



1161  
1  
2ej  
**UNIVERSIDAD NACIONAL  
AUTONOMA DE MEXICO**

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES  
CUAUTITLAN**

**"INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA INTERCRITICA  
EN ACEROS HERRAMIENTA TEMPLADOS  
SOBRE AUSTENITA RETENIDA"**

**T E S I S**

**PRESENTADA:**

**PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN INGENIERIA  
(Metalmeccdnica)  
P O R**

**JUAN JOSE HURTADO MORENO**



**FALLA DE ORIGEN**

**MEXICO, D. F.**

**ENERO 1996**

1995



Universidad Nacional  
Autónoma de México



## **UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso**

### **DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

**H. JURADO ASIGNADO**

**Presidente:** Dr. Alejandro F. Romero López  
**Vocal:** M.C. Juan L. Hernández de Anda  
**Secretario:** M.I. Héctor E. Curiel Reyna  
**Primer Suplente:** M.I. Marco Antonio Alarcón Ramírez  
**Segundo Suplente:** M.I. Raúl Lucido de la Parra

**SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:**

**LABORATORIO DE CONTROL DE CALIDAD.**

**UNIDAD PROFESIONAL INTERDISCIPLINARIA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS  
SOCIALES Y ADMINISTRATIVAS DEL INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL.**

**SUSTENTANTE:**

**Ing. Juan José Hurtado Moreno**

**ASESOR DEL TEMA:**

**M. en I. Héctor E. Curiel Reyna**

**1996**

## *GRACIAS A:*

*Mi papá Juan José Hurtado y Polo (qpd)  
que me dio su apoyo y cariño.*

*Mi mamá Ma. del Carmen Moreno Ristori  
por su comprensión y ánimo que siempre me ha  
dado.*

*Mi esposa Attagracia  
por su amor y paciencia a mi estado de ánimo.*

*Mi hermano Edgardo Fernando porque me  
impulsó a concluir.*

*Mis hijos Karmin, Juan José y Kenia  
que tuvieron que quedarse en casa aún en  
domingos y días festivos para esperar que  
concluyera este trabajo.*

*Familiares y amigos que me dieron su apoyo  
incondicional.*

*Dios por darme fuerza.*

*El Ing. Enrique Ovid Reyna  
que me dió su apoyo como director  
de la tesis, pero más como amigo.*

*La UNAM por haberme dado  
la oportunidad de concluir mis  
estudios.*

*I.P.N. y en especial a UPIINCSA y  
sus autoridades que permitieron  
que ocupara un valioso tiempo  
en poder concluir mis aspiraciones.*

*A los profesores Sinodales por sus valiosos  
consejos y apoyo.*

# ÍNDICE

## INTRODUCCIÓN GENERALIDADES OBJETIVOS

### **CAPITULO I**      *Aceros Herramienta*

- 1.1 Los aceros herramienta.
- 1.2 Estructura.
- 1.3 Normalización I.S.O.
- 1.4 Composición química de los aceros seleccionados.
- 1.5 Tipificación de los aceros herramienta seleccionados.
- 1.6 Composición: norma I.S.O. -A.S.T.M.- -A.I.S.I.-.
- 1.7 Características de los aceros herramienta seleccionados.
- 1.7.1 Aceros para trabajo en frío: O1, D2.
- 1.7.2 Acero para trabajo en caliente: H13.
- 1.7.3 Aceros rápidos T1, M2.

### **CAPITULO II**      *Estructura Metalográfica*

- 2.1 Austenita.
- 2.1.2 Austenita retenida.
- 2.2 Martensita.
- 2.3 Elemento aleantes.
- 2.3.1 Cromo.
- 2.3.2 Vanadio.
- 2.3.3 Tungsteno.
- 2.3.4 Molibdeno.
- 2.3.5 Manganeso.

### **CAPITULO III**      *Marco Teórico del Diseño de Experimentos*

- 3.1 Método no tradicional
- 3.2 Filosofía Taguchi
- 3.3 Los 7 puntos de Taguchi

### **CAPITULO IV**      *Diseño de Experimentos*

- 4.1.1 Selección de aceros.
- 4.1.2 Análisis de resultados.
- 4.2 Preparación de las probetas.
- 4.3 Equipo utilizado.

## **CAPITULO V**

### *Cuadro Experimental*

- 5.1 Acero de herramienta O1.
- 5.2 Acero herramienta D2.
- 5.3 Acero herramienta H13.
- 5.4 Acero herramienta T1.
- 5.5 Acero herramienta M2.

## **CAPITULO VI**      *Observaciones Metalográficas*

- 6.1 Acero para herramienta O1. (fotos 1,2,3,4,5,6).
- 6.2 Acero para herramienta D2. (fotos 6, 7).
- 6.3 Acero para herramienta H13. (fotos 8,9).
- 6.4 Acero para herramienta T1. (fotos 10,11,12,13).
- 6.5 Acero para herramienta M2. (fotos 14,15,16,17,18, 19, 20).

## **CAPITULO VII**      *Análisis de Resultados para Cada Acero*

Metodología Experimental Taguchi.

- 7.1 Obtención de resultados de tablas de dureza.
- 7.2 Determinación de respuestas promedio de cada uno de los niveles de los factores.
- 7.3 Factores y niveles seleccionados.
- 7.4 Ecuación pronóstico.
- 7.5 Tabla de análisis de varianza (ANOVA).
- 7.6 Interpretación de resultados de corridas y ANOVA de cada acero.

## **CAPITULO VIII**      *Discusión de Resultados*

- 7.1 Factores metalográficos que afectan a la fractura.
- 7.2 La transformación de austenita retenida en los aceros revenidos después de templados.

- CONCLUSIONES
- ANEXOS
- BIBLIOGRAFÍA

## INTRODUCCIÓN

Los aceros herramienta son ampliamente utilizados en la industria metalmeccánica principalmente para formar herramientas de corte y formado, como lo son: dados para forja, cortadores y punzones. Estas herramientas tienen formas diferentes para trabajar a temperatura ambiente o a alta temperatura, así mismo por su constitución metalúrgica presentan una gran resistencia mecánica al desgaste por fricción metal contra metal, abrasión, medio impacto y alto impacto en condiciones de trabajo ambiental y puede acompañarse de medios oxidantes e incluso de tipo corrosivo. (1,3,14)

Los aceros herramienta deben su comportamiento a la participación de diversos elementos como cromo, níquel, molibdeno, manganeso, cobalto, tungsteno y vanadio, que forman diversos tipos de carburos después de tratamientos térmicos como temple y diversos grados de revenido. (11,16)

La formación de martensita en un temple de aceros herramienta no es completa al 100%, quedando un remanente llamado austenita retenida que es la causante de que existan fallas en diversos tipos de aceros herramienta debido a la transformación secundaria de la austenita retenida al producirse trabajo mecánico, o bien por los cambios bruscos de temperatura. La austenita retenida es inestable a temperatura ambiente y presenta transformaciones parciales a martensita, siendo estos cambios los que ocasionan, primero, un aumento en esfuerzos internos del material, seguido posteriormente de microfisuras con la acumulación de tensiones que aumentan de intensidad haciendo que finalmente el material falle. (11,16,24)

Debido a la importancia que tiene este fenómeno de conversión de austenita retenida a martensita para los aceros herramienta, que ocasiona fuertes pérdidas económicas a los industriales por fallas en sus equipos, se realizó este estudio para proponer las mejores condiciones de tratamiento térmico que puedan utilizarse para los diversos tipos de aceros que usualmente se conocen en el país.

El desarrollo experimental se realizó en instalaciones del I.P.N., en el laboratorio de control de calidad de UPIICSA, y en el centro de Asimilación Tecnológica de la UNAM.



**El procedimiento desarrollado, se basa en las propiedades metalúrgicas de cada uno de los aceros herramienta seleccionados, obtenidas después de tratamientos térmicos específicos de temple y revenidos, para disminuir la cantidad de austenita retenida y por tanto la posibilidad de falla.**

**En este trabajo no se consideraron formas especiales de los aceros ni tratamiento subcero, así como tampoco se compararon calidades de los aceros fabricados por diferentes compañías.**

**La herramienta experimental utilizada es un diseño no paramétrico desarrollado por el Ing. japonés Geniachi Taguchi en 1946, con poca difusión en el ámbito nacional mexicano. Se basa en la posibilidad de estudiar una gran cantidad de factores y niveles de manera casi simultánea, reduciendo en gran medida tiempo y costos. La técnica tiene una base ortogonal y concluye con un apoyo de análisis de varianza que permite tener una aproximación certera al óptimo experimental. En este diseño experimental no se trabajó con interacciones ni con variables no controlables debido a que no fueron consideradas inicialmente.**

## GENERALIDADES

De la amplitud de aceros herramienta, se estudió una parte de ellos, específicamente de los aceros M, D, H, T y O, tomándose los aceros M2, D2, H13, T1 y O1.

Los aceros herramienta deben su nombre precisamente a su aplicación en la fabricación de diversos implementos o herramientas, mismos que le permitan trabajar un número de veces determinado a condiciones diferentes de temperatura, aplicación de carga y condiciones ambientales para poder producir a su vez, otros componentes, ya sean estos metálicos o no. (17,18.)

El por qué de este tema es para que la elección del tratamiento térmico adecuado pueda disminuir las posibilidades de falla de las herramientas y costos económicos en las empresas que las utilizan, además de que se tiene un mejor conocimiento del mecanismo de formación de la austenita retenida.

El volumen mundial de los aceros herramienta es aproximadamente del 0.4% de todos los tipos de aceros fabricados y consumidos. México está dentro del promedio mundial, principalmente por su uso en la industria automotriz, del vidrio, plástico y siderúrgico. (35)

\*En el mercado mundial, los aceros más utilizados se encuentran en la siguiente tabla:

**TABLA I**

MERCADO MUNDIAL DE LOS ACEROS		
CLASIFICACIÓN DE ACEROS	PORCENTAJE	ACERO
Acero templado al aceite	18%	Tipo O
Aceros rápidos al molibdeno	16%	Tipo M
Aceros de trabajo en caliente	13%	Tipo H
Aceros al cromo trabajado en frío	13%	Tipo D
Acero rápido	16%	Tipo M y T
Otros tipos de aceros	5%	
Aceros de propósitos especiales	19%	

Por otro lado, el costo de los aceros varía según la composición química y el tratamiento térmico que deba hacerse en su complejidad, así, los costos pueden relacionarse de la siguiente manera:

**TABLA 2 Costos de aceros, mercado mundial**

<b>COSTOS</b>
W < O1 < D2 < M2 < H13 < T1
<i>Y en proporción de costos en México NS/Kg.</i>
1 < 1.5 < 3.0 < 4.5 < 6.0 < 10

(35)

Y si observamos, con la relación de costos (tabla 2), veremos que es necesario sumar estos aspectos con:

- El diseño de la herramienta.
- Tipo de trabajo específico que hará el acero.
- Condiciones de temperatura en que se actuará.
- Relación impacto-tenacidad.
- Resistencia al desgaste por abrasivos o fricción.
- Profundidad de dureza dentro del material.

## CAPITULO 1

### 1.1. LOS ACEROS HERRAMIENTA.

Los primeros aceros herramienta usualmente eran al medio carbono 0.60%, que daban una dureza de 60 HRC debido a su estructura martensítica. Con mayor porcentajes de carbono precipitan incluso carburos de tipo  $M_3C$  en matriz de martensita, sin embargo se tiene poca profundidad de penetración de dureza.<sup>(4,18)</sup>

Con los desarrollos tecnológicos de principio de siglo, fueron agregadas pequeñas cantidades de elementos aleantes, principalmente cromo y molibdeno. Este último apoyó a la creación de diversos tipos de aceros templables al aire y en aceite, ya que con cantidades medianas de carbono tiene una mejor tenacidad en el núcleo del material y ayudan a controlar el tamaño de grano, formándose además diversos tipos de carburos que aumentan la resistencia al desgaste e impacto debido a la forma globular de las estructuras que puedan formarse según el tratamiento térmico a que sean sometidos. <sup>(23)</sup>

Los aceros herramienta se clasifican en los siguientes grupos:

- *Aceros para trabajo en frío: baja aleación y temple al aceite media aleación (5% cromo alto carbono, alto cromo).*
- *Aceros rápidos: al tungsteno.*
- *Acero al molibdeno.*
- *Alto carbono y alto vanadio.*
- *Aceros para trabajo en caliente: al cromo -níquel-molibdeno.*
- *Media aleación al cromo - tungsteno.*

Otra forma de clasificar los aceros depende de su forma de templeado y tipo de trabajo que son: (3)

**TABLA 3**

CLASIFICACIÓN DE ACEROS DEPENDIENDO DE SU TEMPLEADO Y TIPO DE TRABAJO	
Grado temple al agua	W
Grado aceros para choque	S
Grado temple en aceite	O
Grado trabajo en frío, enfriamiento al aire y media aleación	A
Grado alto carbono, alto cromo para trabajo en frío	D
Grado trabajo en caliente, alto cromo	H
Grado trabajo en caliente, al tungsteno	H21, H23
Grado alta velocidad al tungsteno	T
Grado alta velocidad alto molibdeno	M

En el acero herramienta, el agregar elementos como cromo aumenta la dureza por la formación de carburos tipo  $M_{23}C_6$ , el molibdeno que forman carburos  $M_6C$ , proporcionando dureza al rojo con formación de carburos secundarios obtenidos en revenidos secundarios, el vanadio, forma carburos MC que dan alta resistencia al desgaste. (19,20)

La función básica de los aceros herramienta es que debido a su composición química y a la microestructura que presentan, pueden utilizarse para realizar diversos trabajos de corte y formado de metales o plásticos, variando este uso según las condiciones de temperatura y velocidad a que son sometidos. (18)

## 1.2. ESTRUCTURA.

Para conocer más ampliamente su estructura es necesario familiarizarse con los diagramas de fase (ver anexos V, VII, VIII, IX, X).

Los metales en solución sólida existen en formas cristalinas específicas, donde existe una relación entre los átomos de hierro y/u otros elementos. Asimismo dan ciertas características de solubilidad. Las estructuras más comunes son:

- ◆ Cúbica centrada en el cuerpo    b.c.c.            como ferrita.
- ◆ Cúbica centrada en las caras    f.c.c.            como austenita.
- ◆ Tetragonal centrada en el cuerpo, que se asemeja a f.c.c., y que se obtiene de la temperatura de austenización a temperatura ambiente, se le considera de tipo metaestable como la martensita.

Generalmente para interpretar las estructuras, se estudian diagramas cuasi bifásicos, o bien, se apoyan estos estudios en diagramas de tipo TTT ó IC (ver anexos I, II, III, IV, VI). (14, 15, 19)

## 1.3 NORMALIZACIÓN I. S. O.

La normalización internacional es importante, pues viene a cumplir objetivos claros de identificación, costos y usos de aceros.

La ISO (Organización Internacional de Estándares) tiene la aceptación de más de 100 países, teniendo sus bases en las normas de las series 9000, 10000, etc. En el caso de los aceros, sus normas vienen desde 1972.

La ISO 1972 define 4 grupos de aceros:

- Aceros no aleados para trabajo en frío.
- Aceros aleados para trabajo en frío.
- Aceros para trabajo en caliente.
- Aceros rápidos.

Esta clasificación es una síntesis de los aceros más comunes industrialmente. En éstas categorías se encuentran implícitos los tipos: temple al agua, baja aleación y temple al aceite, media aleación con 5% de cromo, y alto carbono - alto cromo. Par obtener las características de un acero y por tanto hacer la mejor selección se observan 5 factores:

- Resistencia al choque térmico.
- Resistencia al desgaste por fricción o abrasión.
- Tenacidad o resistencia al choque mecánico.
- Estabilidad estructural a altas temperaturas.
- Costo de fabricación y de tratamiento térmico.

#### 1.4 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS SELECCIONADOS NORMA A.S.T.M. 1970

**TABLA 4 Composición Química ASTM**

	% carbono	% tungsteno	% molibdeno	% cromo	% vanadio	OTROS
O1	0.90	0.50		0.50		1% manganeso
D2	1.50		1.00	12.00	1.00	
H13	0.35	1.50	1.50	5.00	0.40	
T1	0.70	18.00		4.00	1.00	
M2	0.85	6.00	5.00	4.00	2.00	

#### 1.5 TIPIFICACIÓN DE LOS ACEROS HERRAMIENTA SELECCIONADOS

- O1 Acero para trabajo en frío, templado en aceite.
- D2 Acero para trabajo en frío, alto en cromo, alto en carbono.
- H13 Acero para trabajo en caliente, al cromo.
- T1 Acero rápido al tungsteno
- M2 Acero rápido al molibdeno.

#### 1.6 COMPOSICIÓN NORMA ISO - A.S.T.M. - A.I.S.I.

**TABLA 5 Norma ISO**

ASTM A.I.S.I.	ISO
O1	Tipo 41 100 manganeso cromo tungsteno <sub>(1)</sub>
D2	Tipo 53 210 cromo molibdeno vanadio <sub>(2)</sub>
H13	Tipo 13 p 35 cromo molibdeno vanadio tungsteno <sub>(3)</sub>
T1	Tipo 1 HS 18 - 0 - 1
M2	Tipo 19 Hs 6 - 5 - 2

#### 1.7 CARACTERÍSTICAS DE LOS ACEROS HERRAMIENTA SELECCIONADOS. (19, 20)

##### 1.7.1 Aceros para trabajo en frío: O1, D2.

El O1 es de los llamados tipos indeformables, de baja aleación, norma ISO 100 manganeso cromo tungsteno<sub>(1)</sub> con bajos porcentajes de cromo y tungsteno (0.5% - 0.5% respectivamente) puede adquirir una dureza de 60 - 65 HRC y tiene la facilidad de globulizar su estructura en tratamiento térmico de recocido, no forma muchos carburos en la superficie, lo que le hace susceptible al desgaste más que en otros aceros de trabajo en frío debido a que no hay profundidad en la dureza del material.

El D2 tipo I.S.O. 210 cromo tungsteno<sub>(12)</sub>, presenta una gran cantidad de carburos de cromo que incrementa notablemente su resistencia al desgaste pero con tenacidad baja. Este acero no debe ser usado en herramientas con aristas pronunciadas debido a su baja resistencia al choque.

### 1.7.2 ACERO PARA TRABAJO EN CALIENTE H13.

De tipo ISO 35, el cromo molibdeno tungsteno<sub>(5)</sub> presenta una alta resistencia al revenido debido a la presencia de carburos finos de vanadio y de tungsteno, incluso a 600°C, esto le permite sostener su estructura en condiciones prolongadas de temperatura.

Usualmente se usa para fabricar dados de extrusión para aluminio o magnesio que se trabajan en caliente.

### 1.7.3. ACEROS RÁPIDOS T1, M2.

El T1 ISO tipo HS 18 - 0 - 1, son adecuados para trabajo en caliente o herramientas de corte de alta velocidad, donde el filo se mantiene aun al rojo vivo.

El acero T1 es el más caro de los aceros herramienta debido al costo del tungsteno en el mercado mundial.

Por otra parte el M2 ISO HS 6-5-2, es 25% más económico que el T1, presenta propiedades metalúrgicas superiores debido a que forma carburos tanto de tipo primario como secundario, por otro lado, el molibdeno sustituye al tungsteno en relación al 2 X 1, usado este acero para la fabricación tanto de dados de extrusión en caliente como de herramienta de corte.



## CAPITULO II

### ESTRUCTURA METALOGRAFICA

#### 2.1 AUSTENITA. (12, 16, 18)

La austenita es una solución sólida de carbono y otros elementos en una red cúbica centrada en las caras f.c.c., los elementos solutos como el carbono o elementos semejantes en tamaño ocupan posiciones dentro de la red cristalina. Los átomos, como el manganeso, cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio, pueden formar compuestos intermetálicos por ser covalentes con el carbono.

La dimensión f.c.c. de la austenita, así como el de la martensita – tetragonal centrada con el cuerpo, se incrementan en función al contenido de carbono presente en la estructura. La cantidad de martensita es proporcional a la cantidad de la austenita que existe antes del tratamiento térmico arriba de la línea  $A_{3-(1,2)}$

Este cambio de austenita → martensita debido a su diferencia volumétrica, es el causante de la dureza obtenida por el acero en un tratamiento térmico de endurecimiento. (2, 30)

El cambio austenita → martensita a velocidades altas de enfriamiento no involucra difusión del porcentaje de carbono, sin embargo sí hay un reacomodo dentro de la propia estructura. (15)

#### 2.1.2 AUSTENITA RETENIDA.

La austenita retenida es una solución sólida de carbono y en su caso los elementos de aleación disueltos en una estructura f.c.c. de hierro gama. La austenita comienza a formarse en la zona más baja de la temperatura crítica, y se completa al superar el punto crítico superior.

En condiciones normales, la austenita no existe a temperatura ambiente para la mayoría de los aceros, a excepción de los aceros inoxidables, pero bajo ciertas condiciones de tratamiento térmico, algunos aceros retienen un porcentaje de austenita después del temple, debiéndose esto a que no existe suficiente energía libre para apoyar esta transformación, considerándose muy importante dos factores:

La falta de continuidad de la red primero, y segundo la diferencia de la orientación de los granos martensíticos que impiden un movimiento uniforme de los átomos en la propia red cristalina.

En aceros con alto contenido de níquel como los que se utilizan en aceros al cromo: 4620, 4820, 9310 (la industria automotriz, donde se aplica más, el níquel es un condicionante para tener austenita retenida). En los aceros herramienta estudiados, esto ocurre en el acero O1 con 1% de manganeso. El mecanismo que explica este comportamiento es debido a la cantidad de elementos soluto que puede contener una estructura basada en el níquel.

El cambio de austenita a martensita tiene su inicio en la superficie de los aceros herramienta, con una penetración de inicio de  $0.5 \mu\text{m}$  (27,29), donde esta transformación afecta los valores de compresibilidad, una transformación de austenita a martensita, con cambios que oscilan del 2 al 4.5% (12, 21) según el contenido de carbono, generan gran cantidad de tensiones, una de ellas debido a la distorsión de la red, los espacios vacantes y discontinuidad en la línea de deslizamiento, así como la gran energía de unión entre los átomos que forman la estructura tetragonal de la martensita.

Estas tensiones son muy importantes, pues el esfuerzo realizado por las piezas fabricadas de aceros herramienta tiene implicaciones en trabajos al estar sometidos a cargas repetidas en combinación con fatiga térmica, siendo más importante la fatiga mecánica.

Una de las cualidades para disminuir la presencia de austenita retenida es el tipo de atmósfera a usarse, pues en atmósfera carburante el potencial de carbono incrementa la presencia de austenita retenida. (22) Se entiende el potencial de carbono como la relación existente entre la presión parcial:  $\frac{PCO}{PCO_2}$ .

En hornos con atmósfera carburante, el potencial aceptable es de 1.00% a 1.20% durante el ciclo del tratamiento térmico, pero cuando se trabaja a temperaturas de  $925^\circ\text{C}$ , el potencial de carbono pasa a 0.85 a 0.90, en temperaturas de  $840^\circ\text{C}$ , el valor en 0.80 es decir, la selección de la temperatura de austenización está ligada al tipo de atmósfera a usarse, sobre todo con ciclos largos de permanencia. (22).

Otro factor importante es el tiempo de permanencia bajo atmósfera carburante, pues según la 1ª y 2ª ley de Fick, es necesario que la distribución del carbono hacia dentro del material pueda efectuarse adecuadamente (20 a 25 min./pulgadas de espesor de la pieza), lo anterior también asocia la presencia del porcentaje de carbono con el contenido de austenita retenida.

Sintetizando: la selección de un buen potencial de carbono, y juzgando el temple hasta una temperatura adecuada son factores que atender para prevenir el desarrollo de la austenita retenida.

## 2.2 MARTENSITA. (22, 24, 30)

- 1.-Durante la transformación de austenita a martensita no se presenta difusión de carbono y tampoco hay cambios en la composición química, pero sí desplazamiento atómico del constituyente soluto, esto es en un orden de media unidad atómica.
- 2.-El cambio de austenita en martensita es por efecto de una combinación de dos acciones de corte.
- 3.-Es una transformación térmica. La transformación es no lineal.
- 4.-Al enfriar el metal, pasando de la temperatura de austenización, hasta llegar abajo de la línea  $M_f$ , se detiene la transformación a martensita.
- 5.-La transformación a martensita en una aleación no puede eliminarse, ni la línea  $M_s$  modificarse al cambiar la rapidez de enfriamiento.
- 6.-La martensita no está en condiciones de equilibrio real.
- 7.-La dureza que proporciona la martensita se debe a las distorsiones reticulares producidas en su formación, ya que la cantidad de carbono presente puede ser mayor que la que puede tener la austenita, por otro lado, el plano habitual de las placas de martensita es muy cercano a un plano (225) en la austenita. En total hay 12 planos (225) y 2 posibles orientaciones birrelacionadas de la martensita por cada plano habitual, que da posibilidad de 24 formas diferentes que un cristal de austenita pueda formar un placa de martensita.

Las placas de martensita que se forman son bastante similares en toda la extensión de la estructura, siendo de tamaño y forma lenticular. Las transformaciones martensíticas son primordialmente térmicas aunque pueda haber transformaciones pequeñas de tipo isotérmico. La reacción martensítica en los aceros no es reversible. La martensita es una estructura extremadamente inestable con una energía libre y alta en relación a otras fases más estables.

- 8.-La martensita no aparece sólo en el acero sino en otros muchos sistemas de aleación.
- 9.-Pueden existir precipitados de carburos en la matriz martensítica del tipo  $MC$ ,  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ , e intergranular puede haber  $MC$ .

10.-Si la distribución de carburos es homogénea aumenta notablemente la resistencia al desgaste de la martensita.

En el caso del acero H13 con 0.35% de carbono, su dureza varía de 38-54 HRC, y contiene carburos de vanadio, que confirma los puntos 7 y 9.

**TABLA 6**

*Tabla Comparativa de Propiedades de los Aceros Herramienta Aquí Estudiados. (15)*

Acero	Temperatura de austenización (°F)	Medio de temple	Rango de revenido (°F)	Dureza máxima	Templabilidad
O1	780°C-860°C	Aceite	160°C-280°C	57-62	Media
D2	780°C-840°C	Aire	220°C-540°C	54-61	Profunda
H13	960°C-1,050°C	Aire	540°C-660°C	38-54	Profunda
T1	1280°C-1300°C	Aceite	540°C-620°C	60-65	Profunda
M2	1,150°C-1260°C	Aceite	540°C-620°C	60-65	Profunda

### 2.3 ELEMENTOS ALEANTES. (16,18)

Cuando los elementos de aleación intervienen, proporcionarán diversas propiedades mecánicas gracias a la microestructura que forman (ver diagrama de anexos V, VII, VIII, IX, X), de ellos los carburos son los más interesantes, pues proporcionan dureza extra en la matriz formada, además que ayudan a dar estabilidad estructural, es decir, mantienen estructura inclusive a altas temperaturas.

A continuación se relacionan los tipos de carburos formados:

**TABLA 7** *Tipos de Carburos.*

Tipo de carburo	Estructura	Observaciones
M <sub>3</sub> C	ORTOROMBICO	Tipo Fe <sub>3</sub> C Puede ser formado con manganeso, cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio en pequeñas cantidades.
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	HEXAGONAL	Es un producto de revenido y se usa para eliminar la austenita retenida en aceros rápidos que se halla en aceros al cromo, resultante de la disolución a altas temperaturas.
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	F.C.C.	Tipo Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> presente en aceros al cromo, provee junto con el hierro carburos. Incluye carburos a base de tungsteno y molibdeno.
M <sub>6</sub> C	F.C.C.	Tipo Fe <sub>4</sub> W <sub>2</sub> C o Fe y Mo <sub>2</sub> C se presenta con altas cantidades de tungsteno y molibdeno, presente con cromo, vanadio y cobalto se utiliza este carburo para mejorar resistencia a la abrasión, utilizándolo en aceros rápidos por su resistencia a la fricción y sostener dureza a altas temperaturas.
M <sub>2</sub> C	HEXAGONAL	Se forman carburos de tungsteno o molibdeno tipo Mo <sub>2</sub> C, que se forman después de templar y revenir, sus carburos aparecen disueltos en la matriz martensítica al alto cromo.
MC	F.C.C.	Tipo VC o V <sub>4</sub> C <sub>3</sub> se forman carburos con vanadio, resistentes a la disolución a altas temperaturas, recipitan en revenidos dobles, y son usados para alta resistencia a temperaturas elevadas al desgaste, y evitan crecimiento de grano.

La dureza de los carburos pueden observarse en la siguiente tabla:

**TABLA 8** *Dureza de Carburos (4,13)*

CARBURO	DUREZA KNOOP
V <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	2800
VC	2300
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	1800
(Cr Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	1700
Fe <sub>3</sub> C	1000 - 1100
Matriz martensítica.	700 - 1000

En resumen: el uso de diversos tipos de carburos obedece a la necesidad de incrementar la resistencia a la abrasión y fricción, su resistencia en disolverse a altas temperaturas que dan estabilidad estructural y control al crecimiento de grano austenítico. (23)

Por otro lado, los elementos aleantes influyen notablemente en la transformación de austenita, y por tanto en la transformación austenita  $\rightarrow$  martensita.

De los aceros que se estudiaron;

O1 Y D2	Aceros para trabajo en frío.
H13	Acero para trabajo en caliente.
T1 Y M2	Aceros rápidos.

Los elementos aleantes principales son:

tungsteno en	O1, H13, T1, M2
molibdeno en	D2, H13, T1, M2
<i> Cromo en todos </i>	
manganeso en	O1

Las características básicas de cada uno de los elementos aleantes son los descritos a continuación.

### 2.3.1 CROMO. (6, 19, 20, 27, 31)

Solubilidad de 20% con 0.5% de carbono que varía en función al porcentaje del carbono presente, incrementa la dureza en la austenita, y aumenta la formación de carburos en presencia de manganeso. En O1 la solubilidad disminuye de acuerdo a la presencia de tungsteno, el cual sustituye al cromo.

En revenidos sucesivos, los carburos de cromo tienden a disolverse pasando de  $M_{23}C_6$  a  $M_3C$ , dando una menor dureza de la estructura (ver tabla 2.3), esto ocurre en los 400°C siendo crítica a los 500°C.

El cromo eleva la línea de la temperatura del punto eutectoide. El cromo tiende a hacer crecer el tamaño de grano austenítico así como de elevar la línea de temperatura  $M_s$ .

El cromo es un elemento que evita la oxidación y corrosión por la formación de óxidos protectores tipo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

### 2.3.2 VANADIO. (13)

Usado como un afinador de grano austenítico, así como formados de carburos tipo  $\text{V}_4\text{C}_3$  ó VC de elevada estabilidad a altas temperaturas, siendo utilizado para trabajos en caliente para el H13, y en proporciones mayores (1% - 2%) en aceros rápidos como el M2 y T1.

El vanadio es un elemento estabilizador de la martensita y reduce el efecto de perder dureza al ser sometido el acero a revenidos constantes, para que éste efecto sea adecuado debe haber una buena austenización en los aceros de las series H, M y T.

En el rango de los  $500^\circ\text{C}$  -  $600^\circ\text{C}$  se obtienen las primeras nucleaciones de carburo de vanadio finamente distribuidos en la matriz.

En procesos consecutivos de revenidos, la cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) se disuelve a los  $500^\circ\text{C}$  -  $600^\circ\text{C}$ , ayudando a que el carbón libre se combine con el vanadio, formando nuevos carburos que proporcionan un endurecimiento secundario, pues se pasa de una dureza de 1000 - 1100 Knoop a 2300 Knoop por esta precipitación secundaria de carburos.

En el proceso de transformación de  $\text{M}_3\text{C}$ , la transformación de austenita  $\rightarrow$  martensita se interpreta como una difusión de carburo debido a la alta energía térmica que obtiene la herramienta, asimismo es posible que se produzca una disolución de carburos primarios de tipo  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$  y quizá hasta  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  para formar carburos de tipo MC y  $\text{M}_2\text{C}$ , esto se podría conseguir sólo si:

- a) Se inicia el tratamiento térmico partiendo de tamaño de grano muy pequeño como del No. 10.
- b) Menores temperaturas de austenización y tiempos más largos de permanencia.
- c) Velocidades de enfriamiento suficientemente rápidas para disminuir la austenita retenida.

### 2.3.3 TUNGSTENO. (20)

El tungsteno eleva la línea  $A_3$  de la temperatura, y junto con el cromo cierra el núcleo de la zona austenítica. El tungsteno se utiliza para formar carburos estables, principalmente en aceros de trabajado a altas temperaturas, por ejemplo en T1 se usa con 8% de tungsteno, en el M<sub>2</sub> con 6% y en el H13 con 1.5%.

Los carburos de tungsteno se forman únicamente al enfriar lentamente desde la temperatura de austenización, estando inicialmente disuelto en la matriz austenítica.

El tungsteno promueve la transformación austenita → martensita e impide el crecimiento del grano. Asimismo, el tungsteno sube la temperatura mínima de transformación del punto eutectoide, así como presenta un marcado efecto en la disminución del contenido de carbono en el eutectoide, por eso los aceros de alta velocidad son aceros hipereutectoides.

El carburo de tungsteno se presenta como  $M_6C$ , que puede estar combinado con MC como  $Fe_3W_3$ , o con molibdeno  $Mo_4W_2C$ , que presentan una enorme resistencia al desgaste.

El tungsteno en aceros de trabajado en caliente ( $\cong 600^\circ C$ ) mantiene la dureza, sin embargo con porcentajes de cromo alrededor del 4% es posible que esta dureza tenga una mayor penetración en el material. (33).

Si la temperatura de austenización fuese alta, se fomentaría la disolución de carburos y también un crecimiento de grano austenítico. Para contrarrestar este efecto se agrega vanadio en porcentajes del 1 al 2%, ej. M2 y T1. -

### 2.3.4 MOLIBDENO. (15, 19, 31)

En combinación con carbono forma carburos complejos de tipo  $M_3C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  y  $M_2C$ , disminuye el porcentaje de carbono en el eutectoide. También incrementa la profundidad de endurecimiento.

El molibdeno es usado en los aceros de trabajo en caliente y en los aceros rápidos como los son aceros H13 Y M2, así como en algunas de las series D.

Para promocionar la dureza suficiente es necesario que se combine con cromo en porcentajes de 4% para formar carburos complejos.



El molibdeno precipita carburos de tipo  $M_2C$  que evitan el ablandamiento sucesivo de la herramienta.

Junto con el vanadio, se precipitan carburos secundarios en el revenido, que proporcionan alta estabilidad estructural, incluso en caliente.

Los carburos formados son de tipo  $MC$  y  $M_2C$  que se forman en revenido secundario de  $550^\circ C$ .

### 2.3.5. MANGANESO<sub>(14, 15)</sub>

El manganeso se usa para evitar el efecto nocivo del azufre en aceros de trabajado en frío, como en el acero OI, también cumple la función de protección a la oxidación a temperatura ambiente.

En solución con la ferrita forma carburos de tipo  $M13$  mezclados con carburos de hierro. Ej.  $Mn_3C - Fe_3$ .

## CAPITULO III

### MARCO TEÓRICO DEL DISEÑO DE EXPERIMENTOS

#### 3.1 MÉTODO NO TRADICIONAL.<sup>(8, 9)</sup>

Para el análisis de problemas se cuenta en la actualidad, con herramientas estadísticas y con sistemas de experimentación que permiten controlar y realizar mejores constantes de la calidad.

Existen básicamente dos métodos de análisis para el diseño de experimentos:

El primero de ellos se desarrolla a través de medios estadísticos, que ha sido explorado con mayor profundidad, sin embargo para su análisis no se involucra el costo como algo estrictamente necesario para la resolución de problemas de calidad. Este método estadístico ha sido desarrollado desde 1924 y es también conocido como Método Fisher.<sup>(36)</sup>

Las consideraciones fundamentales para el desarrollo del método estadístico son:

- Se basa en técnicas estadísticas y matemáticas.
- Se utiliza para detectar las causas y así poder ajustar las especificaciones y/o la media.
- Se realiza bajo procesos de manufactura ya establecidos y en proceso.

El segundo método es el que se desarrolla sin utilizar medios estadísticos rigurosos y su proceso se lleva a cabo a través de herramientas ya elaboradas y aplicándolas como recetas de cocina. Este método no tradicional o Taguchi, es el que se empleará para el trabajo que aquí se presenta, fue desarrollado en 1949 en Japón como consecuencia de la baja calidad de sus productos. El gobierno de ese país requirió a través de diversos laboratorios, la investigación de un método que les permitiera mejorar su proceso de calidad.

Uno de estos laboratorios de investigación encargo al Dr. Geniachi Taguchi, promover la productividad dentro de su área de investigación y desarrollo tomando como base reducir el costo de experimentación, este método es conocido como Diseño de Experimentos por el Método no tradicional o Taguchi. (7, 10)

Es importante que se entienda el concepto básico de lo que es el diseño de experimentos.

Diseño de experimentos es la secuencia completa de pasos tomados para asegurar que los datos apropiados se obtendrán de forma tal, que permitan un análisis objetivo que conduzca a deducciones válidas con respecto al problema establecido. En otras palabras, diseñar en un experimento significa planearlo de modo que reúna la información pertinente para la solución del problema.

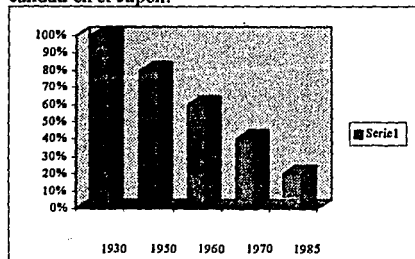
### 3.2 FILOSOFÍA TAGUCHI (7, 8, 9 10)

Define la calidad de un producto como la mínima pérdida causada a la sociedades desde el momento que el producto se embarca.

“Pérdida a la sociedad”, Es una idea que Taguchi asocia con cualquier producto que llega a las manos del consumidor, e incluye:

- Insatisfacción del cliente.
- Costo adicional por garantía del fabricante.
- Pérdida de mercado por mala reputación.

La siguiente gráfica muestra las diferentes etapas de evolución del procesos de la calidad en el Japón:

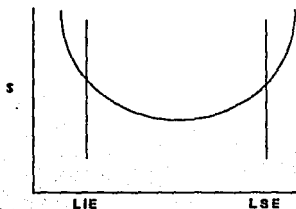


1930 INSPECCIÓN
1950 CALIDAD Y C.E.P.
1960 7 HERRAMIENTAS BÁSICAS
1970 7 HERRAMIENTAS AVANZADAS
1985 CONTROL TOTAL DE CALIDAD

Se puede observar que en 1945, la calidad se basaba 100% en la inspección del producto, que a finales de la década de los 40's se adiciona el control del proceso y que en la actualidad la calidad se basa fundamentalmente en diseño de experimentos.

También define la calidad por medio de la función de pérdida en la que combina la pérdida financiera con la especificación funcional.

A continuación se muestra la gráfica que señala los límites funcionales superior e inferior así como la especificación meta.



### 3.3 LOS 7 PUNTOS DEL TAGUCHI. (7)

- 1.- Una dimensión importante de la calidad de un producto es la pérdida total generada a la sociedad.
  - Se refiere a la pérdida económica que genera un producto de mala calidad a la sociedad (consumidor, fabricante, transportista, etc.).
- 2.- En una economía competitiva el mejoramiento continuo de la calidad y de la reducción de costos son necesarios para la supervivencia.
  - Esto se refiere a que para mantenerse en el mercado a nivel competitivo es necesario el desarrollo de programas de mejora continua, que conlleven a una mejor calidad y a la incorporación de programas de reducción de costos.
- 3.- Un programa de mejoramiento continuo de la calidad incluye la reducción incesante de la variación de las características del producto con respecto al objetivo.
  - Esto significa que la dimensión de una característica "X" respecto al valor meta se mantenga lo más estable posible.

- 4.- La pérdida relacionada a la sociedad debida a la variación del comportamiento de un producto se eleva cuadráticamente cuando más se aleje la característica de desempeño de su valor ideal.
- *Esto significa que cuanto más nos alejemos del valor meta, la pérdida económica generada será mayor cuadráticamente en relación a la variación.*
- 5.- La calidad y costo final de un producto manufacturado son determinados en gran medida por el diseño de ingeniería y su proceso de manufactura.
- *Esto quiere decir que el uso óptimo de los recursos aplicados al diseño de ingeniería para la manufactura de un producto, determinarán en gran medida los costos de manufactura y la calidad de los productos.*
- 6.- La variación en el comportamiento de un producto o proceso puede ser reducido al estudio de los efectos de los factores no controlables que afectan los parámetros del producto o proceso.
- *El estudio de factores no controlables como la humedad relativa, temperatura ambiente, vibraciones, etc, que llegan a afectar los procesos productivos, permitirá obtener procesos más estables.*
- 7.- La planeación de experimentos estadísticos se emplea para identificar los valores óptimos de parámetros en productos y procesos que permiten reducir la variabilidad.
- *Es decir, la aplicación del método Taguchi, nos indica los factores que debemos cuidar, y las corridas que debemos realizar según el experimento, en forma planeada.*

## CAPITULO IV

### DISEÑO DE EXPERIMENTOS

#### 4.1 SELECCIÓN DE ACEROS.

- O1 Acero herramienta para trabajo en frío.  
D2 Acero herramienta para trabajo en frío.  
H13 Acero herramienta para trabajo en caliente.  
T1 Acero rápido.  
M2 Acero rápido.

#### 4.1.2. Análisis Químico.<sup>(14)</sup>

Fueron realizados los análisis químicos en febrero de 1993 elaborados en C.H., antes Campos Hermanos, los resultados obtenidos fueron:

TABLA 9 Análisis Químico

	%carbono	manganeso	%cromo	%molibdeno	%tungsteno	%vanadio
O10	1.00	1.12	0.60		0.45	
D1	1.60	0.35	12.50	1.10		0.90
H13	0.30		4.70	1.35		0.40
T1	0.80		3.50		17.60	
M2	1.00		3.70	4.75	5.00	

Se puede considerar en general que estos aceros están dentro de la norma, con la característica que en todos los casos se tiene más carbono que la media dada por norma, y en general están bajos en aleantes, posiblemente para reducir costos o bien debido a que en el proceso de fabricación se perdieron. Quizá se puso más porcentaje de carbono para evitar una decarburación superficial.<sup>(6)</sup>

#### 4.2 PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS.<sup>(17)</sup>

Se utilizaron redondos de 1/4" de diámetro, y se cortaron en tramos de 2 cm. de longitud, para colocarse dentro del horno de resistencia eléctrica, con atmósfera de argón.

Para cada tipo de acero se cortaron 8 muestras y como fueron 5 aceros se cortaron en total 40 muestras. Se utilizó gas argón para evitar decarburación superficial.<sup>(6)</sup>

#### 4.3. EQUIPO UTILIZADO.

- Cortadora con disco suave: LECO 5HP de poder modelo CM24 DE UPIICSA-I.P.N. Laboratorio de control de calidad.
- Pulidora LECO doble disco C. A. T. FES - UNAM.
- Pulidora LECO disco sencillo. UPIICSA-IPN.
- Abrasivos Bullher.
- Microscopio metalográfico LEITZ aumentos 100X, 1200X, 2000X, UPIICSA-I.P.N.
- Microscopio NICON 600X, 1200X UNAM.
- Horno de resistencia eléctrica a 1600°C marca LEYBOL FES - C .UNAM.
- Gas: Argón.
- Medio de enfriamiento: agua fría con agitación ó aceite.

## CAPITULO V

### CUADRO EXPERIMENTAL

Se seleccionaron cuatro factores, cada uno de ellos a tres niveles:

Factores:

- Temperatura de austenización seleccionada.
- Tiempo de permanencia a la temperatura de austenización seleccionada.
- Temperatura de revenido.
- Tiempo de permanencia a la temperatura de revenido.

Si se hiciera un análisis experimental factorial, el número de posibilidades experimentales es de  $4! 3! = 146$  experimentos, y si hablamos de 5 tipos de acero tendríamos que hacer 730 corridas.

El uso de la técnica Taguchi (7) permite un menor número de corridas y encontrar la mejor relación de factores y niveles.

Este arreglo ortogonal permitirá analizar los resultados de manera más rápida y económica sin perder de vista que es un acercamiento notable para encontrar la relación óptima de factores y niveles. (7, 10) Se determinó trabajar con arreglo L<sub>9</sub>.

*El arreglo ortogonal queda de la siguiente manera.*

FACTORES	COLUMNA			
CORRIDA	1	2	3	4
1	1	1	1	1
2	1	2	2	2
3	1	3	3	3
4	2	1	2	3
5	2	2	3	1
6	2	3	1	2
7	3	1	3	2
8	3	2	1	3
9	3	3	2	1

Para cada acero se tendrían 9 corridas experimentales y si son 5 aceros se tendrían 45 corridas.

**TABLA 10** *Comparativa Experimental*  
*Método de Análisis Factorial vs. Método Geniachi Taguchi*

	Análisis factorial	Taguchi
1 acero	144	9
5 aceros	720	45



## ACEROS DE HERRAMIENTAS

### 5.1 ACERO O1

FACTORES	N <sub>1</sub>	N <sub>2</sub>	N <sub>3</sub>
Temperatura de austenización	750°C	810°C	840°C
Tiempo de permanencia a temperatura de austenización	10 minutos	20 minutos	60 minutos
Temperatura de revenido	180°C	220°C	300°C
Tiempo de permanencia a temperatura de revenido	10 minutos	20 minutos	60 minutos

Acero	Corrida	Dureza HRC	Temperatura de austenización	Tiempo de permanencia en temperatura de austenización	Temperatura de revenido	Tiempo de permanencia en temperatura de revenido
O1	1:	62	750°C	10 min.	180°C	10 min.
O1	2:	65	750°C	20 min.	220°C	20 min.
O1	3:	60	750°C	60 min.	300°C	60 min.
O1	4:	60	810°C	10 min.	220°C	60 min.
O1	5:	62	810°C	20 min.	300°C	10 min.
O1	6:	60	810°C	60 min.	180°C	20 min.
O1	7:	58	840°C	10 min.	300°C	20 min.
O1	8:	57	840°C	20 min.	180°C	60 min.
O1	9:	55	840°C	60 min.	220°C	10 min.

¿Qué se mide o desea?:

Menor cantidad de austenita retenida bajo la observación metalográfica.

La determinación es por medio visual.

## 5.2. ACERO HERRAMIENTA D2

*Temperatura A<sub>C3</sub> 1050 °C*

FACTORES	N <sub>1</sub>	N <sub>2</sub>	N3
Temperatura de austenización seleccionada	1050°C	1100°C	1150°C
Temperatura de revenido.	250°C	400°C	550°C
Tiempo de permanencia a temperatura de austenizado	10 minutos	20 minutos	60 minutos
Tiempo de permanencia a temperatura de revenido	10 minutos	20 minutos	30 minutos

Acero	Corrida	Dureza HRC	Temperatura de austenización	Tiempo de permanencia en temperatura de austenización	Temperatura de revenido	Tiempo de permanencia en temperatura de revenido
D2	1:	58	1050°C	10 minutos	250°C	10 minutos
D2	2:	60	1050°C	20 minutos	400°C	20 minutos
D2	3:	57	1050°C	60 minutos	550°C	30 minutos
D2	4:	58	1100°C	10 minutos	400°C	30 minutos
D2	5:	63	1100°C	20 minutos	550°C	10 minutos
D2	6:	60	1100°C	60 minutos	250°C	20 minutos
D2	7:	58	1150°C	10 minutos	550°C	20 minutos
D2	8:	54	1150°C	20 minutos	250°C	30 minutos
D2	9:	53	1150°C	60 minutos	400°C	10 minutos

### 5.3 ACERO HERRAMIENTA H13

*Temperatura de austenización: 990°C*

<b>FACTORES</b>	<b>N<sub>1</sub></b>	<b>N<sub>2</sub></b>	<b>N<sub>3</sub></b>
Temperatura de austenización seleccionada.	990°C	1010°C	1150°C
Tiempo de permanencia a la temperatura seleccionada.	10 minutos	20 minutos	60 minutos
Temperatura de revenidos.	450°C	600°C	630°C
Tiempo de permanencia a la temperatura de revenido.	10 minutos	20 minutos	30 minutos

Acero	Corrida	Dureza HRC	Temperatura de austenización	Tiempo de permanencia en temperatura de austenización	Temperatura de revenido	Tiempo de permanencia en temperatura de revenido
H13	1:	50	990°C	10 minutos	450°C	10 minutos
H13	2:	48	990°C	20 minutos	600°C	20 minutos
H13	3:	52	990°C	60 minutos	630°C	30 minutos
H13	4:	56	1010°C	10 minutos	600°C	30 minutos
H13	5:	50	1010°C	20 minutos	630°C	10 minutos
H13	6:	56	1010°C	60 minutos	600°C	20 minutos
H13	7:	44	1150°C	10 minutos	630°C	20 minutos
H13	8:	48	1150°C	20 minutos	450°C	30 minutos
H13	9:	50	1150°C	60 minutos	600°C	10 minutos

## 5.4 ACERO HERRAMIENTA T1

*Temperatura de austenización: 1287°C*

FACTORES	N <sub>1</sub>	N <sub>2</sub>	N <sub>3</sub>
Temperatura de austenización seleccionada.	1260°C	1300°C	1320°C
Tiempo de permanencia a la temperatura seleccionada	10 minutos	20 minutos	60 minutos
Temperatura de revenido	450°C	630°C	650°C
Tiempo de permanencia a la temperatura de revenido.	10 minutos	20 minutos	30 minutos

Acero	Corrida	Dureza HRC	Temperatura de austenización	Tiempo de permanencia en temperatura de austenización	Temperatura de revenido	Tiempo de permanencia en temperatura de revenido
T1	1:	58	1260°C	10 minutos	450°C	10 minutos
T1	2:	60	1260°C	20 minutos	630°C	20 minutos
T1	3:	57	1260°C	60 minutos	650°C	30 minutos
T1	4:	60	1300°C	10 minutos	630°C	30 minutos
T1	5:	62	1300°C	20 minutos	650°C	10 minutos
T1	6:	54	1300°C	60 minutos	450°C	20 minutos
T1	7:	56	1320°C	10 minutos	650°C	20 minutos
T1	8:	56	1320°C	20 minutos	450°C	30 minutos
T1	9:	54	1320°C	60 minutos	630°C	10 minutos

## 5.5 ACERO HERRAMIENTA M2

*Temperatura de austenización. 825°C*

<b>FACTORES</b>	<b>N<sub>1</sub></b>	<b>N<sub>2</sub></b>	<b>N<sub>3</sub></b>
Temperatura de austenización seleccionada	1100°C	1200°C	1300°C
Tiempo de permanencia a la temperatura de austenización	10 minutos	20 minutos	60 minutos
Temperatura de revenido	300°C	600°C	650°C
Tiempo de permanencia a la temperatura de revenido	10 minutos	20 minutos	30 minutos

Acero	Corrida	Dureza HRC	Temperatura de austenización	Tiempo de permanencia en temperatura de austenización	Temperatura de revenido	Tiempo de permanencia en temperatura de revenido
M2	1:	52	1100°C	10 minutos	300°C	10 minutos
M2	2:	58	1100°C	20 minutos	600°C	20 minutos
M2	3:	60	1100°C	60 minutos	650°C	30 minutos
M2	4:	54	1200°C	10 minutos	600°C	30 minutos
M2	5:	62	1200°C	20 minutos	650°C	10 minutos
M2	6:	56	1200°C	60 minutos	300°C	20 minutos
M2	7:	54	1300°C	10 minutos	650°C	20 minutos
M2	8:	58	1300°C	20 minutos	300°C	30 minutos
M2	9:	56	1300°C	60 minutos	600°C	10 minutos

## CAPITULO VI

### OBSERVACIONES AL MICROSCOPIO METALGRÁFICO

Se comentan 20 metalografías obtenidas de las corridas experimentales, el reactivo utilizado fue Nital (17), por obtenerse buenos resultados en definición de grano y estructura.

#### 6.1 PARA ACEROS HERRAMIENTA O1

Se discutirán los resultados más representativos de las corridas.



**Foto: 1**

**Descripción:** Muestra lo que ocurre cuando la temperatura es alta con tiempo de permanencia alta. Muestra martensita acicular (color oscuro como agujas) con fondo blanco de austenita retenida.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 500X

**Corrida:** 8

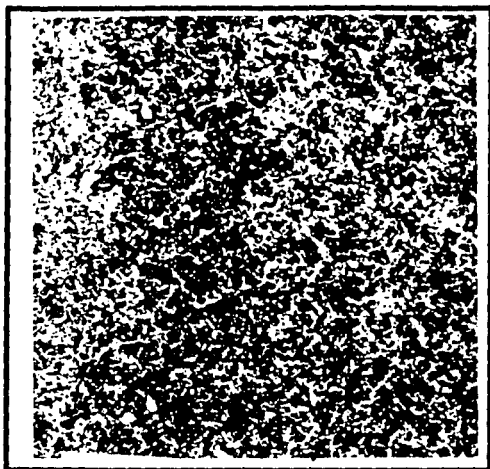
**Austenizado:** a 810°C

**Tiempo de permanencia:** 60 minutos

**Temperatura de revenido:** 180°C

**Tiempo de revenido:** 20 minutos

**Dureza:** 60 HRC



**Foto: 2**

**Descripción:** Muestra cementita esferoidal y agujas de martensita en blanco, se calcula No. de grano 9 - 10. En fondo blanco se observa austenita retenida en menor cantidad.

**Ataque:** NITAL 2%

**Aumentos:** 250X

**Corrida:** 5

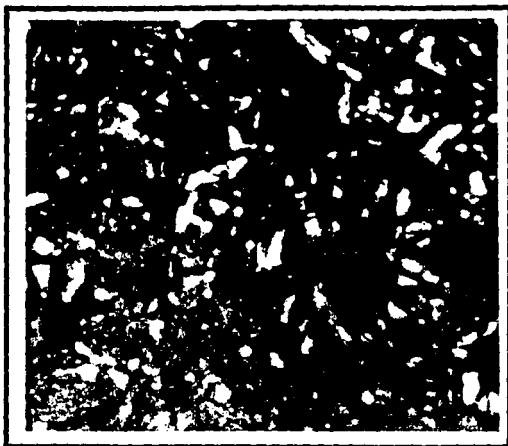
**Austenizado:** 810°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos.

**Temperatura de revenido:** 300°C.

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:** 62HRC



**Foto: 3**

**Descripción:** Se observa martensita gruesa sin revenir, el fondo blanco es austenita retenida.

**Ataque:** NITAL 2%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 8

**Austenizado:** a 840°C

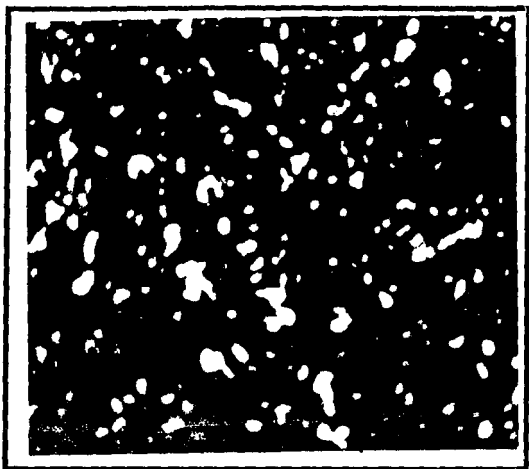
**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 180°C

**Tiempo de revenido:** 60 minutos

**Dureza:** 57HR<sub>C</sub>





**Foto: 4**

**Descripción:** Partículas esféricas de carburos en una matriz de austenita retenida. Zonas blancas son austenita retenida

**Ataque:**NITAL 4%

**Aumentos:**1000X

**Corrida:**4

**Austenizado:**810°C

**Tiempo de permanencia:**10 minutos

**Temperatura de revenido:**220°C

**Tiempo de revenido:** 60 minutos

**Dureza:**60HRC



**Foto: 5**

**Descripción:** La estructura consta de martensita acicular (negro) en fondo se observa (en blanco) austenita retenida.

**Ataque:**NITAL 4%

**Aumentos:**1000X

**Corrida:**9

**Austenizado:**840°C

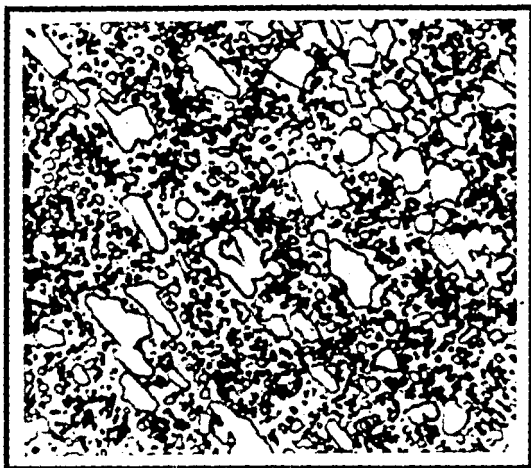
**Tiempo de permanencia:**60 minutos

**Temperatura de revenido:**220°C

**Tiempo de revenido:**10 minutos

**Dureza:**55HRC

## 6.2 Acero herramienta D2



**Foto: 6**

**Descripción:** Muestra mezcla de carburos aleados en matriz ferrita, los constituyentes de carburos son principalmente tipo  $M_7C_3$  ( $CrFe$ ) $_7C_3$  + (Fierro Cromo) $_3C$  en matriz ferrita, esto es conseguido por el tratamiento térmico.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 500X

**Corrida:** 8

**Austenizado:** 1150°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 250°C

**Tiempo de revenido:** 30 minutos

**Dureza:** 54HRC



**Foto: 7**

**Descripción:** Se muestran claramente carburos  $M_3C$ ,  $M_7C$  bien delineados, después de revenir con una matriz martensítica blanca, existen también en pequeñas cantidades cementita esferoidizada (negro).

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 500X

**Corrida:** 5

**Austenizado:** 1100°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 550°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:** 63HRC

### 6.3 Acero herramienta H13.



**Foto: 8**

**Descripción:** Carburos disueltos. Existen carburos que emigraron a bordes de grano por el tratamiento del revenido. Los carburos son  $M_7C_3$ ,  $M_3C$ ,  $M_6C$  ( $Fe_3Mo_3C$ ).

**Ataque:** NITAL 5%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** Confirmatoria

**Austenizado:** 1010°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 600°C

**Tiempo de revenido:** 30 minutos

**Dureza:** 56HRC



**Foto: 9**

**Descripción:** Muestra martensita gruesa (agujas) revenida al fondo se observa en blanco austenita sin revenir.

**Ataque:** NITAL 5%

**Aumentos:** 500X

**Corrida:** 9

**Austenizado:** 1150°C

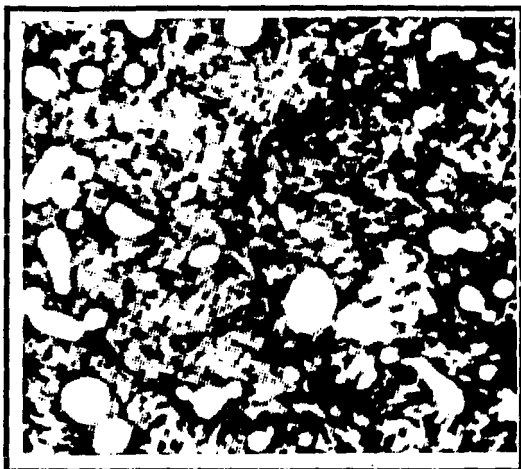
**Tiempo de permanencia:** 60 minutos.

**Temperatura de revenido:** 400°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:** 50HRC

#### 6.4 Acero herramienta T1



**Foto: 10**

**Descripción:** Los carburos de vanadio se observan más redondeados MC que los tipos  $M_3C$  y  $M_7C$ .

Puede considerarse nula la austenita retenida en pequeños conglomerados de  $Fe_3C$  en límites de grano y posiblemente bainita inferior (zona blanca clara).

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 8

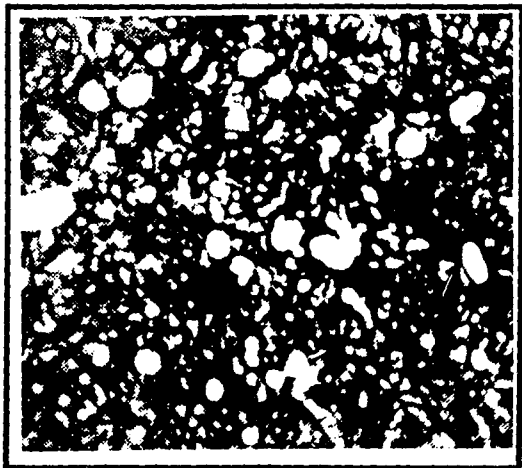
**Austenizado:** 1320°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 450°C

**Tiempo de revenido:** 30 minutos

**Dureza:** 56HRC



**Foto: 11**

**Descripción:** Muestra distribución poco uniforme de carburos disueltos en una matriz de austenita retenida. Los carburos son de M<sub>3</sub>C, M<sub>6</sub>C; M<sub>2</sub>C.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 6

**Austenizado:** 1300°

**Tiempo de permanencia:** 60 minutos

**Temperatura de revenido:** 450°C

**Tiempo de revenido:** 20 minutos

**Dureza:** 54HRC.





**Foto: 12**

**Descripción:** Muestra estructura sobrecalentada, grano grueso y martensita acicular con grandes zonas de austenita no revenida. Se observan algunos granos de carburos en formación posiblemente por exceso de temperatura de revenido, lo cual sobrepasan la posibilidad de precipitar en rango adecuado de temperatura.

**Ataque:** NITAL 5%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 9

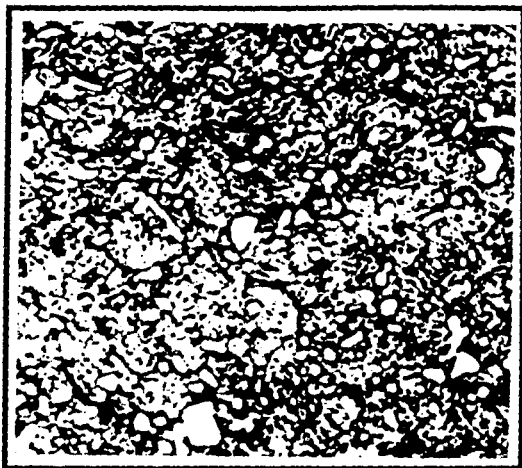
**Austenizado:** 1320°C

**Tiempo de permanencia:** 60 minutos

**Temperatura de revenido:** 630°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:** 54HRC



**Foto: 13**

**Descripción:** Se observa estructura de granos finos de carburos distribuidos con cierta homogeneidad en la matriz de martensita revenida.

**Ataque:** NITAL 5%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 5

**Austenizado:** 1300°C

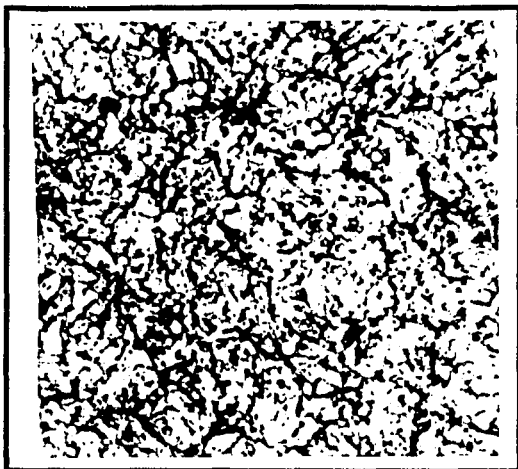
**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 650°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos.

**Dureza:** 62HRC

## 6.5 Acero herramienta M2



### Foto: 14

**Descripción:** Estructura que muestra carburos disueltos en matriz revenida y pequeños nódulos de carburos no disueltos.

Se observa límites de granos con precipitación de cantidades pequeñas de cementita (negra). Pequeños nodos de carburos (blancos) precipitan en bordes de grano.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 2

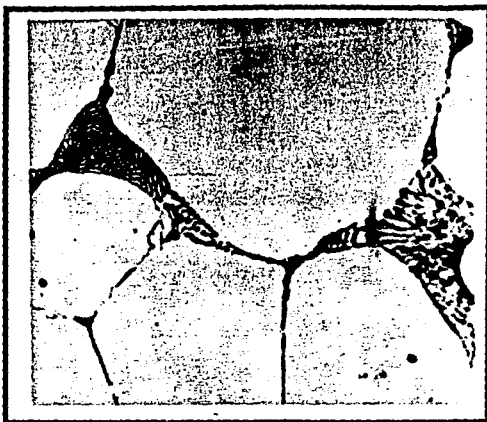
**Austenizado:** 1000°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 600°C

**Tiempo de revenido:** 20 minutos

**Dureza:** 58HRC



**Foto: 15**

**Descripción:** Estructura de sobrecalentamiento o "quemado". Hay grandes zonas de eutécticos en bordes de grano.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 9

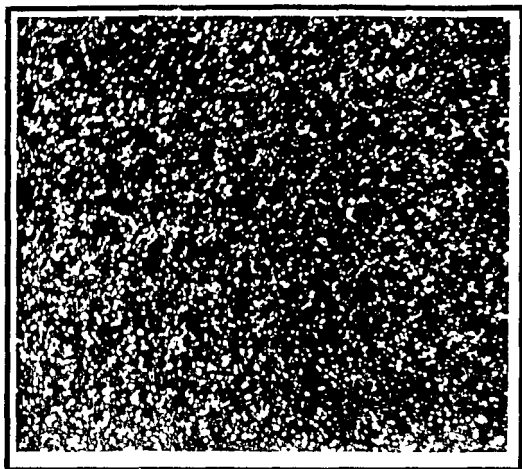
**Austenizado:** 1300°C

**Tiempo de permanencia:** 60 minutos

**Temperatura de revenido:** 600°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:** 56HRC



**Foto: 16**

**Descripción:** Esferoidización completa de carburos finos en matriz martensítica para austenita revenida (blanco).

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 100X

**Corrida:** 5

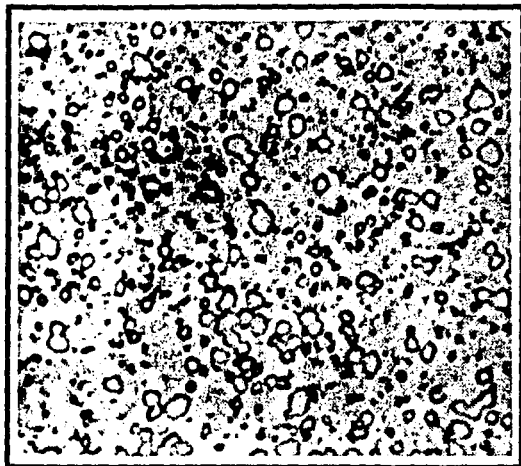
**Austenizado:** 1200°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 650°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:** 62HRC



**Foto: 17**

**Descripción:** Carburos finos en matriz de martensita revenida, no se observan límites de grano.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 1

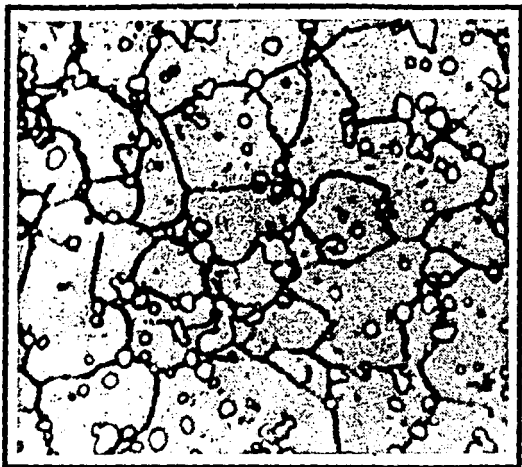
**Austenizado:** 1100°C

**Tiempo de permanencia:** 10 minutos

**Temperatura de revenido:** 600°C

**Tiempo de revenido:** 30 minutos

**Dureza:** 52HRC



**Foto: 18**

**Descripción:** Se observan carburos cerca de los límites de grano en matriz martensítica revenida.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 8

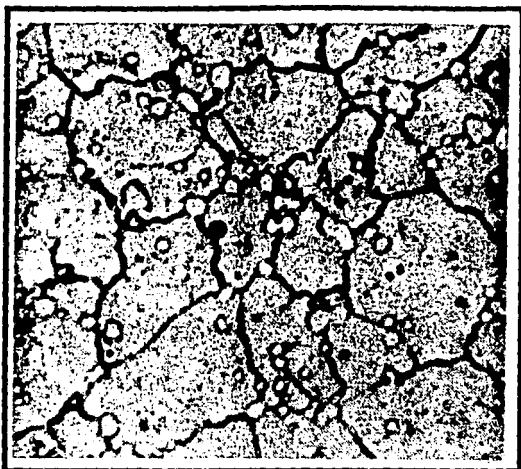
**Austenizado:** 1300°C

**Tiempo de permanencia:** 20 minutos

**Temperatura de revenido:** 300°C

**Tiempo de revenido:** 30 minutos

**Dureza:** 58HRC



**Foto: 19**

**Descripción:** Se observan carburos en límites de grano, se puede considerar que hubo crecimiento de grano ausfénico.

**Ataque:** NITAL 4%

**Aumentos:** 1000X

**Corrida:** 6

**Austenizado:** 1200°C.

**Tiempo de permanencia:** 60 minutos

**Temperatura de revenido:** 300°C

**Tiempo de revenido:** 20 minutos

**Dureza:** 56HRC





**Foto: 20**

**Descripción:** Se observa el quemado de la estructura por sobrecalentamiento, gran tamaño de grano, precipitación de eutécticos en límite de grano.

**Ataque:** 4%

**Aumentos:**1000X

**Corrida** 9

**Austenizado:** 1300°C

**Tiempo de permanencia:** 60 minutos

**Temperatura de revenido:** 600°C

**Tiempo de revenido:** 10 minutos

**Dureza:**56HRC

## **CAPITULO VII**

### **ANÁLISIS DE RESULTADOS PARA CADA ACERO**

#### **METODOLOGÍA EXPERIMENTAL DE TAGUCHI**

- 1 Definición del problema.**
- 2 Determinación de factores y niveles.**
- 3 Determinación del arreglo ortogonal a usar .**
- 4 Obtención de las corridas experimentales.**
- 5 Determinación de factores y niveles importantes -  
Gráficas lineales.**
- 6 Obtención de valores promedio. .**
- 7 Determinación de ecuación pronóstico.**
- 8 Análisis de la ANOVA para determinar el peso  
específico de factores.**
- 9 Análisis de resultados y conclusiones.**

## ACERO 01

### 7.1 OBTENCIÓN DE TABLA DE DUREZA FACTORES.

No. de prueba	A	B	C	D	Dureza HRC
1	1	1	1	1	62
2	1	2	2	2	65
3	1	3	3	3	60
4	2	1	2	3	60
5	2	2	3	1	62
6	2	3	1	2	60
7	3	1	3	2	58
8	3	2	1	3	57
9	3	3	2	1	55

A: °T Austenización  
B: Tiempo de Aust.  
C: Temperatura de rev.  
D: Tiempo de revenido

### 7.2 DETERMINACIÓN DE RESPUESTA PROMEDIO DE CADA UNO DE LOS NIVELES DE CADA FACTOR.

#### PROMEDIO DE FACTORES

FACTOR	NIVEL I	NIVEL II	NIVEL III	PROMEDIO
A	62.33	60.66	56.66	59.88
B	60	61.33	58.33	59.88
C	59.66	60	60	59.88
D	59.66	61	59	59.88

### 7.3 FACTORES Y NIVELES SELECCIONADOS

A NIVEL 1

B NIVEL 2

C NIVEL 2 Se escoge nivel 2 por tener menor temperatura

D NIVEL 2

### 7.4 ECUACIÓN DE PRONÓSTICO. (7, 9, 10)

$$E_p = T + (A_1 - T) + (B_2 - T) + (C_2 - T) + (D_2 - T)$$

$$E_p = 59.88 + (62.33 - 59.88) + (61.33 - 59.88) + (60 - 59.88) + (61 - 59.88)$$

$$E_p = 65.02 \text{ HRC. - Semejante a } \mathbf{CORRIDA 2}$$

## 7.5 TABLA DE ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA).

FUENTE	df	ss	ms	RAZON F	S*	%
A	2	50.83	25.415	169.43	50.68	71.48
B	2	13.53	6.765	45.1	13.38	18.87
C	2*	0.3	0.150			
D	2	6.2	3.1	20.66	6.05	8.53
Error agrupado	2	0.3	0.150		0.600	0.84
TOTAL	8	70.9	8.863		70.9	

### Solución

$$1.-F.C = \frac{(62+65+60+60+62+60+58+57+55)^2}{9} = 32,280.$$

$$*SS_{Total} = (62^2 + 65^2 + 60^2 + 60^2 + 62^2 + 60^2 + 58^2 + 57^2 + 55^2) - 32,280 = 71$$

$$SS_A = \left[ \frac{(62+65+60)^2}{3} + \frac{(62+60+60)^2}{3} + \frac{(58+57+55)^2}{3} \right] - 32,280$$

$$SS_A = [11,656.3 + 11,041.3 + 9,633.3] - 32,280 = 50.83$$

$$SS_B = \left[ \frac{(62+60+58)^2}{3} + \frac{(65+62+57)^2}{3} + \frac{(60+60+55)^2}{3} \right] - 32,280$$

$$SS_B = [10,800 + 11,285.3 + 10,208.3] - 32,280 = 13.53$$

$$SS_C = \left[ \frac{(62+60+57)^2}{3} + \frac{(65+60+55)^2}{3} + \frac{(60+62+58)^2}{3} \right] - 32,280 =$$

$$SS_C = [10,680.3 + 10,800 + 10,800] - 32,800 = 0.3$$

$$SS_D = \left[ \frac{(62+62+55)^2}{3} + \frac{(65+60+58)^2}{3} + \frac{(60+60+57)^2}{3} \right] - 32,280 = 6.2$$

Los resultados del ANOVA indican que el factor más importante es la temperatura de austenizado con un 71.48% de participación. En 2o. lugar el tiempo de austenización impacta en un 18.87%, y los factores no considerados son casi despreciables con un 0.84%.

Es decir, los factores que más influyen para disminuir el contenido de austenita retenida, que se refleja en una mayor dureza son:

- Temperatura de austenizado en 1er. lugar
- Tiempo de austenización en 2o lugar, esto se muestra en la tabla de análisis de varianza (ANOVA) indicada líneas arriba.

## ACERO D2

### 7.1 OBTENCIÓN DE TABLA DE DUREZA.

#### FACTORES.

No. de prueba	A	B	C	D	Dureza HRC
1	1	1	1	1	58
2	1	2	2	2	60
3	1	3	3	3	57
4	2	1	2	3	58
5	2	2	3	1	63
6	2	3	1	2	60
7	3	1	3	2	58
8	3	2	1	3	54
9	3	3	2	1	53

A: °T Austenización  
B: Tiempo de Aust.  
C: Temperatura de rev.  
D: Tiempo de revenido

### 7.2 DETERMINACIÓN DE RESPUESTA PROMEDIO DE CADA UNO DE LOS NIVELES DE CADA FACTOR.

#### PROMEDIO DE FACTORES.

FACTOR	NIVEL I	NIVEL II	NIVEL III	PROMEDIO
A	58.33	60.33	55	57.88
B	58	59	56.66	57.88
C	57.33	57	59.33	57.88
D	58	59.33	56.33	57.88

### 7.3 FACTORES Y NIVELES SELECCIONADOS.

A NIVEL 2

B NIVEL 2

C NIVEL 3

D NIVEL 2

### 7.4 ECUACIÓN DE PRONÓSTICO.

$$E_p = T + (A_2 - T) + (B_2 - T) + (C_3 - T) + (D_2 - T)$$

$$E_p = 57.88 + (60.33 - 57.88) + (59 - 57.88) + (59.33 - 57.88) + (59.33 - 57.88)$$

$$E_p = 64.95 \text{ HRC} \text{.- Mejora a } \text{CORRIDA } 5$$

7.5 TABLA DE ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA).

FUENTE	df	ss	ms	RAZON F	S*	%
A	2	43.52	21.76	21.76	43.52	58.10
B	2	8.22	4.11	4.11	8.22	10.97
C	2	9.53	4.76	4.76	9.53	12.72
D	2	13.53	6.76	6.76	13.53	18.06
TOTAL	8	74.90	9.36		74.90	

Solución :

$$FC=30,160.11$$

$$SS=30,335-30,260.11=74.9$$

$$SSA=[10,208.33+10,920.3+9,075]-30,160.11=43.52$$

$$SSB = [10,092 + 10,443 + 9,633.33]-30,160.11=8.22$$

$$SSC=[9,861.3 + 9,747 + 10,561.3]-30,160.11=9.52$$

$$SSD=[10,092 + 10,561.3 + 9,520.33]-30,160.11=13.49$$

El resultado observado en el ANOVA en el acero D2, señala que los factores y niveles A<sub>2</sub>, B<sub>2</sub>, C<sub>3</sub> y D<sub>2</sub>, son los más importantes y que el factor que mas influye para obtener las mejores condiciones es la temperatura de austenización con un 58.10% según muestra la tabla de ANOVA.

## ACERO H13

### 7.1 OBTENCIÓN DE TABLA DE DUREZA. FACTORES.

No. de prueba	A	B	C	D	Dureza HRC
1	1	1	1	1	50
2	1	2	2	2	48
3	1	3	3	3	52
4	2	1	2	3	56
5	2	2	3	1	50
6	2	3	1	2	46
7	3	1	3	2	44
8	3	2	1	3	48
9	3	3	2	1	50

A: °T Austenización  
B: Tiempo de Aust.  
C: Temperatura de rev.  
D: Tiempo de revenido

### 7.2 DETERMINACIÓN DE RESPUESTA PROMEDIO DE CADA UNO DE LOS NIVELES DE CADA FACTOR. PROMEDIO DE FACTORES.

FACTOR	NIVEL I	NIVEL II	NIVEL III	PROMEDIO
A	50.00	50.66	47.33	49.33
B	50.00	48.66	49.33	49.33
C	48.00	51.33	48.66	49.33
D	50.00	46.00	52.00	49.33

### 7.3 FACTORES Y NIVELES SELECCIONADOS

A NIVEL 2

B NIVEL 3

C NIVEL 2

D NIVEL 3

### 7.4 ECUACIÓN DE PRONÓSTICO.

$$E_p = T + (A_2 - T) + (B_3 T) + (C_2 - T) + (D_3 - T)$$

$$E_p = 49.33 + (50.66 - 49.33) + (49.33 - 49.33) + (51.33 - 49.33) + (52.00 - 49.33)$$

$$E_p = 55.33 \text{ HRC} \text{.- Semejante a } \mathbf{CORRIDA 4}$$

### 7.5 TABLA DE ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA).

FUENTE	df	ss	ms	RAZON F	S*	%
A	2	18.63	9.32	7.008	17.3	18.02
B	2*	2.66	1.33			
C	2	18.63	9.32	7.008	17.3	18.02
D	2	56.00	28	21.05	54.67	56.94
Error agrupado	2	2.66	1.33		5.32	5.54
TOTAL	8	96	12	-	96	

Solución:

$$FC=21,904$$

$$SS=22,000-21,904. =96$$

$$SSA=[7,500+7,701.3+6,721.3]-21,904=18.63$$

$$SSB = [7,500+7,105.33+7,301.33]-21,904=2.66$$

$$SSC=[6,912+7,905.3+7,105.3]-21,904=18.63$$

$$SSD=[7,500 + 6,348+8,112]-21,904=56.0$$

El análisis de ANOVA indica que los tiempos de revenido (D) con un 56.94%, es el factor más importante, seguido de la temperatura de austenización (18.02%) y de la temperatura seleccionada de revenido.(18.02%), según marca la tabla de ANOVA.

Factores no considerados dan el 5.54% y se pueden considerar de poco peso para los resultados obtenidos en la tabla de ANOVA.



## ACERO T1

### 7.1 OBTENCIÓN DE TABLA DE DUREZA. FACTORES.

No. de prueba	A	B	C	D	Dureza HRC
1	1	1	1	1	58
2	1	2	2	2	60
3	1	3	3	3	57
4	2	1	2	3	60
5	2	2	3	1	62
6	2	3	1	2	54
7	3	1	3	2	44
8	3	2	1	3	56
9	3	3	2	1	54

- A: °T Austenización  
B: Tiempo de Aust.  
C: Temperatura de rev.  
D: Tiempo de revenido

### 7.2 DETERMINACIÓN DE RESPUESTA PROMEDIO DE CADA UNO DE LOS NIVELES DE CADA FACTOR. PROMEDIO DE FACTORES.

FACTOR	NIVEL I	NIVEL II	NIVEL III	PROMEDIO
A	58.33	58.66	55.33	57.44
B	58.0	59.33	55	57.44
C	56.0	58.0	58.33	57.44
D	58.0	56.66	57.66	57.44

### 7.3 FACTORES Y NIVELES SELECCIONADOS.

- A NIVEL 2  
B NIVEL 2  
C NIVEL 3  
D NIVEL 1

### 7.4 ECUACIÓN DE PRONÓSTICO.

$$E_p = T + (A_2 - T) + (B_2 - T) + (C_3 - T) + (D_1 - T)$$

$$E_p = 57.44 + (58.66 - 57.44) + (59.33 - 57.44) + (58.33 - 57.44) + (58.00 - 57.44)$$

$$E_p = 62\text{HRC} \text{.- Semejante a } \mathbf{CORRIDA 5}$$

### 7.5 TABLA DE ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA).

FUENTE	df	ss	ms	RAZON F	S*	%
A	2	19.55	9.77	6.86	18.13	29.13
B	2	29.22	14.61	10.25	27.80	44.68
C	2	9.55	4.77	3.35	8.25	13.06
D	2*	2.85	1.42			
Error agrupado	2	2.85	1.42		5.69	9.14
TOTAL	8	62.22	7.68		62.22	

Solución:

$$FC=29,698.78$$

$$SS=62.22$$

$$SSA=[10,208+10,325+9,185.3]-29,698.78=19.55$$

$$SSB = [10,092+10,561.3+9,075]-29,698.78=29.22$$

$$SSC=[9,408+10,092+10,208.3]-29,698.78 = 9.57$$

$$SSD=[10,092+9,633.3+9,976.33]-29,698.78=2.85$$

El análisis de ANOVA indica que el factor B (tiempo de permanencia para utilizar), con un 44.68% y la temperatura de austenización (29.13%), son muy importantes para tener mejores resultados.

Sin embargo, hay un remanente (6.87%) que corresponde a factores no considerados, según marca la tabla de ANOVA.

## ACERO M2

### 7.1 OBTENCIÓN DE TABLA DE DUREZA.

#### FACTORES.

No. de prueba	A	B	C	D	Dureza HRC
1	1	1	1	1	52
2	1	2	2	2	58
3	1	3	3	3	60
4	2	1	2	3	54
5	2	2	3	1	62
6	2	3	1	2	56
7	3	1	3	2	54
8	3	2	1	3	58
9	3	3	2	1	56

A: °F Austenización  
B: Tiempo de Aust.  
C: Temperatura de rev.  
D: Tiempo de revenido

### 7.2 DETERMINACIÓN DE RESPUESTA PROMEDIO DE CADA UNO DE LOS NIVELES DE CADA FACTOR.

#### PROMEDIO DE FACTORES.

FACTOR	NIVEL I	NIVEL II	NIVEL III	PROMEDIO
A	56.66	57.33	56	56.66
B	53.33	59.33	57.33	56.66
C	55.33	56.0	58.66	56.66
D	56.66	56.0	57.33	56.66

### 7.3 FACTORES Y NIVELES SELECCIONADOS.

A NIVEL 2

B NIVEL 2

C NIVEL 3

D NIVEL 3

### 7.4 ECUACIÓN DE PRONÓSTICO.

$$E_p = T + (A_2 \cdot T) + (B_2 \cdot T) + (C_3 \cdot T) + (D_3 \cdot T)$$

$$E_p = 56.66 + (0.67 + 2.67 + 2 + 0.67)$$

$$E_p = 62.67 \text{ HRC} \text{ .- Mejor a la CORRIDA 5}$$

### 7.5 TABLA DE ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA).

FUENTE	df	ss	ms	RAZON F	S*	%
A	2*	2.6	1.3			
B	2	55.93	27.96	21.51	54.63	68.29
C	2	18.63	9.31	7.16	17.33	21.67
D	2*	2.63	1.31			
Error agrupado	4	5.23	1.30		6.53	8.2
TOTAL	8	80.0	10.0		80.0	

Solución:

$$FC=28,900$$

$$SS=80$$

$$SSA=[9,633.3+9,861.3+9,408]-28,900=2.6$$

$$SSB = [8,533.3,+10,561.3+9,861.3]-28,900=55.93$$

$$SSC=[9,185.3+9,408+10,325.3]-28,900=18.63$$

$$SSD=[9,633.3 + 9,408+9,861.3]-28,900=2.63$$

El ANOVA muestra una clara influencia del factor B, que es el tiempo de permanencia en la temperatura de austenización con un 68.29%, seguido por la temperatura seleccionada de revenido con un 21.67%, los cuales son los factores importantes para obtener los mejores resultados, según marca la tabla de ANOVA.

Los factores secundarios y no considerados influyen en un 8.2%.

## 7.6 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS DE CORRIDAS Y ANOVA DE CADA ACERO

### ACERO 01

- Se establece que la mejor corrida experimental da 65HRC, que es la corrida 2.
- La ecuación pronóstico da un valor semejante de 65.2HRC.
- La mejor relación de factores y niveles es de
  - A Nivel 1*
  - B Nivel 2*
  - C Nivel 2*
  - D Nivel 2*
- La corrida 2 cumple esa relación de factor nivel.
- El ANOVA señala en un 71.48%, que la temperatura de austenizado es determinante en el resultado obtenido, seguida en un 18.87% del tiempo de austenización.
- El análisis de la microfotografía muestra en -color blanco- austenita retenida, donde la foto 2 correspondiente a la corrida 5, muestra cementita esferoidal y zonas de austenita retenida en límite de grano, así como agujas de martensita. La dureza 62HRC es debida a esta estructura en particular.

## ACERO D2

- Se establece que la mejor corrida experimental es la 5, misma que proporciona 63 HRC.
- La ecuación pronóstico da 65HRC.
- La mejor relación factor-nivel:
  - A Nivel 2*
  - B Nivel 2*
  - C Nivel 3*
  - D Nivel 2*
- La corrida 5 trabajo como:
  - A Nivel 2*
  - B Nivel 2*
  - C Nivel 3*
  - D Nivel 1*
- El ANOVA señala en un 58.10% que la selección de temperatura de austenización es el factor principal seguido en 2o. lugar, por el tiempo de revenido con un 18%.
- Las fotos 6 y 7 muestran las corrida 8 y 5 respectivamente, donde puede observarse claramente carburos bien delineados en la corrida 5, con pequeñas cantidades de cementita esferoidal que aparece en color negro.

## ACERO H13

- Se establece la mejor corrida experimental en la 4 con una dureza de 64HRC.
- La ecuación pronóstico da 64.99.
- La mejor relación de factor y nivel es:
  - A Nivel 2*
  - B Nivel 2*
  - C Nivel 2*
  - D Nivel 3*
- La corrida 4 trabajó como:
  - A Nivel 2*
  - B Nivel 1*
  - C Nivel 2*
  - D Nivel 3*
- Es de observarse que en este caso influyó el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización.
- El ANOVA señala que el tiempo de permanencia a la temperatura de revenido es importante en un 56.91%, aunque los factores temperatura de austenización y temperatura de revenido ejercen también influencia.
- La foto 8 (corrida 8) muestra los carburos disueltos y una tendencia a emigrar a los bordes de grano, distribuyéndose en forma pareja. Los carburos son de tipo  $M_7C_3$ ,  $M_3C$ ,  $M_6C$ . La foto 9 (corrida 9) muestra gran cantidad de martensita gruesa y austenita sin revenir debido a la alta temperatura y al tiempo de permanencia (1150°C por 60 minutos).

## ACERO T1

- Se tiene la mejor corrida experimental en la 5 donde se tiene una dureza de 62HRC, según se muestra en la tabla 5.4.
- La ecuación promedio da 62HRC que es la misma que en el experimento 5, es decir que no habrá una corrida que supere a este resultado.
- Los niveles y factores quedan:
  - A Nivel 2
  - B Nivel 2
  - C Nivel 3
  - D Nivel 1
- Como puede observarse en las fotografías 10,11,12 y 13 y que corresponden a las corridas : 8,6,9,5, respectivamente existe una diferencia notable en las estructuras, pues en la foto 13 (corrida 5) se muestra una gran cantidad de carburos de vanadio redondeado de tipo MC, y carburos tipo  $M_7C_3$  bien distribuidos en una matriz. En tanto que en las corridas 6, 8, y 9 muestra más austenita retenida y un mayor tamaño de grano.
- En las fotos 10,11 y 12 se observa el efecto de la temperatura y tiempos de austenización que repercuten en una mayor cantidad de austenita retenida.
- El ANOVA señala que durante el tiempo de austenización con 29.13% la temperatura de austenización con un 44.68% son determinantes, pero hay un 9.14% imputado a factores no considerados y a factores secundarios.



## ACERO M2

- Debido a lo anteriormente expuesto se establece la mejor corrida a la 5 con 62HRC.
- La ecuación pronóstico da un 62.7, lo cual mejora ligeramente la obtenida en la corrida 5.
- Los factores y niveles óptimos quedan:
  - A Nivel 2*
  - B Nivel 2*
  - C Nivel 3*
  - D Nivel 3*
- De las fotos 14 a 20 se observan los resultados de las corridas: 2, 5, 6, 8, 9, observándose diferencias entre cada una de ellas.
- En el caso de la corrida 9, puede observarse el efecto de las altas temperaturas y de los tiempos de permanencia precipitando en los bordes de grano eutécticos.
- La corrida 5 muestra homogeneidad de estructura con pocas zonas de austenita retenida aunque no se observen bien los límites de grano.
- El ANOVA señala que el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización es importante con un 68.29%, seguido de la temperatura seleccionada de revenido con un 21.67%.

Otros factores secundarios no considerados influyen en un 8.2%.

**CUADRO COMPARATIVO**

**TABLA 13**

*Factores Dominantes y Niveles*

ACERO	A	B	C	D	Dureza HRC	Obtenida	Pronóstico
O1	1	2	2	2	57-62	65	65.2
D2	2	2	3	2	54-61	63	64.9
H13	2	2	2	3	38-54	54	55
T1	2	2	3	1	60-65	62	62
M2	2	2	3	3	60-65	62	62.7

**TABLA 14**

*% de Participación por Factor*

	A	B	C	D
O1	71.48	18.87		8.53
D2	58.1	10.97	12.73	18.06
H13	18.02		18.02	56.94
T1	29.13	44.68	13.06	
M2		68.29	21.67	

## CAPITULO VIII

### DISCUSIÓN DE RESULTADOS

#### CINÉTICA DE LA TRANSFORMACION DE AUSTENITA

Las transformaciones de fase pueden ser determinadas por las curvas "S", cuyos picos están en función de tiempo (para transformaciones isotérmicas) o tiempo y temperatura (transformaciones continuas) y no hay excepción. La velocidad de transformación se incrementa progresivamente con el tiempo, o bien con el tiempo y la temperatura.

Los mecanismos de formación de austenita dependen de los tipos de aleantes determinados y del tipo de acero que se estudia como: hipoeutectoides, eutectoides o hipereutectoides, pues se involucra formación de austenita, disolución de carburos, homogeneización de componentes y de microaleantes, recristalización y crecimiento de grano, los cuales ocurren a altas temperaturas. La formación de austenita depende inicialmente de defectos de la estructura cristalina, fluctuaciones en la concentración de los solutos y el tamaño de las interfaces entre ferrita y carburos o grafito. Asimismo la heterogeneidad química permite formar austenita retenida. Una disminución en el proceso de difusión cuando ocurre calentamiento o mantenimiento de temperatura después de una completa transformación a ferrita, permite formar carburos residuales existiendo un gradiente de composición en la austenita que pueda existir (37)

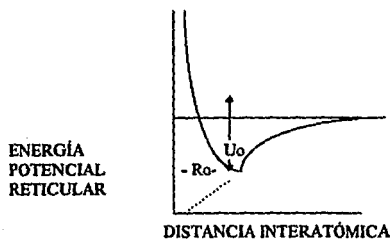
La austenita exhibe una variada cantidad de elementos de aleación según sea su contenido de carbono equivalente. La distribución no uniforme de elementos de aleación es un factor importante que interviene en la existencia de la distribución del carbono, este efecto es importante por la posible presencia de carburos y que a temperaturas de austenización comercial se restringe el excesivo crecimiento de grano tal y como ocurre en los aceros de alta velocidad. (37)

La preferencia de la nucleación de austenita a ferrita-carburos intergranulares, es causada por la velocidad de transformación de austenita al incrementar su presencia en las áreas intergranulares, es decir, que un tamaño muy pequeño de grano influye para una precipitación de ferrita en los límites de grano, como por tanto un tamaño de grano del número 8 ó 9 provocará una excesiva precipitación de ferrita en los límites de grano.

La energía interna que permite la existencia de cualquier estructura está compuesta de: la energía reticular "U", o energía potencial, debida ésta las atracciones y repulsiones que ejercen los átomos entre sí.

La energía térmica del cristal está asociada a las vibraciones de las posiciones reticulares de equilibrio (cinética). La energía interna pues, es la suma de la energía potencial y la energía cinética.(38)

La representación gráfica de la variación reticular se observa en la siguiente figura.



En un cristal completamente recrystalizado, la fuerza impulsora para el crecimiento de grano queda en la energía de superficie de los límites de grano, y según crece el grano, el número de granos decrece. El área límite de grano disminuye y la energía superficial total desciende. Esta difusión atómica se expresa por la constante:  $k = k_0 e^{-Q/RT}$ .

Siendo T la temperatura en grados kelvin, que con el incremento de temperatura permite que el tamaño de grano crezca. La energía de unión en los metales es importante, pues a una mayor energía permite que este crecimiento de grano se retrase o evite. Así la energía de unión que forma los carburos con aleantes como el molibdeno o el vanadio, son mayores a la energía mínima necesaria que permita la nucleación y crecimiento de grano.(38)

La ley de crecimiento de tamaño de grano queda expresada en función de la temperatura y tiempo de la manera siguiente:

$$D^2 - D_0^2 = K_0 t e^{-Q/RT}$$

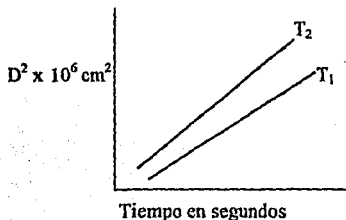
Donde Q Es igual al calor de activación empírico del proceso.

T Temperatura en grados kelvin.

R Constante internacional del gas.

D Diámetro final.

t Tiempo en segundos.



ACTA MET.6 (1958) PAG. 539.

Sin embargo, este crecimiento varía al llegar a cierto rango de temperatura, debido a que la misma temperatura proporciona un valor de energía de activación que permite:

- Combinación química entre elementos.
- Movimiento de las dislocaciones y reacomodo de ella.
- Cambio de estructuras.

El endurecimiento en la martensita al ocurrir la transformación, partiendo de la austenita, se explica por diversas acciones:

-Distorsión de la red reticular, lo que impide el movimiento atómico y el propio movimiento de dislocaciones, incrementando así, la acumulación de tensiones en zonas de vacancias.<sup>(39)</sup>

-Heterogeneidad de los granos austeníticos, en el tamaño de grano en donde además, hay presencia de perlita que nuclea en límites de grano austenítico.<sup>(40)</sup>

La velocidad de desarrollo G es independiente del tamaño de grano de la austenita, siendo que el numero total de núcleos que se forman por segundo varía directamente con la superficie disponible para su formación.

En un acero de grano fino 7 ASTM (64 granos x pulgada<sup>2</sup> a 100 aumentos), hay cuatro veces más área de limite de grano que en el acero de grano No. 3 ASTM (4 granos x pulgada<sup>2</sup> a 100 aumentos), por tanto la formación de la perlita en el acero de grano más fino es más rápida que en el acero de grano grueso, y esto trae como consecuencia que el acero de grano más fino tenga una menor templabilidad.<sup>(40)</sup>

El tamaño de grano austenítico grueso que aumenta Templabilidad (aumento de dureza por aumento de cantidad de martensita), está acompañada de propiedades indeseables, por la presencia de austenita retenida y su posterior transformación a martensita que ocasiona grietas de temple. Es de considerarse que solo al 0.6% de carbono se promueve la producción de martensita partiendo de la austenita, siendo que el restante carbono participa directamente en la formación de carburos.

Partiendo de lo anterior se confirma:

- A mayor contenido de carbono, mayor Templabilidad hasta el 0.6% de carbono
- La Templabilidad del acero aumenta conforme a la presencia de elementos aleantes como molibdeno y vanadio.

Es de hacerse notar que la combinación química es muy importante debido a la alta estabilidad presente en compuestos intermetálicos que impiden el crecimiento de grano y movimiento de dislocaciones, así como flujo de vacancias, incidiendo estos últimos factores en que la propia alta tensión promueva un incremento de dureza.<sup>(39)</sup>

El que una falla ocurra en los aceros herramienta tiene que ver en forma importante el tamaño de grano, pues a mayor tamaño, la posibilidad de la falla aumenta.

Esto ya se había sido expuesto por Grimith<sup>(37)</sup> que indica que el esfuerzo requerido para propagar una falla preexistente de radio C está dado por:

$$\sigma = (2 E Y/\pi C)^{1/2}$$

Donde E = módulo de elasticidad

Y = energía superficial.

Donde  $(2/\pi)^{1/2}$  es una unidad tomada, quedando entonces:

$$\sigma = (E Y/C)^{1/2}$$

## 8.1 FACTORES METALÚRGICOS QUE AYUDAN A LA FRACTURA

- 1.- El cambio de la energía absorbida en la fractura dúctil.
- 2.- Por la temperatura de transición en el cambio de estado dúctil-frágil.
- 3.- Por cambio de dirección de la orientación preferente de las dislocaciones (28).

Los factores metalúrgicos pueden ser controlados por:

- ◆ Tamaño de grano austenítico y ferrítico. (23)
- ◆ Control de aleantes en solución en ferrita. (27)
- ◆ Control de densidades de disoluciones ya distribuidas. (30)
- ◆ Segregación de impurezas en los límites de solubilidad.

Lo anterior sirve para señalar que la línea de  $M_f$  no está claramente definida, que a su vez explica que la obtención de martensita en un enfriamiento nunca es completa, aun enfriando acero absoluto, parte de ello se explica por la presencia de la red en la red cristalina, la presencia de vacancias, que permite acumulación de energía, y que a su vez forman barreras al movimiento de átomos. Además las diferentes orientaciones de los granos de martensita forman barreras naturales al propio movimiento atómico.

La cantidad de austenita retenida es difícil de medir, existiendo varios métodos que pueden determinarla:

- ⇒ Visual
- ⇒ Dilatometría y calorimetría (30)
- ⇒ Análisis cristalográfico por rayo X y rayos gama. (27, 29).
- ⇒ Por la medición de una propiedad substitutiva como la dureza. 28,34
- ⇒ Por la medición de la tenacidad.

Las curvas "S" que muestran las líneas  $m_f$ , están basadas en inspección visual de las estructuras de las probetas metalográficas, por tanto resulta muy difícil medir la cantidad de austenita retenida en una estructura integrada de muchas placas pequeñas de martensita sobrepuestas (27), además que el campo visual nos da un límite hasta del 3% máximo de austenita retenida observable bajo el microscopio óptico.

La temperatura  $m_f$  mostrada en los diagramas, debe ser entonces interpretada por medios visuales.

Las técnicas a partir de los 80's (27) para medir austenita retenida en los aceros implica mediciones cuantitativas de la difracción de rayos X, y son capaces de medir la austenita retenida en cantidades de 0.3%. (29, 30)

El efecto de los elementos de aleación es importante (15, 19, 20), pues por ejemplo, con elementos de aleación sustitucionales, se reflejan relaciones de los índices de plano habitual y orientaciones semejantes entre la martensita y la austenita retenida.

Los cambios dimensionales están asociados a la formación de austenita. (22, 23, 27, 30)

Pues se aplicaron a la relación

$$A_0 = 3.548 + 0.044(\%C)A_0 = 3.548 + 0.044 (\%C).$$

Y lo damos para un acero al 1% de C

$$\text{El valor } A_0 = 3.592 \text{ \AA}^3.$$

Siendo el volumen de la celda unitaria de la austenita (forma tetragonal) de:

$$V_A = \frac{(3.592)^3}{4} = 23.15 \text{ \AA}^3$$

En la martensita, los parámetros reticulares son:

$$A = 2.861 - 0.013 (1.0) = 2.848 \text{ \AA}$$

$$C = 2.861 + 0.116 (1.0) = 2.977 \text{ \AA}$$

$$V_M = c \times a \times a = 2.977 (2.848)^2 = 24.14 \text{ \AA}^3$$

El cambio volumétrico será:

$$\Delta V = V_M - V_A = 24.14 - 23.15 = 0.99 \text{ \AA}^3$$

Y el cambio relativo de volumen, superando que se forma la martensita desde la austenita a la temperatura ambiente es de (30)

$$\frac{\Delta V}{V_A} = 0.99^\circ \frac{A}{24.14} = 4.3\%$$

Esto quiere decir que un acero al 1% de carbono que se transforma a martensita tiene aumento en volumen de 4.3%.

La expansión en volumen es en forma isotrópica y, sin embargo se pueden utilizar cambios en longitud para medir los cambios de la reacción martensítica. (30)



Un pequeño cambio isotrópico en longitud es igual a 1/3 del cambio de volumen correspondiente

$$\frac{\Delta L}{L} = \frac{\Delta V}{3V} = \frac{4.3\%}{3} = 1.4\%$$

Lo anterior ocurre solo a nivel de celda unitaria.

Podemos hacer una consideración hipotética de que el cambio volumétrico será asimilado en los límites de grano, y en la formación de los carburos.

Esto explica porqué en la práctica esta relación no se cumple, pues además existen otros factores, tales como la coexistencias de diversas estructuras y otros factores no considerados. Posiblemente la medición del ancho de los límites intercrystalinos pueda dar una respuesta satisfactoria a la pregunta que se hacen los fabricantes de aceros herramienta a los cambios volumétricos que puedan preverse en el diseño de herramientas con estos materiales.

Partiendo de los principios anteriores, de los aceros estudiados (ver tabla 4)

O1	0.90% C.
D2	1.50% C
H13	0.35% C
T1	0.70% C
M2	0.85% C

Tenemos que el acero D2 debería presentar mayor cambio volumétrico y longitudinal, lo cual no ocurre por la presencia de aleantes que, al formar carburos estables a altas temperaturas evitan que en una transformación austenítica - martensita, se presente un cambio volumétrico.<sup>(38)</sup>

En tanto que el acero H13 es el que tiene menor cambio volumétrico y por lo tanto menos tensiones internas.

Características de la transformación a martensita partiendo de austenita.

- 1.- Dependencia del tiempo.
- 2.- Dependencia de la temperatura de austenización.
- 3.- Reversibilidad de la transformación.
- 4.- Efecto de la aplicación de esfuerzo.<sup>(28)</sup>
- 5.- Depende de la composición química y volumen atómico.
- 6.- Dependencia del tamaño de grano inicial.
- 7.- Relación de la orientación de grano.
- 8.- Estabilización de estructura.

## 8.2 LA TRANSFORMACIÓN DE AUSTENITA RETENIDA EN LOS ACEROS REVENIDOS DESPUÉS DE TEMPLADOS.

La transformación de austenita retenida a ferrita y cementita durante el revenido en aceros de baja aleación ocurre entre los 200°C y los 300°C lo que ocurre en el H13. (32, 34)

La austenita en aceros de alta aleación y carbono T1 y D2, es mucho más estable y no ocurre totalmente la transformación sino arriba de los 500°C pues se transforma en carburos intercrystalinos. (27)

En el acero H13 ocurre una transformación a los 600°C, donde los carburos secundarios son nucleados en la orientación planar, y carburos finamente distribuidos quedan en la matriz bainítica lo que da una mayor resistencia al impacto (tenacidad), estos carburos se forman entre los 475°C - 535°C. (26, 25)

El doble revenido, además, tiende a dar una esferoidización y disminuye la tendencia a la fragilización, que se debe a la transformación de la austenita retenida, además se evita que se presenten cambios intergranulares de austenita retenida remanente. (21) En estas corridas experimentales no se utilizó este importante factor, aunque es de señalarse que al aumentar la temperatura se da la energía necesaria para que exista la posibilidad de que se den reacciones químicas que promuevan la precipitación de carburos secundarios. Por ejemplo, en el acero D2, al aumentar la temperatura de 550 a 650°C aproximadamente, podemos disminuir la dureza del acero de 58HRC a 48 HRC.

De las propiedades que en el acero O1 influyen para tener menor austenita retenida son:

- Una baja temperatura de austenización apenas arriba de AC1 con un tiempo de permanencia de 20 minutos y una temperatura de revenido de 220°C y 20 minutos de permanencia.

\*En todos los demás aceros el seleccionar una temperatura de austenización intermedia fue lo mejor, pues influye notablemente en un menor crecimiento de grano que el trabajar a altas temperaturas de austenización.

El tiempo de permanencia a la temperatura de austenización (20 minutos), que resultó en todos los aceros como la mejor opción, tiene influencia por la homogeneización de los elementos aleantes y una tendencia a la globulización. Las temperaturas seleccionadas para revenir, fueron en 3 casos altas (D2, T1, M2) y en dos casos intermedias (H13 y O1), lo que es congruente con la necesidad de altas temperaturas para precipitar diversos tipos de carburos y promover una transformación de la austenita remanente a martensita, para el tamaño de muestra que se utilizó en el experimento.

Los tiempos de permanencia a la temperatura de revenido, fueron relativamente altos o con valores medios en el rango de temperatura estudiados y que promueve la formación de carburos secundarios, debido a la energía proporcionada al material para que pueda ocurrir la reacción química que precipite carburos secundarios.

En el caso del acero T1, su comportamiento puede ser debido a la falta de molibdeno en su composición química, que impide la formación de carburos a temperaturas más elevadas, es decir, los aleantes principales (carbono, tungsteno, cromo, y vanadio) forman sus carburos relativamente en poco tiempo, pues su cinética de formación es más rápida. (39)

## CONCLUSIONES

Después de observar las microfotografías de 45 pruebas experimentales y tras analizar los resultados obtenidos de las gráficas lineales y los ANOVA correspondiente a cada acero, se llegó a las siguientes conclusiones.

- 1.- El contenido de carbono sí es fundamental para obtener mayor dureza o menor austenita retenida, aunque influyen otros factores como lo es tamaño de grano, aleantes y la deformación plástica que hubiese tenido el material antes de su tratamiento térmico.<sup>(33,34)</sup>

Acero	% de Carbono	Dureza máx. HRC
H13	0.35	54
T1	0.70	62
M2	0.85	62.7
O1	0.90	65
D2	1.50	64.9

2. La temperatura seleccionada de austenización es importante en general, donde en valores intermedios en el rango de transformación a austenita, existe una mejor homogeneización estructural y un tamaño de grano más uniforme

- 3.- En el revenido a la temperatura adecuada ocurrirá una difusión de carbono y una reacción química que permite la formación de carburos estables. La difusión del carbono proviene esencialmente de la austenita retenida y permite la formación de carburos.

- 4.- La temperatura  $M_s$ , es una función de la composición química como la expresada en la fórmula de R.P Grange. H.M. Stewart. de junio 1945 y que dice:  $(^{\circ}F) M_s = 1000 - (650 \times \% C) - (70 \times \% Mn) - (70 \times \% Cr) - (50 \times \% Mo) - (10 \times \% V)$ .

- 5.- Los revenidos hechos a temperaturas bajas y altos tiempos de permanencia, dan bainita superior.

6.- Para una menor cantidad de austenita retenida (mayor dureza), es recomendable partir de una temperatura de austenización intermedia. Es importante señalar que en algunos de los tipos de aceros herramienta, como lo es el D2 y el O1, ocurre un aumento de esta dureza al aumentar la temperatura de revenido, el hecho es causado por la movilidad atómica al ocurrir un incremento en la energía interna de la estructura, que activa la posibilidad de una precipitación secundaria de carburos, y por tanto una disminución de dureza de la matriz del acero.

7.- Las temperaturas de revenidos deberán ser medias o altas, con tiempos de permanencia medios o altos, pues con ello se busca una transformación de austenita retenida a martensita o bainita inferior y precipitación de carburos secundarios de tipo  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $MC$  o  $M_{23}C_6$ . Esto se explica debido a la energía que se le proporciona a la estructura, que permite la combinación química dando lugar a la formación de carburos secundarios.

8.- Es recomendable que se haga un tratamiento térmico inicial de normalización para partir de un tamaño de grano 7 a 10, y mejorar condiciones de maquinado. La maquinabilidad de los aceros herramienta tomando al  $W1=100\%$  es <sup>(31)</sup>:

O1=90%

D2=40-50%

H13=75%

T1=35-40%

M2=40-60%

9.- Si la temperatura de austenización fuera menor a la recomendada, aunque hubiese cambios que permitieran una esferoidización de la cementita que se tuviera, puede haber cambios dimensionales solo en función del % de carbono, sin tomar en cuenta los aleantes se tendrá la siguiente relación.

$$\text{pulg/pulg} = 0.1555 + 0.0075 (\%C)_{30}$$

Y si comparamos únicamente el % de carbono de cada acero estudiado por el aumento de tensiones, sería la relación existente:

$$H13 < T1 < M2 < O1 < D2$$

Sin embargo la literatura<sup>(37)</sup> indica mejores propiedades en el acero D2 que en el acero O1, posiblemente a consecuencia de una mejor estabilidad de la estructura proporcionada por los elementos molibdeno y vanadio<sup>(39)</sup>.

## ESTA TESIS NO DEBE SALIR DE LA BIBLIOTECA

Los cambios dimensionales de austenita a martensita están dados por la relación:  
$$\text{pulg/pulg} = 0.1555 + (0.0018(\%C))^{30}$$

Como puede observarse, la selección de temperatura de austenización si es crítica, tanto por el problema de cambio dimensional, como por la presencia de una esferoidización excesiva que promueva una disminución de dureza.

10.- Si bien algunos reportes han marcado un tratamiento subcero para tener menor cantidad de austenita retenida, en la mayoría de los talleres en México no existen las condiciones técnicas adecuadas que permitan esta verificación directa por tanto el seguimiento de los lineamientos señalados de cuidar la temperatura intercrítica de austenización, tiempo de permanencia y selección de temperaturas de revenido pretenden de alguna manera, sustituir tecnología de puata.

11.- La aplicación del diseño de experimentos no tradicional ideado por Geniachi-Taguchi mostró su verdadera aplicación para este tipo de estudios, pues permite establecer claramente la importancia de los factores que intervienen y el nivel más adecuado de selección, disminuyendo la cantidad de experimentos a realizar.

12.- El ANOVA permite ver el peso específico de cada factor que permite, para futuros ensayos, que se profundice en el estudio de factores importantes (Ley de Pareto)<sup>(7)</sup>.

13.- La atmósfera de gas inerte evita decarburización y carburización superficial. La carburización superficial promueve el crecimiento de austenita retenida.

Finalmente, creo recomendable que otros estudios se pueda aplicar al diseño de experimentos, que bien puede ser el de Taguchi, el diseño por bloque, o cualquier otro que permita reducir los tiempos de estudio.

En el caso de aceros herramienta, es recomendable ver el comportamiento en función a espesores de muestra en primer término, y en segundo, por la relación de aleantes dentro de la formulación.

Considero que este trabajo presenta las siguientes afirmaciones:

1. La aplicación de la metodología experimental desarrollada por Geniachi Taguchi en investigaciones de este tipo que acortan el periodo experimental y que tiene un apoyo a través del estudio de la ANOVA correspondiente.

2. La recomendación de que se utilice atmósfera inerte, para evita problemas de decarburación, o al contrario, presencia de austenita retenida por exceso de carbono superficial.
3. Que se es posible con una selección adecuada de temperatura poder controlar la cantidad de austenita retenida presente en los aceros herramienta.
4. Considero, sin embargo, que se necesita mayor cantidad de estudios, partiendo de muestras de acero de mayores dimensiones para que se puedan definir claramente los rangos de temperatura adecuados que puedan llevarse a efecto una escala industrial, asimismo el estudio de los efectos termodinámicos debe ser profundizado, pues es evidente que para que ocurra una transformación de austenita a martensita hay una velocidad de reacción que depende del espesor de la pieza. Asimismo la concentración de elementos de aleación debe ser otro factor que debe estudiarse.

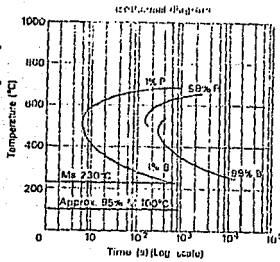
## RELACIÓN DE ANEXOS

- ANEXO I** Diagrama de tratamiento térmico de acero O1.
- ANEXO II** Diagrama de tratamiento térmico de acero H13.
- ANEXO III** Diagrama de tratamiento térmico de acero M2.
- ANEXO IV** Diagrama de tratamiento térmico de acero T1.
- ANEXO V** Diagrama de fase acero AISI T1.
- ANEXO VI** Diagrama de tratamiento térmico de acero D2.
- ANEXO VII** Diagrama de fase: fierro-molibdeno carbono con 10% de molibdeno.
- ANEXO VIII** Diagrama de fase: fierro - carbono - cromo con 1.6% de cromo.
- ANEXO IX** Diagrama de fase: fierro - carbono - cromo - con 5% de cromo.
- ANEXO X** Diagrama de fase: fierro - carbono - cromo - con 13% de cromo.
- ANEXO XI** Tamaño de grano.
- ANEXO XII** Método Jeffrie.
- ANEXO XIII** Relación de tablas.



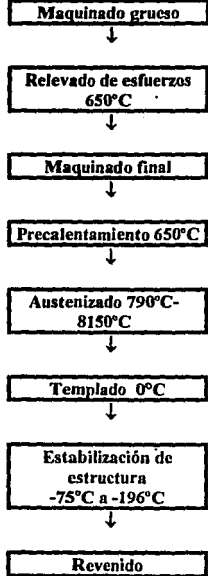
## ANEXO I

### DIAGRAMA DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACERO OI



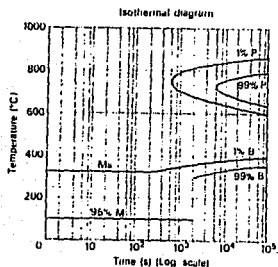
Tomado de: Uddeholm Steels Suecia, 1980.

#### PROCESO INDUSTRIAL



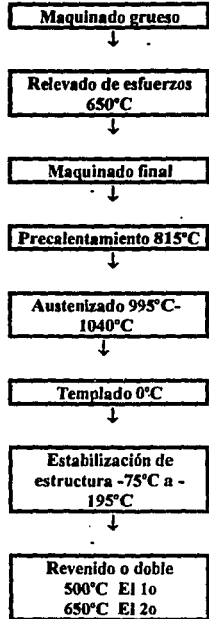
## ANEXO II

### DIAGRAMA DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACERO H13



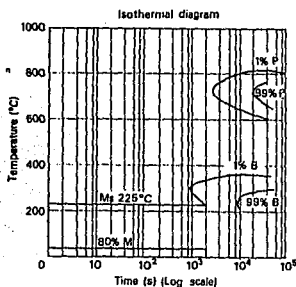
Tomado de: Uddeholm Steels Suecia, 1980.

#### PROCESO INDUSTRIAL



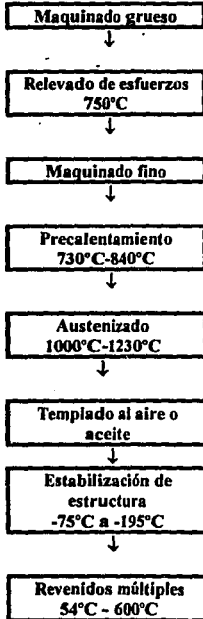
### ANEXO III

### DIAGRAMA DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACERO M2



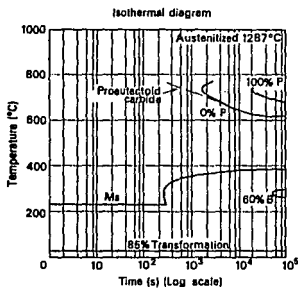
Tomado de: Stora Steels Suecia, 1987.

### PROCESO INDUSTRIAL



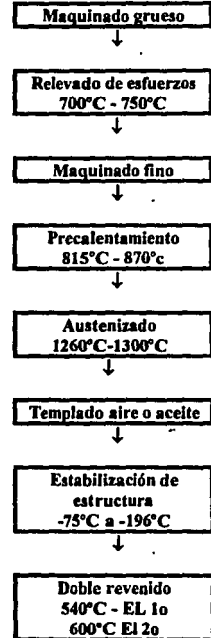
#### ANEXO IV

#### DIAGRAMA DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACERO T1



Tomado de: Uddeholm Steels Suecia, 1980.

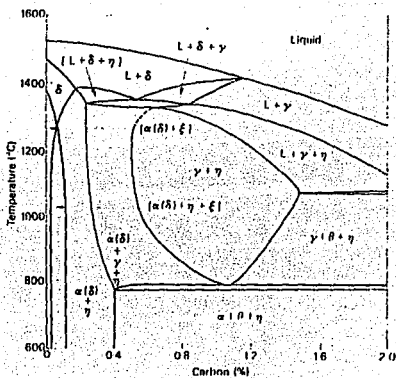
#### PROCESO INDUSTRIAL



ANEXO V

DIAGRAMA DE FASE AISI T1

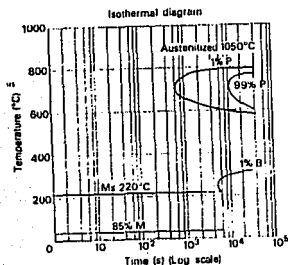
18% W  
4% Cromo.



Tomado de Iron And  
Steels Institute England

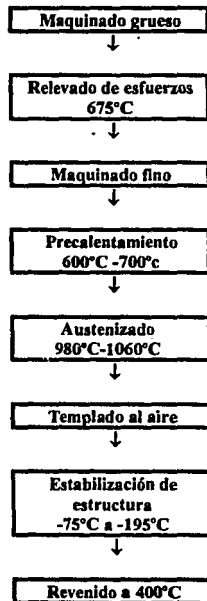
## ANEXO VI

### DIAGRAMA DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACERO D2

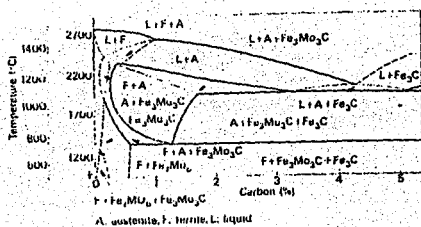


Tomado de: Uddeholm Steels Suecia, 1980.

#### PROCESO INDUSTRIAL



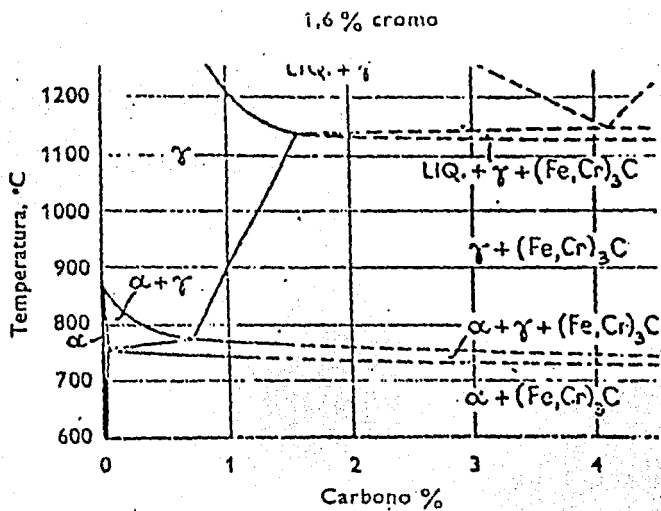
**ANEXO VII**  
**DIAGRAMA FIERRO - MOLIBDENO - CARBONO CON UN 10% DE MOLIBDENO**



Tomado de: Climax Molybdenum Co.  
 Londres, 1987.

FALLA DE ORIGEN

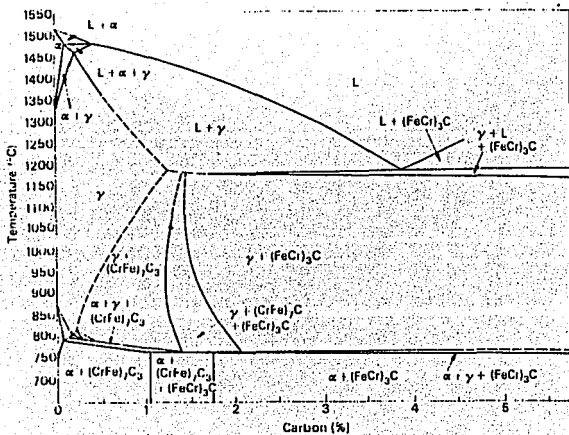
ANEXO VIII  
DIAGRAMA FIERRO - CARBONO- CROMO CON UN 1.6 % DE CROMO



Tomado de: Tool Steels ASM, 1982.

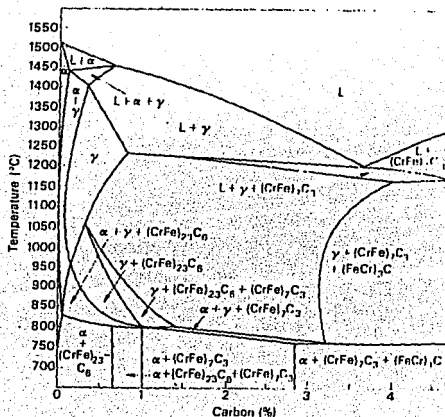


**ANEXO IX**  
**DIAGRAMA FIERRO - CARBONO- CROMO AL 5 % DE CROMO.**



Tomado de: Tool Steels ASM, 1982.

**ANEXO X**  
**DIAGRAMA FIERRO - CARBONO- CROMO AL 13 % DE CROMO.**



Tomado de: Tool Steels ASM, 1982.

**ANEXO XI****Tamaño de Grano**

No. de tamaño de grano	Granos por plg <sup>2</sup> a 100X (Media)	Intervalo
n = 1	1	
n = 2	2	1.5 - 3
n = 3	4	3 - 6
n = 4	8	6 - 12
n = 5	16	12 - 24
n = 6	32	24 - 48
n = 7	64	
n = 8	128	
n = 9	256	
n = 10	512	

**ANEXO XII****Tamaño de Grano: Método de Jeffrie, para un Área de 5000 mm<sup>2</sup>**

1X	0.002
25X	0.1250
100X	2.0
500X	50
1000X	200

## **ANEXO XIII**

### **RELACIÓN DE TABLAS**

<b>TABLA 1</b>	<i>Mercado Mundial de los Aceros</i>
<b>TABLA 2</b>	<i>Costos.</i>
<b>TABLA 3</b>	<i>Clasificación de Aceros Dependiendo de su Templado y Tipo de Trabajo.</i>
<b>TABLA 4</b>	<i>Composición química.</i>
<b>TABLA 5</b>	<i>Norma I.S.O.</i>
<b>TABLA 6</b>	<i>Tabla Comparativa de Propiedades de los Aceros Herramienta.</i>
<b>TABLA 7</b>	<i>Tipos de Carburos.</i>
<b>TABLA 8</b>	<i>Dureza de Carburos.</i>
<b>TABLA 9</b>	<i>Análisis químico.</i>
<b>TABLA 10</b>	<i>Comparativa experimental.</i>
<b>TABLA 11</b>	<i>Factores Dominantes y Niveles.</i>
<b>TABLA 12</b>	<i>Porcentaje de Participación por Factor.</i>

## BIBLIOGRAFÍA

- 1.- **Wilson Robert**  
*Metalurgy and Heat Treatment of Tool Steel.*  
Mac Graw Hill 1957  
Pag. de 1 a 63
- 2.- **Springer Verlag**  
*Transformation of Microstructure in ZAC*  
*Heat Effects of Welding.*  
Berlin-Herdelberg N.Y. 1992
- 3.- **Hammaker G.A. Roberts, Johnson A.J.C.**  
A.S.M. 3A DE. 1962
- 4.- **Eponer M. E. Gregory**  
Trans a 1960.  
pag. 117 a 121 y 218
- 5.- **Aceros Llodio**  
*Influencia de la Desgasificación en el Vacío Sobre la Calidad de los Aceros Herramienta*  
Ed. Urmo  
Cap. 1,2,3,4.
- 6.- **Acerod Llodio**  
*"El problema de la Decarburación en los Tratamientos Térmicos".*  
Ed. Urmo  
Pag. 55
- 7.- **Ross J. Phillip**  
*Taguchi TECHNIQUES FOR QUALITY ENGINEERING.*  
Ed Mac. Graw Hill 1988  
cap 1 a 4
- 8.- **Hurtado M. J. J.**  
*UPICSA IPN*  
*Apuntes módulo VII "Diseño de Experimentos".*  
**DIPLOMADO DE CONTROL TOTAL DE CALIDAD**  
México 1989
- 9.- **Carreño J. J.**  
*Módulo II "Diseño de experimentos"*  
**ITESM FORD Centro de calidad 1990**
- 10.- **Carreño J.J.**  
*Ingeniería de Calidad I,II,III, [Metodología Taguchi I*  
**ITESM Centro de calidad 1990**

- 11.- *Brick, Gordon Phillips*  
*Structure and Properties of Alloys.*  
*Ed. Mc Graw Hill 1963*  
*Cap. 2 y 3*
- 12.- *"Austenite transformation kinetic of ferrous alloys".*  
*Climax molybdenum Co. 1987*
- 13.- *Manual de Diagramas de Fase.*  
*Iron an Steeld Institute*  
*England 1963*
- 14.- *Metals Handbook*  
*Heat Treating.*  
*ASM 9a Ed.*  
*pg. 539 a 613*
- 15.- *Clark, H.M. y Woyman C. M.*  
*Phase Transformation.*  
*ASM 1970*
- 16.- *Lieberman D. S.*  
*Phase Transformation.*  
*ASM 1973*
- 17.- *Vander Vort*  
*Principles and Practice*  
*Materials Science and Engineering Series.*  
*Mc. Graw Hill 1984*  
*pg. 638 a 640*
- 18.- *Materials Science and Engineering*  
*Structure Materials, Properties Microestructure and Processing.*  
*Ed. Elsevier 1991*
- 19.- *J.A. Anderson*  
*Thermodynamic Evaluation of the Fe-Cr-C- System*  
*Met Trans.*  
*Vol 19 a 1988*  
*pg. 627 a 636*
- 20.- *P. Gustafson*  
*Experimental Study and Thermodynamic Evaluation of the Cr- Fe-W- System*  
*Met Trans.*  
*Vol 19 a 1988*  
*pg. 247 a 255*
- 21.- *G. Thomas*  
*Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement*  
*Met Trans.*  
*Vol 9 a 1987*  
*pg. 439 a 450*

- 22.- C. S. Roberts  
Effect the Carbon on the Volume Fractional and Lattice Parameter of Retained Austenite and Martensite  
Met Trans.  
Vol 1 de 1970
- 23.-R. P. Brandst ang G. Krauss  
Efecto del Tamaño de Grano Austenítico en Microfisuras de Martensita en aceros Fe-C al 1.2% de C.  
Met Trans.  
Vol 5 de 1974
- 24.- Vylezhnev, V. P. Sukhikh, A. A. Bragin V. G.  
Fizika Metallov y Metallovedeni.  
russian 1993 pg 157 a 165
- 25.- Langley Research Center NASA TECH  
Increasing the Cryogenic Toughness of Steels.  
abril - mayo 1988 pag 85
- 26.- Fostein N. M. Petrusenkov, A. A. Bukreev B. A.  
Ultra High - Strength Cold Rolled Sheet Steels for Automotive Industry.  
Corporate source P Bardin Central Research inst of Iron and Steel Industry.  
moskau urss 1992
- 27.- G rujicic, M.  
Design of Precipitated Austenite for Dispersed - Phase Transformation Toughening in High Strength Co-Ni Steels  
Corporate Source; Clemson Univ EUA 1990
- 28.- Haldemenopoulos, G. N. G rujicic, M. Oslo, G. B.  
Transformation Microyielding of Retained Austenite.  
MIT USA 1989 Acta Metalúrgica.  
pg 1677 a 1682
- 29.- Nuñez C., Jorba, J.  
Perfeccionamiento en la Determinación de Austenita Retenida Mediante Difracción de Rayos X y  
Preparación de Patronex.  
Univ. de Barcelona España 1989
- 30.- Cheng, Liu; Brakman, C. M.  
Tempering of Iron - Carbon Martensite; Dilatometric and Calorimetric Analysis  
Met Trans.  
1988 pg 2415 a 2426
- 31.- Vitek, J. M. Packman, N. H.  
Microstructural evaluation of Fe-3Cr-1.5 Mo - 0.1 V Thick Section Electron Beam Welds  
Corporate Source Oak Ridge Natl Lab USA  
1986  
pg. 247 a 255
- 32.- Vitek, J.M. David, S. A.  
Effect of Cooling Rate on Ferrite in Type 308 Stainless Steels Weld Metal.  
Corporate Source Oak Ridge Natl Lab USA  
1988

- 33.- Kawasaki, KAORU, Koyama, Kazuo, Watanabe, Takaito  
*Effect of Material Proprieties on Wheel- Durability of High Strength Steel.*  
*Transactions of the Iron and STEELS INSTITUTE OF JAPAN Japon*  
 abril 1987
- 34.-Kogan, L. I. Ogorodnik, V. K. Pankova, M. N.  
*Transformation of Retained Austenite Under Load and the Propeties of Steel.*  
*Corporate source; Physics of metals and metallography.*  
*metallovedenie wss 1986*
- 35.- CANACERO  
*Informe Anual 1994.*
- 36.- Duncan, Acheson J.  
*Control de Calidad y Estadística Industrial.*  
*De Alfa Omega pg. 607, 608. 1989*
- 37.- W. W. Ciaz.  
*Phase Trans formation Kinetics of Selected Special*  
*Steels and Alloys.*  
*Climax Molibdenum Co. Michigan 1977*
- 38.- Cotrell, A. H.  
*Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals.*  
*trans, Met, AIME pg. 212 (1958)*
- 39.- Burns S. J.  
*Fracture Surface Energies and Dynamical Cleavage Theory and Experiment, 1970.*
- 40.- Gilman J. J.  
*Micromechanics of Flow on Solids.*  
*Mc Graw HILL N. Y.*  
*capitulos 5, 8 (1969).*