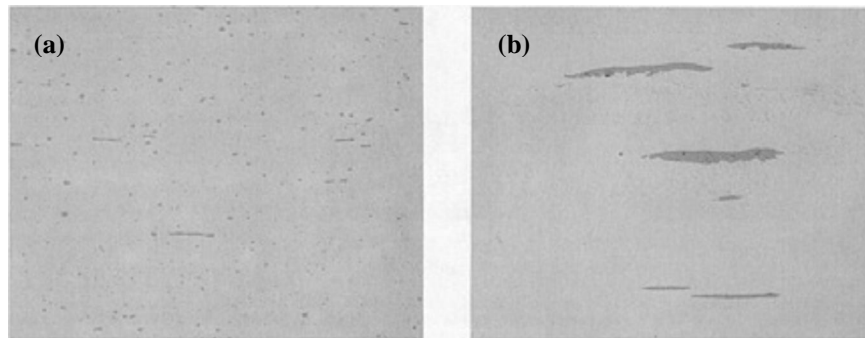


Fig. 14. 19- Distribuciones típicas de la sección longitudinal de un acero para herramienta de alta velocidad de corte (a) P/M 0.22% S. (b) Convencional 0.10% S.

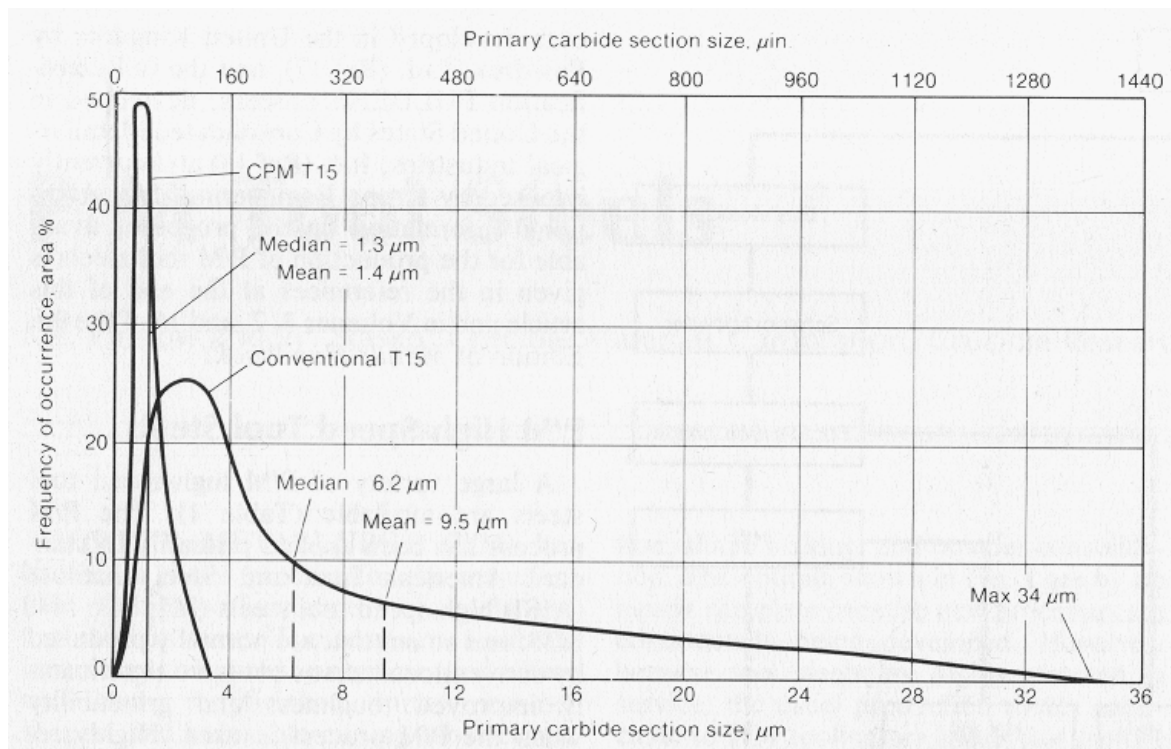


Figura 14. 20- Distribución de tamaños de carburos primarios en el acero para herramienta de alta velocidad de corte T15 por P/M y de manera convencional.

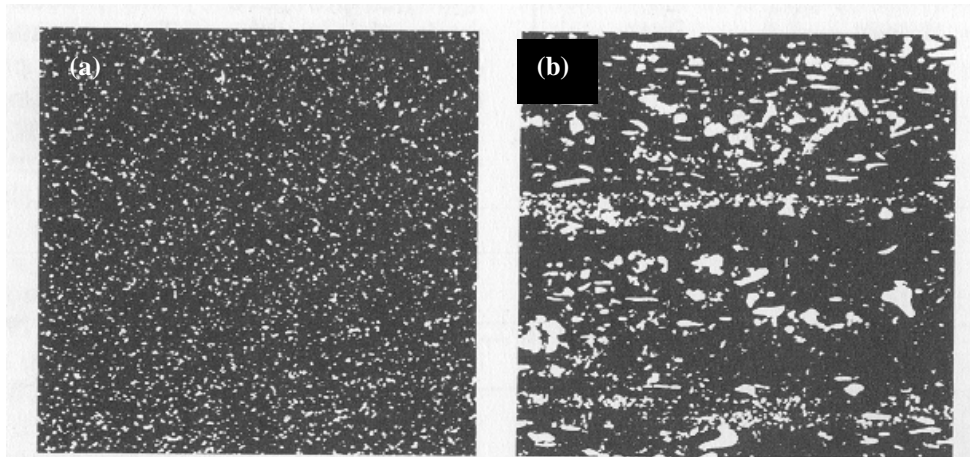


Figura 11. 21- Microestructura de aceros para herramientas de alta velocidad de corte. (a) CPM T15. (b) T15 convencional.

Tratamientos térmicos

Para los aceros para herramientas P/M se utilizan los mismos tratamientos térmicos que en los convencionales pero tienden a responder más rápidamente y con mejor previsibilidad debido a su microestructura más uniforme y menor tamaño de carburos. Los tratamientos térmicos básicos incluyen pre-calentamiento, austenizado, temple y revenido. Sin embargo, las temperaturas óptimas de los mismos pueden variar aun cuando la composición química sea idéntica.

Los aceros para herramientas de alta velocidad de corte P/M difieren significativamente de los procesados convencionalmente. Los cambios dimensionales son más uniformes en todas las direcciones y como los P/M no tienen segregación, las variaciones dimensionales son pequeñas durante el endurecimiento. Con los aceros P/M la fisuración y la variación de dureza se minimizan debido a su estructura uniforme de grano fino.

Manufactura

La maquinabilidad y la *grindability* de los aceros para herramientas de alta velocidad de corte son factores importantes que afectan la selección y el costo de una pieza terminada. En general, la maquinabilidad de estos aceros en la condición de recocido es comparable o, en muchos casos, superior a los convencionales con similares composiciones. Sin embargo, una ventaja importante del proceso P/M es que la maquinabilidad puede mejorarse aumentando el contenido de azufre en mayor medida que los niveles convencionales sin sacrificar tenacidad o rendimiento de corte.

La *grindability* de los aceros de alta velocidad de corte P/M es también superior que los convencionales con la misma composición debido al menor tamaño y distribución uniforme de los carburos (Fig. 11.22).

Propiedades de corte

El rendimiento de corte de las herramientas de alta velocidad de corte se determina principalmente por su resistencia al desgaste, resistencia al revenido a las temperaturas de operación (*hot hardness*) y su tenacidad. La resistencia al desgaste es función de la dureza y del tipo, volumen y forma de los carburos primarios. Con respecto a esto, con los aceros P/M pueden obtenerse mayores durezas debido al mayor contenido de carburos aleados que pueden incorporarse en estos aceros. La resistencia al revenido, o *hot hardness*, se determina en gran parte por la composición y crecimiento de los carburos endurecibles secundarios y es promovida por el V, Mo y Co, estos elementos pueden utilizarse en mayores contenidos en los aceros P/M que en los convencionales sin degradar sus propiedades. La tenacidad de los

aceros para alta velocidad de corte está determinada por el estado de revenido de la matriz y la distribución espacial y de tamaño de los carburos primarios. Otra vez, la distribución uniforme y el pequeño tamaño de los carburos en los aceros P/M representa una ventaja.

La Fig. 11.23 resume la tenacidad, resistencia al desgaste y *red (hot) hardness* características de varias versiones de grados de aceros P/M y convencionales de alta velocidad de corte. La resistencia al desgaste y al *red hardness* de un dado grado de acero P/M es igual que aquellas de las versiones convencionales del mismo acero. Sin embargo, estas aumentan con el contenido de aleantes y son mayores en los grados muy aleados tales como M4, T15, CPM Rex 45, M62 (CPM Rex 20) y M48 (CPM Rex 76). Todos estos grados son mejor producidos o pueden producirse sólo mediante P/M. La comparación de la tenacidad muestra que la versión P/M de cada grado es notablemente más tenaz que la versión convencional.

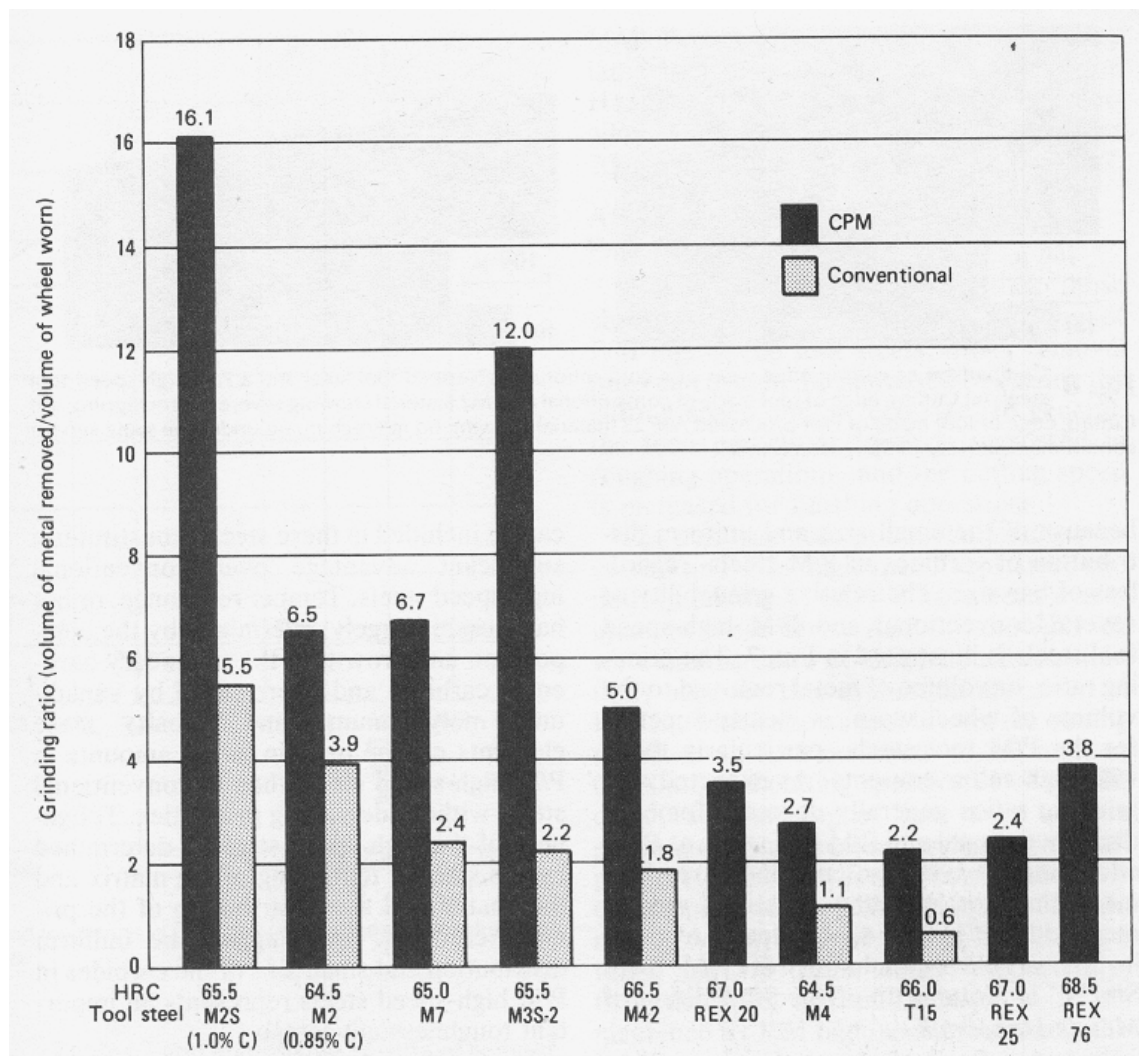


Figura 11. 22- Grindability de aceros para herramientas de alta velocidad de corte CPM y convencionales. Los grados M25 y M3S-2 CPM contienen 0.25 a 0.30% S.

Desarrollo de las aleaciones

Como se indica en la Tabla 11.4, hay un número de aceros para alta velocidad de corte P/M desarrollados que no pueden producirse por métodos convencionales debido a sus altos contenidos de carbono, nitrógeno o aleantes. Ejemplos de esto son CPM Rex 20, CPM Rex 25, CPM Rex 76 y ASP 60. La aleación CPM Rex 76 es un acero rico en cobalto con resistencia al desgaste y hot hardness excepcionales junto con un aumento importante de la

vida útil de la herramienta utilizada en operaciones de corte difíciles. Su alto contenido de aleantes (32.5% comparado con 27.8% de T15 y 25% de M42) hace que esta aleación no pueda ser forjada si se produce por métodos convencionales.

Las aleaciones CPM Rex 20 y CPM Rex 25 son ejemplos de dos aceros de alto rendimiento P/M para herramientas de alta velocidad de corte que fueron desarrollados como equivalentes libres de cobalto de las aleaciones M42 o T15. Estas últimas contienen 8 y 5% Co, respectivamente. El Co aumenta la temperatura solidus en los aceros para herramientas de altas velocidades de corte permitiendo el uso de mayores temperaturas de austenizado para alcanzar una mejor solubilización de los elementos de aleación. Además mejora la reacción de endurecimiento secundario y la resistencia al revenido y a *hot hardness*. A pesar de las ventajas de adicionar Co, su alto costo y ocasionalmente poca disponibilidad hacía necesario el desarrollo de alternativas libres de Co.

Las Tablas 11.5 y 11.6 muestran la resistencia al revenido y hot hardness para CPM Rex 20, CPM Rex M42 y M42 y se observa que son equivalentes. La Tabla 11.7 compara el ensayo de impacto Charpy y la resistencia a la flexión para CPM Rex 20, CPM Rex M42 y M42. En este caso los aceros P/M poseen respuestas notablemente mayores que el convencional.

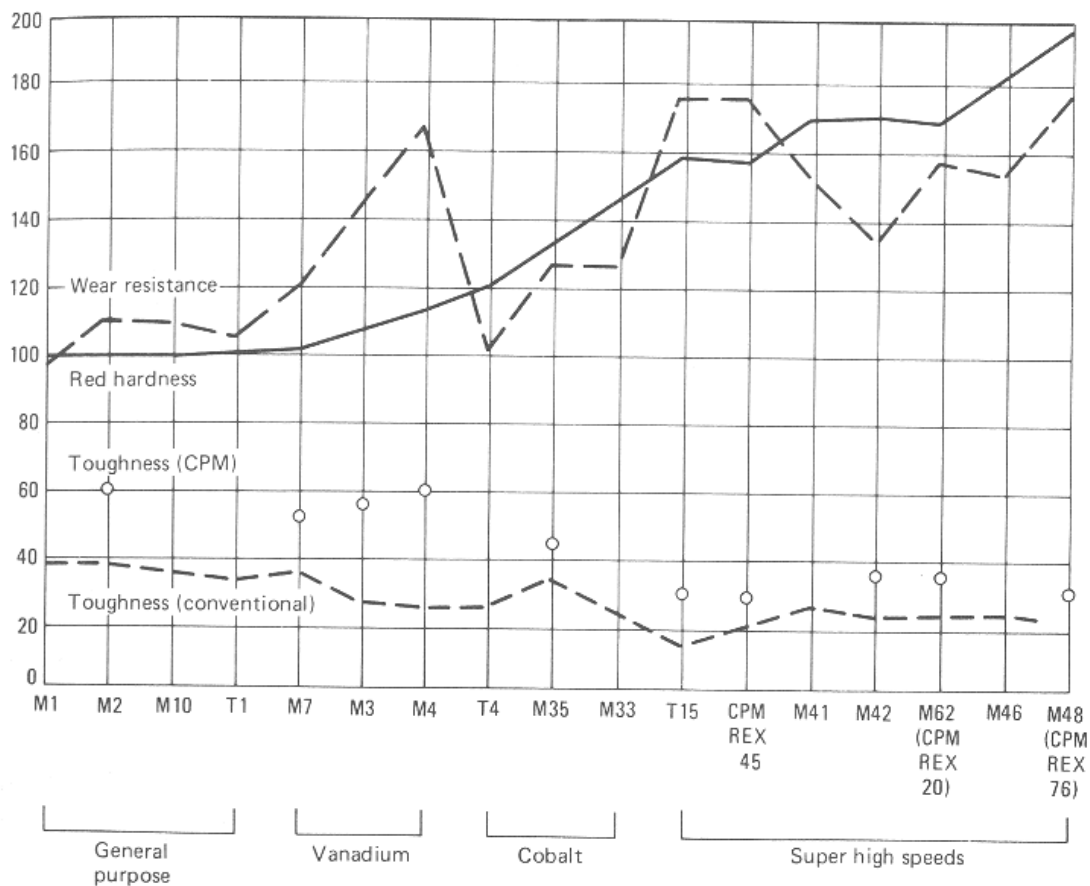


Figura 11. 23- Resistencia al desgaste, red (hot) hardness y tenacidad de aceros para herramientas de alta velocidad de corte CPM y convencionales.

Tabla 11. 5- Resistencia al revenido de aleaciones CPM.

Alloy grade	Hardness, HRC				
	As-heat-treated at 1190 °C (2175 °F) + 550 °C (1025 °F) three times/2 h	As-heat-treated +		As-heat-treated +	
		595 °C (1100 °F)/2 h	595 °C (1100 °F)/2 + 2 h	650 °C (1200 °F)/ 2 h	650 °C (1200 °F)/ 2 + 2 h
CPM Rex 20.....	67.5	66	65.5	60	57
CPM Rex M42.....	67.5	65.5	65	59	55.5
Conventional M42.....	67.5	65	65	59	55

Tabla 11. 6- Hot hardness de aleaciones CPM.

Alloy grade	Hot hardness, HRC				
	At room temperature before test	At 540 °C (1000 °F)	At 595 °C (1100 °F)	At 650 °C (1200 °F)	At room temperature after test
CPM Rex 20.....	67.5	58.0	56.0	47.5	64.0
CPM Rex M42.....	67.0	58.5	56.0	48.0	63.0
Conventional M42.....	66.5	58.5	56.0	48.0	62.0

Tabla 11. 7- Ensayo de impacto Charpy y resistencia a la flexión de dos aleaciones CPM y una aleación convencional.

Alloy grade	Austenitizing temperature(a)		Hardness, HRC	Charpy C-notch impact energy		Bend fracture strength	
	°C	°F		J	ft · lbf	MPa	ksi
CPM Rex 20.....	1190	2175	67.5	16	12	4006	581
CPM Rex M42.....	1190	2175	67.5	16	12	4006	581
Conventional M42.....	1190	2175	67.5	7	5	2565	372

(a) 4-min soak in salt bath and oil quenched. Tempered at 550 °C (1025 °F) three times for 2 h

Krauss G., Steels, Processing, Structure, and Performance, ASM Internacional 2005.
 ASM Metals Handbook, Vol. 1, 10th Ed., Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, 1990.