



Universidad de Oriente
Facultad de Ingeniería Mecánica
Departamento de Manufactura y Materiales

TRABAJO DE DIPLOMA

**Caracterización microestructural y propiedades mecánicas
del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido**

(Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico)

Yoandro Justiz Madrigal

Santiago de Cuba
- 2014 -



Universidad de Oriente
Facultad de Ingeniería Mecánica
Departamento de Manufactura y Materiales

TRABAJO DE DIPLOMA

**Caracterización microestructural y propiedades mecánicas
del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido**
(Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico)

AUTOR

Yoandro Justiz Madrigal

TUTOR

Dr. Ing. Frank de los Reyes Rodríguez (PT)

Santiago de Cuba

- 2014 -

AGRADECIMIENTOS

En circunstancias como éstas, cuando ya se está en la cima de haber culminado un trabajo de investigación de esta naturaleza, resulta imposible dejar de agradecer a cada una de las personas que han colaborado, tanto en el plano científico como social y sentimental, para lograr el buen desarrollo de esta investigación.

- Primeramente a Dios, porque siempre está conmigo.
- A nuestro Comandante en Jefe, por su constante empeño en la superación de su pueblo.
- A mis padres, porque no importa cuántos dolores de cabeza les cause, siempre está presentes para demostrarme su amor incondicional.
- A mis hermanos, por aguantar mis malacrianzas, y apoyarme durante los estudios.
- A mi esposa, por apoyarme siempre y creer en mí.
- A mi tutor: Dr. Ing. FRANK DE LOS REYES RODRIGUEZ, por su guía y confianza en todos estos años.
- A mis compañeros de trabajo por su confianza en mí.
- A todos mis amigos de aula, por haber vencidos los estudios.
- De una manera a todos los profesores que nos impartieron clases, y nos apoyaron durante los estudios.
- Para todos los profesores del taller ,y trabajadores
- A todos los que a lo largo de este proceso aportaron y se me olvidó mencionar, espero que me disculpen y sepan que mi agradecimiento también les va.

Resumen

En el presente trabajo, luego de una búsqueda bibliográfica acerca de los procesos termoquímicos se lleva a cabo la cementación gaseosa, temple y revenido del acero 12Cr1MoV, el cual es empleado en la industria termoenergética cubana.

Los revenidos se desarrollan a las temperaturas de 150°C, 400°C y 600 °C, con el objetivo de estudiar la posible utilización del mismo en disímiles aplicaciones, en lo fundamental de la industria automotriz en general.

Se lleva a cabo la caracterización microestructural y se obtienen las propiedades a tracción y resistencia al impacto del mismo. El trabajo incluye la tecnología de cementación del acero antes mencionado.

ABSTRACT

Presently research work, after a looking for bibliographical information about the thermo chemist process, is carried out the gaseous carburizing, hardening and tempering of 12Cr1MoV steel, wich is used in Cuban thermoelectric industry,

The tempering process are developed with 150°C, 400°C y 600 °C, with the aim to study the possibility to use this steel in different application, including automotives applications.

It is carry out too the microstructural characterization and are obtained the mechanical properties for traction and impact resistant. The research work includes the technology for carburizing of 12Cr1MoV steel

INDICE

Introducción	1
CAPITULO 1 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	5
Introducción	5
1.1 Características del acero de construcción utilizado en las líneas principales de vapor (12Cr1MoV)	5
1.2 Proceso de degradación por envejecimiento	7
1.3 Tratamiento termoquímico del acero	10
1.4 Bases físicas del tratamiento termoquímico	12
1.6 Particularidades de la difusión en los metales	16
1.7 Proceso de cementación	20
1.8 Influencia de los elementos aleantes durante el proceso de cementación	24
1.9 Aceros utilizados para la cementación	27
1.10 Cementación del acero con carburante sólido	30
1.11 Cementación gaseosa	33
1.11.1 Carburizadores gaseosos	34
1.11.2 Gas de pirólisis y de cracking del queroseno	35
Conclusiones parciales	37
CAPITULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	38
Introducción	38
2.1 Tecnología de tratamiento térmico	39
2.1.1 Cementación gaseosa	39
2.1.2 Revenido	43
2.2 Obtención de las muestras	45
2.2.1 Planificación experimental	46
2.2.2 Obtención de las muestras de tracción	48
2.2.3 Obtención de las muestras de impacto	49
2.3 Tratamiento térmico (cementación, temple y revenido)	50
2.4 Ensayo de tracción	50
2.5 Ensayo de resiliencia	51
2.6 Análisis metalográfico	54
2.7 Ensayo de dureza	56
2.8 Análisis de los resultados	56
Conclusiones parciales	57
CAPÍTULO 3 Resultados y análisis	58
3.1 Caracterización del proceso de cementación en el horno B30T	58

3.2 Caracterización microestructural del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.....	59
3.3 Propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.....	60
3.3.1 Ensayo de tracción	60
3.3.2 Ensayo de resiliencia	73
Conclusiones parciales capítulo 3.....	85
Conclusiones	86
Recomendaciones	87
Referencias Bibliográficas.....	88

Introducción

En la actualidad la correcta selección de materiales y sus tecnologías es parte de las disciplinas de las carreras estudiadas a nivel mundial y constituye un aspecto esencial de la ciencia y la ingeniería de los materiales para diseñadores, constructores de maquinarias, reparadores e ingenieros en realidad.

Independientemente que en algunos códigos y normas se especifican los tipos de aceros para determinadas aplicaciones, los especialistas deben conocer bajo que filosofía se hacen las propuestas de algunos códigos que en ocasiones están incompletos.

La selección inadecuada de un acero puede traer consigo las siguientes consecuencias: rotura catastróficas, falla de un determinado elemento, reposición frecuente de componentes de un sistema, enormes pérdidas económicas y de vidas humanas, material de aporte de soldadura mal seleccionado y pérdida de calidad del sistema en general.

Actualmente es evidente que un acero de construcción de alta calidad debe ser al mismo tiempo resistentes, fiable y durable, por esta razón es que la temática de la selección de los materiales se ha convertido en un centro de atención importante para la comunidad científica internacional, máxime cuando el uso actual del acero es más del 85 % respecto a otros materiales.

La correcta selección de un material depende de disímiles factores como los tipos y cuantía de las cargas a que están sometidos, condiciones atmosféricas, temperatura de explotación, entre otros, por tal razón los aceros se clasifican según su composición química, el contenido de carbono, su estructura metalográfica, su aplicación, método de desoxidación, el tamaño del grano y la tecnología de obtención, cada uno de estos factores tienen distintas sub aplicaciones, las cuales hacen significar aún más la versatilidad de estos materiales.

Entre estas clasificaciones se encuentran los aceros para la cementación, que se emplean cuando se demandan propiedades diferentes entre la superficie y el núcleo de la pieza. Los aceros para cementación son aquellos que con un tratamiento térmico adquieren una gran dureza superficial y resistencia a la abrasión con un núcleo fuerte y

tenaz. Este debe reunir las siguientes cualidades: Capacidad de absorber carbono a la temperatura media, absorción uniforme en proporción razonable, capacidad de adquirir temple sin excesiva distorsión, buena resistencia y tenacidad después del tratamiento térmico, características normales de mecanización.

Los aceros de grano fino de forma general son más adecuados para esto, no sufren deformación a la temperatura de cementación y alcanzan una tenacidad excelente cuando se enfrían directamente o cuando se someten a tratamiento térmico sencillo. Entre estos aceros se pueden diferenciar los de cementar de bajo contenido de carbono, en los cuales el núcleo no se endurece, aceros para cementar de baja aleación, donde el núcleo endurece poco, y los aceros para cementar de mediana aleación, que su núcleo se endurece bastante.

En otro orden, en las centrales termoeléctricas cubanas, existe una línea principal de vapor (LPV), fabricada de acero 12Cr1MoV, que transporta el vapor sobrecalentado desde la salida del generador de vapor hasta la turbina, a presión y temperatura de 150 atm y 550 °C respectivamente, cuyos agregados son actualmente importados desde Rusia, que es donde se fabrican estos tipos de elementos para países que aún mantienen sistemas de generación de electricidad por vapor como es el caso de Cuba, Ucrania, Polonia, Lituania, entre otros.

Entre los fallos más comunes que pueden presentarse en estas LPV, se encuentra la aparición de grietas o microgrietas, las cuales representan un peligro catastrófico para las plantas térmicas debido a su elevada presión de trabajo.

Una vez detectados estos tipos de defectos en dichos agregados por métodos no destructivos, se procede a la sustitución de la zona dañada por tramos acero 12Cr1MoV virgen, cuya unión se realiza empleando el método de soldadura.

Sin embargo, es muy común que durante dichas operaciones se desechen determinados volúmenes de sobrantes, obviando los elevados costos del material y de su transportación, así como las subsecuentes consecuencias medioambientales negativas dadas por la gran acumulación de escombros y se presume de su posible explotación para la fabricación de elementos de máquinas automotrices, pero se desconoce las propiedades que este podría adquirir, por tanto se define como **problema científico** la carencia de las propiedades mecánicas y la microestructura del

acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido, el **objeto de estudio** son las variaciones micro estructurales que sufre el acero como consecuencia del proceso de cementación y el **campo de acción** la ciencia y la ingeniería de los materiales.

El **Objetivo** del trabajo del presente trabajo es: caracterizar la microestructura y obtener las propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.

Se defiende la **hipótesis** que si se caracteriza la microestructura y se obtienen las propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido se podrá disponer de la información necesaria para realizar el estudio para la utilización de los residuos de la industria termo energética cubana para la fabricación de elementos de máquinas automotrices.

TAREAS

1. Revisión bibliográfica del acero 12Cr1MoV, tratamientos térmicos y químicos térmicos.
2. Cementación, temple y revenido del acero 12Cr1MoV.
3. Caracterización de la microestructura del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.
4. Realización de ensayos de tracción y resiliencia del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.

Se utilizarán los **métodos científicos de investigación** siguientes:

- **Métodos teóricos:**
 - Análisis y síntesis, en el procesamiento de la información para conformar el marco teórico de la investigación.
 - Histórico-lógico, en el análisis histórico del comportamiento de la penetración de la capa cementada ante diversos factores.
 - Sistémico estructural para determinar la relación de los parámetros de la metodología.

- **Métodos matemáticos y estadísticos:**
 - Para la obtención de los modelos de regresión.

CAPÍTULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

Introducción

El presente capítulo está encaminado a brindar una panorámica sobre la revisión en la literatura especializada acerca de la temática que se investiga, la misma está enfocada en las características y comportamiento del acero 12Cr1MoV empleado en las líneas principales de vapor.

1.1 Características del acero de construcción utilizado en las líneas principales de vapor (12Cr1MoV)

El acero 12Cr1MoV es un material que tiene buenas propiedades mecánicas, como son: dureza, resistencia, módulo de elasticidad, resistencia a la corrosión y a las altas temperaturas, entre otras.

Estas propiedades hacen de él un material de mucha aplicación, entre las cuales figura la construcción de las líneas principales de vapor de las centrales termoeléctricas de nuestro país, las que se encuentran sometidas a la acción de altas presiones y temperaturas, cargas mecánicas, corrosión y erosión provocadas por el vapor que circula en su interior, sobre todo en los codos de las mismas [1]. Este acero se alía con distintos elementos para lograr diferentes propiedades como son la resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas, y a la termofluencia, entre otras.

Independientemente de su aplicación para la fabricación de tuberías conductoras de vapor, el acero 12Cr1MoV se emplea en la fabricación de piezas de sujeción, recalentadores y otros agregados sometidos a cargas mecánicas de larga duración a temperaturas moderadamente altas (<600 °C). Este material se encuentra dentro del grupo de los aceros de la clase ferrito perlítica, para los cuales es común el tener ferrita como fase matriz y como fase en exceso, carburos de diversas estructuras y composiciones.

Como resultado de las condiciones de trabajo de este material es común que ocurran procesos de fluencia térmica, variación de la microestructura y propiedades mecánicas (producto del fenómeno de degradación). En la tabla 1.1 se muestra la composición química de este acero y sus propiedades mecánicas con cero horas de explotación, según norma TY14-3-460-75.

Tabla 1.1 Composición química (%) y propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV con cero horas de explotación.

Composición química							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,12	0,23	0,54	< 0,015	< 0,019	1,1	0,26	0,17
Propiedades mecánicas							
R _t (Mpa)		R _{0,2} (Mpa)		√(%)		Ψ (%)	
≥ 450		≥ 280		45		20	

En las figuras 1.1 y 1.2 se muestran los valores de resistencia del material de las LPV a altas temperaturas para diferentes tiempos de trabajo, los cuales se emplean en el estudio de aceros termorresistentes, tanto de la durabilidad a determinada carga y temperatura, como la carga o temperatura necesarias para soportar un tiempo de vida determinado.

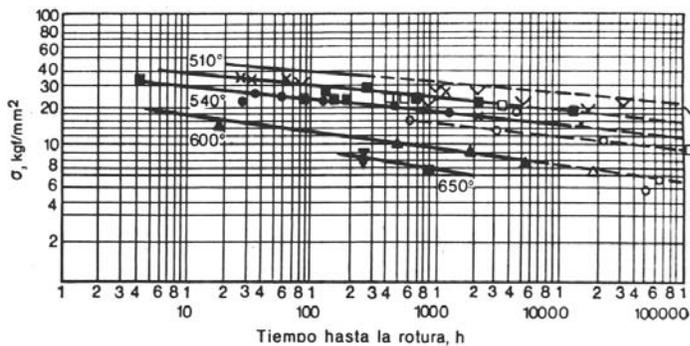


Fig. 1.1 Características de resistencia a altas temperaturas del acero 12Cr1MoV.

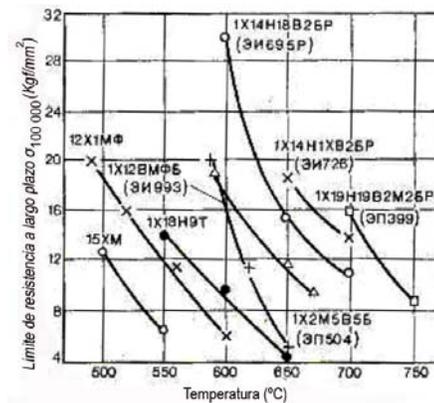


Fig. 1.2 Relación resistencia-temperatura de diferentes aceros a 100 000 h de explotación.

1.2 Proceso de degradación por envejecimiento

El envejecimiento de un material es un proceso de variación de la microestructura en el tiempo, sobre la cual ejercen influencia las altas temperaturas y tensiones de trabajo; en las aleaciones metálicas la estructura cristalina puede experimentar desplazamiento de los granos y sus límites, descomposición parcial o total de determinados componentes, como la perlita a elevados tiempos de explotación, así como fenómenos de precipitación y coagulación de carburos en los que intervienen diferentes elementos de aleación que componen el material [9].

Se conocen dos tipos de envejecimiento: térmico y por deformación (mecánico). El envejecimiento térmico ocurre como resultado de la variación de la solubilidad del carbono en el hierro α , ante los cambios de temperatura. El envejecimiento por deformación tiene lugar después de la deformación plástica, ya que algunos volúmenes de solución sólida α , bajo la influencia de la deformación plástica, se saturan en carbono y nitrógeno, los cuales se separan en carburos y nitruros dificultando el desplazamiento de las dislocaciones, aumentando la resistencia a la deformación y disminuyendo la plasticidad.

En el acero de las LPV es muy común que se conjuguen ambos procesos de envejecimiento para dar lugar a lo que se conoce como envejecimiento termodeformativo.

Como resultado del proceso de envejecimiento tiene lugar, inicialmente, un aumento de la dureza y resistencia de la aleación (Fig. 1.3); sin embargo, con posterioridad, a causa de la pérdida de coherencia y del crecimiento de las partículas independientes, se produce una disminución gradual de estas propiedades.

Este crecimiento de las partículas se produce debido a la coalescencia entre las partículas precipitadas, lo cual conduce al aumento de la distancia entre ellas y, por tanto, a la disminución de la resistencia, ya que dentro de determinados rangos, mientras menor es el tamaño de las partículas menor será la distancia entre ellas, y mayor su efecto obstaculizador durante el movimiento de las dislocaciones, lo cual provoca un aumento de la resistencia.

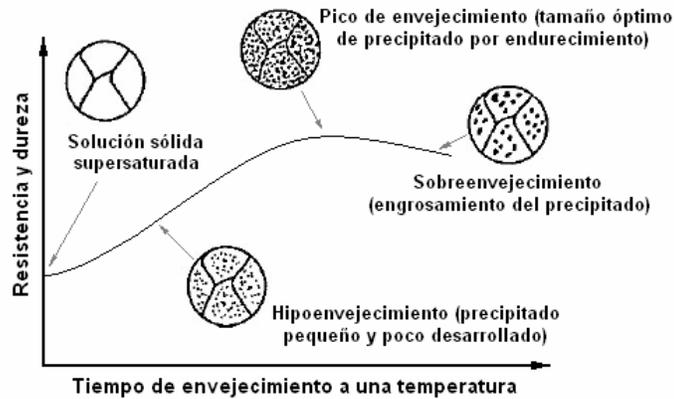


Fig. 1.3 Modelo teórico de la relación entre la resistencia y la dureza en función del tiempo de envejecimiento.

Por lo antes expuesto, una de las cuestiones fundamentales que se investiga en aceros que han estado sometidos a elevados tiempos de explotación, cargas y temperaturas, es la existencia de carburos precipitados, fundamentalmente por el borde del grano.

La presencia visible de estos carburos en un análisis metalográfico es un indicador de la coalescencia de la fase en exceso y, por tanto, la advertencia de que el material comienza a perder sus propiedades mecánicas y su termorresistencia [4].

Con lo hasta aquí visto se puede concluir que en el acero 12Cr1MoV, el proceso de degradación por envejecimiento está caracterizado por una serie de cambios microestructurales espontáneos en el tiempo, que se experimentan en busca de estados de más baja energía libre. Dichos cambios se aceleran con el aumento de la temperatura por debajo de la de transformación de fase (A_1), manifestándose en lo fundamental la coagulación de los carburos, la migración de los límites de grano y las variaciones en la densidad de las dislocaciones. Por tanto, el grado de envejecimiento de un material está dado por un conjunto de aspectos microestructurales que provocan una variación en sus propiedades mecánicas.

El proceso de envejecimiento es comúnmente seguido a través de los carburos, ya que ellos crecen y se coagulan conforme al incremento del envejecimiento.

En los aceros sólo forman carburos los metales cuyo subnivel electrónico “d” está menos lleno que el del metal base; su actividad como formadores de carburos es más intensa y la

estabilidad de las fases de carburos que se forman es mayor, cuanto menos completo esté el subnivel “d” del átomo metálico.

A temperaturas superiores a 350-400 °C se produce el proceso de esferoidización y coagulación de los carburos; los que poseen forma laminar son más inestables, comportamiento que se acentúa con la disminución del espesor de las láminas. Como resultado de la coagulación de los carburos, la fina mezcla ferrita-cementita a 500-600 °C se transforma en una mezcla ferrito-cementítica más basta. Los elementos que forman carburos (V, Mo, Cr, etc.) dificultan la difusión del carbono en el hierro α , y detienen el proceso de coagulación de la cementita. Los elementos como el cromo, molibdeno y el vanadio se encuentran dentro de los elementos de aleación que ensanchan la zona del $Fe\alpha(C)$, lo que da lugar a una mayor zona ferrítica.

En el acero 12Cr1MoV ocurre la segregación de la fase en exceso por el límite del grano, resulta también, al mismo tiempo, un enriquecimiento del fósforo por dichos límites e interfases de carburos; este proceso ocasiona el empobrecimiento en elementos formadores de carburos en las zonas de los granos próximas a sus límites. Estas capas próximas a los límites de los grano se enriquecen en fósforo (rodeando el carburo), debido a que a temperaturas inferiores a 600 °C el fósforo adquiere tendencia a la redistribución por difusión en dirección a las zonas empobrecidas en elementos que forman carburos (fenómeno de la difusión ascendente) y la movilidad por difusión de los átomos de fósforo a estas temperaturas es suficientemente grande. Como resultado, el acero se hace frágil a bajas temperaturas porque se debilitan las cohesiones intergranulares [7].

La estructura inicial de este acero es de ferrita y perlita, con algunos carburos pequeños de hasta grado tres. Con el aumento del tiempo de explotación a elevadas temperaturas ocurre un proceso espontáneo de disminución de la energía libre (F), por la descomposición de la perlita y el crecimiento de los carburos. Esta perlita de la estructura inicial contiene ferrita + cementita en forma laminar, lo cual constituye una estructura inestable.

El constituyente matriz (ferrita) contiene en forma de inclusiones y disoluciones otros elementos de la aleación que junto al vanadio, molibdeno y cromo tienen mayor avidez por

el carbono que el hierro, coalesciendo y coagulando a altas temperaturas en el tiempo, carburos globulares complejos que, como se dijo anteriormente, ello ocurre debido a un proceso espontáneo de mayor estabilidad. Como tendencia, los carburos para disminuir su energía libre crecen y se esferoidizan, disminuyendo la energía superficial (Y_s). Estos carburos están principalmente en los límites de los granos (zonas amorfas) y producen cavidades significativas en la interfase, denominadas cavitación.

Paralelamente, el fósforo que se encontraba al inicio distribuido por la red cristalina por inserción distorsionando la red, busca espontáneamente un acomodo y tiende a la redistribución por difusión en dirección a las zonas empobrecidas en elementos que forman carburos y a las cavidades que se forman por los límites de granos, por lo cual aumenta la fragilidad en este material, efecto que se hace más evidente a temperatura ambiente [9].

1.3 Tratamiento termoquímico del acero

Como se ha investigado, el tratamiento térmico de los aceros y aleaciones prevé el cambio de las propiedades mecánicas y fisicoquímicas del metal sin modificación de la composición química, excepto en los procesos indeseables durante el tratamiento térmico como la descarburización y la oxidación. El tratamiento termoquímico de los metales, a diferencia del tratamiento térmico, tiene como finalidad la modificación de la composición química del material en sus capas superficiales [10].

El tratamiento termoquímico prevé la saturación de la superficie del metal por varios elementos que, aunque existen en el metal, están en bajos porcentajes y también por otros no presentes. La saturación puede realizarse con carbono, nitrógeno, cromo, aluminio, titanio, silicio, boro, molibdeno, y otros.

El enriquecimiento de la superficie de las piezas, con los elementos aleantes, conduce a la modificación de las propiedades mecánicas y fisicoquímicas de las superficies [7], que no se efectúa en otras partes de las piezas.

En general, como resultado del tratamiento termoquímico, ocurre el aumento de la dureza, resistencia al desgaste, resistencia al revenido, resistencia a la corrosión, resistencia al calor, etcétera.

Los procesos del tratamiento termoquímico se basan en la capacidad de la red cristalina del metal, al tenerse determinadas condiciones de temperaturas, de absorber los elementos correspondientes con la formación de soluciones sólidas, compuestos químicos, fases intermedias, y otros.

Como se sabe, las transformaciones físicas durante el tratamiento térmico de los aceros al carbono y de la mayoría de los aceros aleados, ocurren con gran velocidad, y prácticamente la permanencia es necesaria solo para el comportamiento completo de la pieza. No obstante, durante el tratamiento termoquímico, el tiempo del proceso, así como la temperatura, son los principales factores para obtener resultados determinados. La importancia esencial la tiene el medio donde ocurre el proceso de saturación de las capas superficiales. Los medios pueden ser: mezclas sólidas, soluciones líquidas de sales y metales, gases y sus mezclas.

En la mayoría de los casos, el fin del tratamiento térmico superficial es obtener piezas con el núcleo dúctil y la superficie dura. Generalmente, durante el temple del acero también resulta, excepto en los casos de temple de piezas de secciones muy finas, que la superficie es mucho más dura que el interior de las piezas, pero es un caso particular.

Para obtener la superficie con alta dureza es necesario aumentar el contenido de carbono y los elementos aleantes en la composición del acero, que conduce (al dar el temple) a una alta dureza no solo de la superficie, sino también del núcleo. Este fenómeno a menudo es indeseable. Al obtener una alta dureza superficial por el medio del tratamiento termoquímico, la composición del acero para la pieza dada ha de ser escogida en correspondencia con las exigencias que debe cumplir el núcleo.

Los procesos del tratamiento termoquímico pueden ser el final del tratamiento (nitruración, cromado, etc.), o el preliminar (cementación, cianuración, etc.), los cuales exigen después de su conclusión operaciones suplementarias de tratamiento térmico, en particular el

temple y revenido, o el reconocido de difusión. Sobre todo, el tratamiento térmico es de aplicación en la industria de la aviación, construcción de maquinarias, tractores y autos.

En la industria de construcción de maquinarias se emplean corrientemente los procesos siguientes: cementación, que es la saturación de la superficie del acero con carbono; nitruración, que es la saturación de la superficie del acero con nitrógeno; solidificación, que es la saturación de la superficie del acero con silicio; cromado, que es la saturación de la superficie del acero con cromo, y calorización, que es la saturación del acero con aluminio. Con la finalidad de la producción de piezas, sometidas al tratamiento termoquímico, se utilizan como regla los aceros especiales aleados 20X, 18XHBA, 12XH3A, 12X2H4BA, 15X2ГHTA, 20XH3A, 35XMIØA, 38MIØA, y otros más. En la mayoría, estos son aceros con bajo contenido de carbono, no más de 0,4 %.

Al tratamiento termoquímico se somete la pieza de varios tipos: piñones, árboles de levas, cigüeñales, camisas interiores de cilindros, válvulas, etcétera.

Actualmente, se puede decir con seguridad que no existe una fábrica de construcción de maquinarias que no utilice los procesos del tratamiento termoquímico. El empleo de los procesos de tratamiento termoquímico nos permite obtener piezas con propiedades particulares, que conducen al aumento considerable del tiempo de trabajo, a la disminución del peso de las máquinas y, a menudo, a la obtención de importantes propiedades de la superficie de las piezas, las cuales no es posible obtener por medio de otro método tecnológico [8].

1.4 Bases físicas del tratamiento termoquímico

La esencia del tratamiento termoquímico se determina mediante tres procesos principales: el primero ocurre en el medio exterior; el segundo consiste en la creación del límite entre el metal y el medio que satura, este proceso es llamado de absorción, y determina la cantidad de átomos saturantes trasladados del exterior; el tercer proceso es el de difusión, esto es, la penetración de la sustancia hacia el interior del metal (Fig. 1.4).

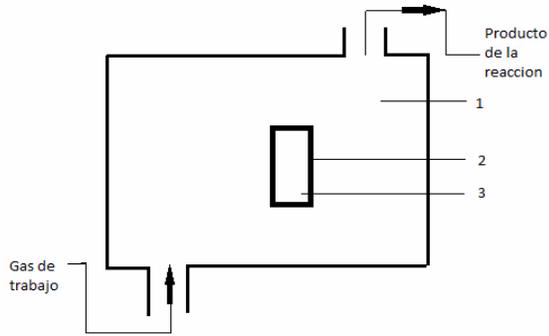


Fig. 1.4 Esquema del proceso del tratamiento termoquímico.

Los principales factores que describen las bases físicas del tratamiento termoquímico circundan alrededor de los procesos de disociación que ocurren en el medio exterior, del proceso de absorción de la sustancia por la superficie del metal, y los mecanismos de formación y estructura de la capa de difusión; cada uno de ellos y sus particularidades se muestran a continuación:

I. Proceso ocurrido en el medio exterior

a. Estado de la sustancia difundida.

Existen condiciones determinadas, las cuales deben ser garantizadas en la fase gaseosa para que ocurran con éxito los procesos del tratamiento termoquímico; es decir, teóricamente, es seguro que la introducción de la sustancia difundida ocurre en un estado elemental (iónico). Esta tesis está confirmada por numerosas pruebas.

La introducción de una sustancia en la red cristalina en estado molecular no puede ser realizada, por lo menos desde el punto de vista dimensional. Se sabe que cualquier sustancia en estado elemental (iónico) posee mayor actividad. Se han realizado numerosas pruebas de la saturación de la superficie del hierro con nitrógeno molecular (N_2), las cuales no condujeron a resultados positivos, aun a temperaturas muy altas.

Analizamos, por ejemplo, las principales reacciones de los procesos de cementación y nitruración.

Con relación a las leyes generales de las reacciones químicas, el desprendimiento intenso de las sustancias saturantes (carbono y nitrógeno) en el estado atómico debe ser acelerado al eliminarse los productos de descomposición del medio de la reacción: CO_2 para la reacción I y H_2 para la reacción II.

Han sido realizadas pruebas comparativas de cementación y nitruración al hierro árnico, al cual contiene un 0,09 % de oxígeno y también al hierro de alta pureza.

La cementación en el hierro de alta pureza ocurre 1,5 veces más rápido en el hierro árnico. Este fenómeno se explica a causa de que el oxígeno que existe en el hierro árnico reacciona con el carbono, formando CO_2 y desplazando la reacción a la izquierda. Por eso se retarda el proceso de la formación de átomos de carbono y, consecuentemente, se retarda el proceso de la cementación.

Al analizar el proceso de la nitruración observamos el fenómeno contrario: el hidrógeno, al unirse con el oxígeno del hierro árnico, formando vapores de agua, se elimina del ámbito de la reacción y, en consecuencia, la reacción se desplaza desde la izquierda hacia la derecha, lo que conduce al aumento de la formación del nitrógeno elemental. Este fenómeno que analizamos tiene gran importancia práctica; para acelerar los procesos del tratamiento termoquímico se utilizan, a menudo, los llamados activadores, cuya función es eliminar de la fase gaseosa los productos de la reacción, los cuales participan en los procesos de absorción y difusión.

Así, por ejemplo, para acelerar la nitruración se utiliza la viruta de cobre, que al absorber el hidrógeno lo elimina del ámbito de la reacción.

b. Velocidad del flujo de los gases.

Como factor muy importante, relacionado con los procesos ocurridos en el medio exterior, se tiene la velocidad del flujo de los gases en el recipiente cerrado. Al aumentar la velocidad del flujo de los gases, los procesos del tratamiento térmico se intensifican, pero este fenómeno ocurre si se asegura la renovación de las fases gaseosas en tres veces el volumen ocupado por unidad de tiempo; el aumento posterior de la velocidad de

renovación de la fase gaseosa no conduce a la modificación notable del proceso y por eso no es significativa su aplicación desde el punto de vista económico.

c. Presión del gas.

Generalmente, el papel de la presión en la fase gaseosa puede ser determinado por la ley de LeChatelier. Por ejemplo, de la reacción $2\text{CO} + \text{Fe} \rightleftharpoons \text{CO}_2 + (\text{C}) \text{Fe}$ el aumento de presión acelerará el proceso, pero en esta reacción $2\text{NH}_3 + \text{Fe} \rightleftharpoons 3\text{H}_2 + (\text{N}) \text{Fe}$ al contrario, retardará el proceso, ya que en el primer caso reaccionan dos volúmenes de gas y como resultado de esta reacción tendremos un volumen. En el segundo caso reaccionan dos volúmenes de gas y como resultado de la reacción tendremos tres volúmenes.

A causa de numerosas pruebas se ha establecido que el aumento de presión en la fase gaseosa no conduce a cambios fundamentales en los resultados del tratamiento termoquímico. Las altas presiones proporcionan grandes dificultades en la construcción de las instalaciones para el tratamiento termoquímico, por eso es necesario decir que en el empleo de altas presiones en la fase gaseosa, cuando se efectúan los procesos del tratamiento termoquímico, debe asegurarse una pequeña sobre presión con el objetivo de evitar la succión de aire.

De este modo, en la fase gaseosa deben estar aseguradas las condiciones siguientes:

- a. Obtención del elemento difundido en estado atómico (iónico).
- b. Eliminación de los productos de la reacción de la fase gaseosa.
- c. Presión positiva relativamente pequeña en la fase gaseosa.

II. Absorción de la sustancia por la superficie del metal.

La interacción del componente atómico con la superficie metálica se realiza en dos etapas:

1. Absorción de la sustancias por la superficie metálica.
2. Difusión del componente absorbido hacia el interior.

III. Mecanismos de la formación y estructura de la capa de difusión.

Existen dos teorías sobre la naturaleza de las formaciones primarias:

1. La teoría de la difusión pura.
2. La teoría de la difusión reactiva.

1.5 Particularidades de la difusión en los metales

La estructura del cuerpo sólido determina una serie de particularidades específicas de la difusión en el estado cristalino. La anisotropía de la estructura cristalina conduce a la anisotropía de la difusión. Esta anisotropía se observa solamente en los cristales de pequeña simetría (con pequeño número de coordinación).

La investigación del proceso de difusión en los metales con sistema cúbico de alto grado de simetría, no nos permite establecer diferencia al ocurrir el proceso en distintas direcciones (la difusión del carbono en la austenita).

El diferente estado energético de la sustancia en el espacio intergranular y en la superficie, puede conducir a mayor diferencia de la velocidad con la cual ocurre la difusión en estos lugares.

La dirección de la difusión en tres direcciones posibles se puede ver en el esquema siguiente (Fig.1.5):

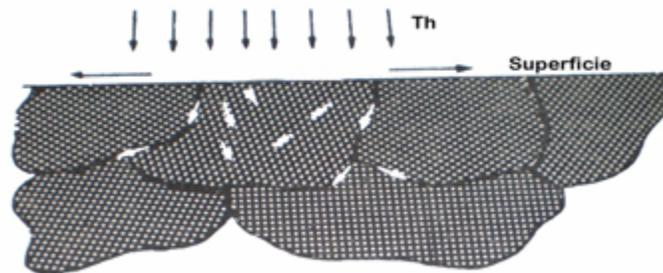


Fig. 1.5 Direcciones de los flujos de difusión en un cuerpo cristalino.

La difusión preferente por la superficie y por los límites de los granos se observa, cuando el solvente posee solubilidad pequeña. (El caso de la difusión del carbono en la ferrita.)

En el caso de solubilidad elevada de los elementos en el metal básico, el papel de las zonas fronterizas de gran solubilidad disminuye, y se hace significativo en los límites de las zonas de poca fluctuación.

El tipo de red cristalina tiene una gran importancia considerable en los procesos de la difusión. Cuanto menor sea la densidad de átomos, tanto más difícil ocurrirá el proceso de difusión. Así, por ejemplo, la red del Fe- α (de cuerpo centrado) tiene una densidad menor que la de la red Fe- γ (de cara centrada). De este modo, la difusión de los elementos en la ferrita ocurre con velocidad mayor que en la austenita. Este fenómeno se aprovecha al elaborarse las aleaciones resistentes al calor. Mientras mayor sea la densidad de la red, mayor será la resistencia al calor, manteniéndose las otras condiciones iguales.

Se ha establecido experimentalmente que el estado *tensional* de la red cristalina influye mucho en la velocidad de la difusión, acelerándola. Mucho más influye la deformación; el coeficiente de difusión aumenta de dos a cinco veces.

Sin embargo, los procesos tecnológicos reales de la saturación superficial del acero para los elementos, ocurren, generalmente, a las temperaturas necesarias para la recuperación y hasta para la cristalización del metal deformado.

Consecuentemente, se puede menospreciar la influencia de deformación en la velocidad de difusión en las condiciones reales.

La introducción de terceros elementos en la solución conduce al cambio de las energías, a veces, al cambio del tipo de la red cristalina, a la modificación de los parámetros de la ecuación A y Q y, por ende, al cambio del coeficiente de difusión.

Existen datos experimentales que expresan la influencia del tercer elemento sobre la velocidad de difusión. Tal influencia de los elementos está condicionada por la variación de la energía de enlace interatómico en el metal básico, el surgimiento de enlace interatómico entre la impureza y el elemento difundido, y la variación de la actividad química del elemento difundido.

La introducción de CO y Ni conduce al aumento significativo del coeficiente de difusión, a todas las temperaturas; Cr, Mo y W reducen el valor del coeficiente de difusión, el Mn casi no ejerce ninguna influencia.

Consecuentemente los elementos que forman los más estables carburos (Mo, W, Cr) contribuyen a la reducción del coeficiente de difusión, y los elementos que garantizan (Ni y Co) aumentan el coeficiente de difusión.

La concentración del elemento difundido ejerce la mayor influencia sobre los resultados de difusión. Pero ambos factores (naturaleza del elemento aleante y concentración) pueden influir en varias direcciones. En ese caso se hace sentir la influencia preferente de la concentración del elemento aleante en la superficie, lo que se puede deducir de la tabla.

1.2 siguiente:

Tabla. 1.2 Influencia de los elementos aleantes sobre la concentración, el coeficiente de difusión y el espesor de la capa

Influencia del elemento aleante sobre			
Elementos aleantes	Concentración C_o	Coeficiente de difusión D	Espesor de la capa X
M_n	Aumenta	Disminuye poco	Aumenta
C_r	Aumenta	Disminuye poco	Aumenta
M_o	Aumenta	Disminuye	Aumenta
W	Aumenta poco	Disminuye poco	Influye poco
Ni	Disminuye	Aumenta	Disminuye

Si	Disminuye	No influye notablemente	Disminuye
V	Disminuye	Disminuye	Aumenta

El estudio matemático sobre las leyes de difusión en los metales experimentales se diferencia en más del 50 % de los cálculos; por eso es necesario notar que las cuestiones de la función se deben estudiar aplicando los más modernos métodos de investigación y con tentativa de crear nuevas expresiones matemáticas.

Sin embargo, es necesario señalar alguna característica generalmente admitida, que permite determinar con relativa exactitud los procesos de difusión en el hierro.

1. El coeficiente de autodifusión en función de la temperatura varía según la ley:

$$D_0 = A \cdot e^{-\frac{Q_0}{RT}}$$

2. Con el aumento de la temperatura, la diferencia entre las velocidades de difusión de distintos elementos en el solvente se reduce; las velocidades de difusión de diferentes elementos cerca de la temperatura de difusión del solvente son prácticamente iguales.
3. Al valorar la constante de difusión del soluto, es necesario tener en cuenta la constante de autodifusión del solvente.

$$D = A \cdot e^{-\frac{Q_0 - Q_1}{RT}}$$

4. El calor de activación para la autodifusión en función de la temperatura de fusión del elemento viene dado por la expresión empírica siguiente:

$$Q_0 = 4 \cdot T_s$$

5. La velocidad de difusión del soluto generalmente es proporcional a la diferencia de los diámetros atómicos del solvente y del soluto.
6. La adición de otros elementos (más de dos) puede aumentar o disminuir el coeficiente de difusión, dependiendo de la estructura atómica del elemento aleante.

7. Los elementos aleantes, que aumentan la concentración del solvente en la superficie, aumentan la velocidad de difusión. [9]

1.6 Proceso de cementación

La cementación es un proceso mediante el cual se obtiene la saturación superficial del acero con carbono a temperaturas superiores a A_{c3} . Este proceso se utiliza más ampliamente en la construcción de maquinarias con el fin de obtener alta dureza superficial, resistencia al desgaste y aumentar el límite de fatiga.

Estas propiedades se alcanzan mediante el enriquecimiento con carbono de la capa superficial del acero de bajo contenido de este elemento, hasta alcanzar la concentración eutectoide o hipereutectoide, y por un tratamiento térmico posterior: temple y revenido bajo.

A la cementación se someten muchas piezas de maquinarias, como: cigüeñales, árboles de levas, piñones, pasadores de pistón, y de la industria de herramientas, como: patrones, calibres lisos, etcétera.

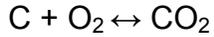
La profundidad de la capa cementada se encuentra entre los límites de 0,5 - 4,0 mm, y rara vez desde 0,1 hasta 0,3 mm.

Los medios que contienen carbono y se utilizan para la cementación se llaman carburizadores.

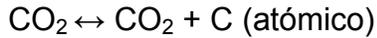
La cementación puede realizarse con carburizadores sólidos, gaseosos y líquidos.

Los procesos químicos de la cementación fueron estudiados solo en los últimos 30-40 años. La cementación del acero con carbón sólido en ausencia de la fase gaseosa es imposible (es necesario por lo menos el oxígeno del aire).

Al tener temperaturas bajas, el carbono al reaccionar con el oxígeno del aire, forma CO_2 , según la reacción:



A medida que aumenta la temperatura, la reacción $\text{CO}_2 + \text{C} \rightarrow 2\text{CO}$ se desplaza hacia la derecha cerca de la superficie del metal el CO se disocia (el hierro es el catalizador de esta reacción).



El carbono atómico al difundirse en el acero forma solución sólida, y al alcanzar la solubilidad limitada ocurre el proceso de formación del carburo de hierro.



De este modo, el proceso de cementación dependerá de la acción recíproca entre dos gases activos, que son el CO_2 y el CO.

Para el caso de la cementación gaseosa se utilizan gases de diferentes composiciones. Estos gases se pueden dividir, principalmente, en tres grupos:

1. Hidrocarburos limitados ($\text{C}_n \text{H}_{2n} + 2$) e ilimitados ($\text{C}_n \text{H}_{2n}$) son los gases carburizados básicos.
2. CO y CO_2 , los cuales se encuentran en el carburizador gaseoso; el contenido de CO debe sobrepasar mucho al contenido de CO_2 .
3. Los gases que no contienen carbono: N_2 , H_2 , O_2 Y H_2O , de los cuales los tres últimos son descarburizadores.

Como regla, el O_2 y el H_2O se encuentran en cantidades insignificantes, pero el contenido de H_2 y N_2 es considerable.

Es necesario notar que los hidrocarburos ilimitados de $\text{C}_n \text{H}_{2n}$ durante la descomposición nos dan el hollín y a veces resina, la que desprendiendo hidrógeno forma el coque. El hollín y el coque, cuando se depositan en la superficie de las piezas obstaculizan el proceso de cementación.

Por eso, la presencia de tales gases es indeseable. Los hidrocarburos limitados, como el propano C_3H_8 y el butano C_4H_{10} , se pueden descomponer y por ello no se utilizan como gases cementantes sin tratamiento suplementario. Las mejores mezclas gaseosas son las de metano CH_4 y de óxido carbónico CO , con los gases diluyentes H_2 , y N_2 .

Como el metano puro puede desprender una cantidad muy grande de carbono atómico, que no es absorbida completamente por la superficie del acero, en la superficie ocurre la formación de carbón de hollín, el cual obstaculiza el proceso de cementación.

En este diagrama se observa que el metano es un carburizador más activo que el CO , porque para carburizar el acero se necesita un por ciento insignificante de este.

De este modo, el CO y el CH_4 son los gases principales que participan activamente en el proceso de cementación. El N_2 , H_2 , y CO_2 son gases diluyentes. (N_2 hasta 80 % y mas, H_2 hasta 40 %, y en cierto grado CO_2 hasta 10 %). El H_2O en cantidades insignificantes no ejerce influencia dañina, pero en cantidades grandes pueden conducir a la oxidación de la superficie. [10]

Influencia de la temperatura y duración del proceso sobre los resultados de la cementación

La difusión notable del carbono en el hierro durante la cementación se observa ya a temperaturas de 500 - 600 °C, pero este proceso está relacionado con la formación de soluciones sólidas saturadas de carbono en $Fe - \alpha$ y principalmente con la formación de la combinación química Fe_3C . Pero la magnitud de tales capas no sobre pasa las centésimas de milímetro, por eso este proceso no tiene ninguna importancia práctica.

La cementación en la zona de las temperaturas entre Ac_1 y Ac_3 ocurre ya bastante rápidamente porque en este caso tenemos dos fases: $Fe - \alpha$ y $Fe - \gamma$. Como se sabe, el $Fe - \gamma$ disuelve el carbono en cantidades considerables. Al aumentar el contenido de

carbono en la austenita el Fe - α poco a poco se transforma en Fe - γ . Pues en este caso la difusión del carbono ocurre sólo en la Fe- γ .

Cuanto mayor sea la temperatura, tanto mayor será la velocidad de difusión.

Valores del coeficiente de difusión D:

$$^{\circ}\text{C} \quad \text{cm}^2/\text{seg}$$

A la temperatura de 925 = $1,4 \cdot 10^{-7}$

“ “ “ 1 000 = $3,5 \cdot 10^{-7}$

“ “ “ 1 000 = $10,0 \cdot 10^{-7}$

Con el aumento de la temperatura de cementación de los aceros pobres en carbono, la concentración del carbono en la superficie puede ser obtenida con relación a la línea ES. Durante la cementación de planchas finas y alambre, el contenido de carbono puede alcanzar hasta 2,5 - 3,5 % (cementación completa).

Sin embargo, durante la cementación de piezas de secciones grandes no se observa este fenómeno, porque en este caso ocurre el proceso activo de la difusión del carbono hacia dentro. No sería razonable considerar, también, que con el aumento de la temperatura de cementación la concentración de carbono en la capa superficial aumente.

Este proceso está relacionado con dos aspectos: la velocidad de descomposición de las sustancias que carburizan y la velocidad de difusión. Si la velocidad de descomposición de las sustancias que carburizan es grande, entonces en este caso el fenómeno del aumento de la concentración del carbono en las capas superficiales puede tener lugar al aumentar la temperatura, pero si la velocidad de difusión sobrepasa la velocidad de traslación del carbono atómico hacia la superficie, se puede esperar la reducción de la concentración en esta.

La temperatura límite superior desde la que se puede comenzar la reducción del contenido de carbono en la capa superficial depende de la actividad del carburizador.

Prácticamente, la utilización de composiciones corrientes de carburizadores conduce al aumento de la concentración del carbono en las capas superficiales hasta la temperatura 1 025 a 1 075°C. Solo al aumentarse la duración del proceso (decenas de horas) se observa la disminución de la concentración de carbono debido a cierto agotamiento del carburizador.

La profundidad de la capa cementada depende principalmente de dos parámetros: temperatura y duración del proceso, variables que serán controladas durante los experimentos por desarrollar en el presente trabajo. [3]

1.7 Influencia de los elementos aleantes durante el proceso de cementación

Los elementos aleantes ejercen una influencia esencial sobre la difusión del carbono en la austenita, lo que está relacionado con la deformación de la red cristalina, la variación de la energía de enlace interatómica en la red solución sólida y con la actividad termodinámica del carbono.

Los resultados de la cementación, fundamentalmente, se determinan por la influencia de los elementos aleantes en:

- a. Concentración de carbono en la capa superficial.
- b. Posición del punto S.
- c. Profundidades de la zona templada.
- d. Tamaño del grano.
- e. Formación de la lectura anormal.

Desde el punto de vista de la aleación correcta de los aceros cementados con estos elementos especiales, es necesario introducir tales elementos, que aumenten la concentración del carbono en la superficie del acero el coeficiente de difusión, profundidad de la zona templada, contribuye a la disminución del grano y obstaculicen su

crecimiento durante el proceso de cementación y, finalmente no formen estructura anormal.

Tomando como base trabajos experimentalmente, los elementos que forman carburos generalmente disminuyen el coeficiente de difusión y los que no lo forman, lo aumentan.

Al añadir 1 % de un elemento aleante que no forma carburos tendremos que, a la temperatura de 950°C la mayor influencia la ejerce el Si, seguido del Ni y del Cu.

La influencia de los elementos que forman carburos, en la disminución del coeficiente de difusión del carbono en la austenita, aumenta en este sentido: manganeso, molibdeno, vanadio, wolframio y cromo. El cromo retarda la difusión 20 veces más que el manganeso. No obstante, la adición simultánea de silicio y cobalto en los sistemas de elementos que forman carburos reduce la movilidad de los átomos de carbono, lo que indica una interacción considerable entre los elementos de la solución sólida.

La mayoría de los elementos que forman carburos (cromo, molibdeno, wolframio, vanadio, titanio y otros) aumentan la concentración de carbono en la capa superficial, con lo que mejoran en grado considerable los resultados de la cementación; a saber, aumentan la profundidad de la capa cementada. Sin embargo, con el aumento del contenido en el acero de algunos elementos formadores de carburo se observa, por encima de ciertos límites, la reducción de la concentración del carbono en la superficie. Esto se explica por las diferencias en la composición y la cantidad de carburos, los que se forman con diferente contenido de los elementos aleantes.

Así, por ejemplo, para un contenido de cromo mayor de 3 % se forman el carburo (Fe y Cr)₇ C₃ en vez del carburo (Fe y Cr)₃ C.

Los elementos que no forman carburo (silicio, níquel, cobalto, cobre, azufre y fósforo) disminuyen poco la concentración del carbono en la superficie, lo que se explica con la disminución de la solubilidad del carbono bajo la influencia de éstos.

Los elementos que no forman carburo disminuyen la profundidad de la capa cementada, dada su influencia en la reducción de la concentración de carbono en la superficie del acero.

Los elementos como el níquel, molibdeno, wolframio, titanio, niobio, obstaculizan el crecimiento del grano, y el manganeso, aluminio y en cierto grado el cromo, contribuyen al crecimiento del mismo.

Los elementos Ni, Mo, Nb, Cr y otros desplazan el punto S hacia la izquierda, con lo que se disminuye la concentración de carbono en la perlita y, por consiguiente, aumenta la profundidad de la zona templada.

Los elementos Si, Al, Ti, Nb, desplazan el punto S hacia la derecha, con lo que aumentan el contenido del carbono en la perlita y, consecuentemente, disminuyen la profundidad de la zona templada.

La introducción de cantidades considerable de molibdeno (1%) y wolframio (2 - 3%) así como también la presencia del oxígeno en el acero, contribuyen a la formación de la estructura anormal. Al introducir 0,15 - 0,3% del molibdeno y del wolframio hasta el 1 % como regla, la estructura anormal en la capa cementada no se observa.

Al introducirse en el acero cantidades grandes de níquel (más de 6 %) y de silicio (más de 2 %), se observan los procesos de grafitización en la capa cementada.

La influencia del hidrógeno está poco estudiada; sin embargo, se ha podido comprobar está en la formación de flókenes en la capa cementada de los aceros al cromo - níquel.

De esta manera, la mejor aleación es aquella que asegura el aumento de la concentración de carbono en la superficie del acero, aumenta el coeficiente de difusión, desplaza el punto S hacia la izquierda, contribuye a la conservación del grano fino durante la cementación, y no provoca los procesos de grafitización y formación de la estructura anormal.

Durante la aleación de los aceros que se utilizan para la cementación, por lo generalmente se emplea cromo, níquel, molibdeno, wolframio, manganeso, titanio y, con menos

frecuente mente el niobio. Prácticamente no se utiliza: silicio, cobalto, aluminio, azufre y fósforo.

Los resultados de la cementación se determinan no solo por la permanencia y la temperatura de cementación, sino también por la naturaleza del elemento aleante y la interacción entre ellos al formarse aleaciones complejas [4].

1.8 Aceros utilizados para la cementación

Como se sabe, la capa cementada después del tratamiento térmico debe tener alta resistencia, resistencia al desgaste y al hundimiento, y también el núcleo dúctil.

Con este fin se utilizan los aceros con un contenido de carbono de 0,80 - 0,05 % para piezas que sufrirán cargas grandes de 0,2 - 0,3 % (es necesario gran resistencia del núcleo). La experiencia demostró que es indispensable aumentar el límite inferior de contenido de carbono hasta 0,18-0,24 %.

Cuando se escogen los aceros para la cementación es preciso tener en cuenta las condiciones concretas de trabajo de la pieza. Actualmente existen algunas (además de la pureza del acero, la ausencia de la estructura de faja anormal en la capa cementada, y algunas exigencias tecnológicas, como buena maquinabilidad, encorvado pequeño, etc.), que son:

1. La composición del acero no debe contribuir a la concentración muy alta de carbono en la capa cementada, ya que la formación de gran cantidad de carburos baja la resistencia de la capa.
2. En la capa cementada no se debe presentar gran cantidad de austenita residual, lo que también reduce la resistencia de la capa.
3. La capa cementada debe poseer el mayor límite posible de resistencia a la flexión.
4. La característica principal del núcleo debe ser el límite de fluencia de condiciones. Si este no es suficiente, entonces bajo la capa cementada pueden desarrollarse

deformaciones plásticas, las cuales conducen hacia una sobretensión de la capa cementada. Conociendo esto, se recomienda realizar ensayo capaz de comenzar a formar grietas.

Existen 6 grupos de acero utilizados para la cementación.

I. Aceros al carbono: 08, 10, 15, A12, A15, A15Г, A20, para la fabricación de piezas de poca importancia se utilizan CT1, CT2 y CT3.

De estos aceros se fabrican las piezas sometidas a poca carga de simple configuración, las piezas no tienen límites especiales con respecto al encorvado $\sigma_{0,2} = 18 - 26 \text{ kg/mm}^2$; HRC = 50 – 55 unidades. El medio enfriante para el temple es el agua.

II. Acero: 15X, 20X Y 20X3. Se utilizan mucho en varias formas de la construcción de maquinarias para las piezas sometidas a cargas medias.

($\sigma_{0,2} = 50 - 60 \text{ kg/mm}^2$; $\alpha_k = 6 - 7 \text{ kg/cm}^2$; HRC = 55 – 58 unidades).

El enfriamiento para el temple se realiza en aceite, lo que asegura menor encorvado que el temple en agua.

El acero 20X3 tiene los defectos siguientes: fragilidad elevada, propensión al encorvado y la obtención en la capa cementada de una cantidad considerable de austenita residual. Sin embargo, este acero posee altas propiedades mecánicas y gran resistencia al desgaste.

($\sigma_{0,2} = 90 \text{ kg/mm}^2$; $\alpha_k = 8 \text{ kg/cm}^2$; HRC = 58 – 62 unidades).

Este acero es el sustituto de los aceros más aleados: 12X2H4A, 12XH3, 18XГM y otros. Los aceros al cromo son propensos a la formación de grietas de pulido (en el caso del revenido a la temperatura de 150 - 160°C). Después del revenido a 200 – 220 °C, se disminuye la cantidad de grieta de pulido debido a la disminución en la cantidad de austenita residual. De los aceros al cromo se fabrican piezas sometidas a poca y media cargas (árboles de levas, levas de freno, piñones, semiejes, satélites del diferencial y otros).

III. Los aceros al níquel del tipo 13H2A, 15H5A y 21H5A encontraron poca utilización y se emplearon solo para piezas más importantes, las cuales exigen gran templabilidad y resiliencia en el núcleo.

($\sigma_{0.2} = 40 - 75 - 90 \text{ kg/mm}^2$; $\alpha_k = 15 - 12 - 10 \text{ kg/cm}^2$; HRC = 58 – 60 unidades).

El enfriamiento para el temple se realiza en aceite.

IV. Los aceros al cromo níquel 15XH, 12XH2, 12XH3, 12X2H4 y 20X2H4: estos aceros aseguran una gran templabilidad y alta resistencia del núcleo y de la capa cementada. La austenita en estos aceros es muy estable, por eso después del temple, con el fin de disminuir la cantidad de austenita residual, se recomienda el tratamiento subcero. Si después de la cementación se hace necesario realizar el tratamiento mecánico, entonces, con la finalidad de reducir la dureza, se recomienda realizar el revenido alto a la temperatura de 650 - 680 °C

($\sigma_{0.2} = 60 - 110 \text{ kg/mm}^2$; $\alpha_k = 7 - 12 \text{ kg/cm}^2$; HRC = 58 – 60 unidades).

El enfriamiento para el temple se realiza en aceite.

V. Los aceros al cromo níquel – wolframio y al cromo níquel - molibdeno: 12X2H3M, 18XHMA y 18XHBA.

Estos aceros poseen una gran templabilidad y altas propiedades mecánicas, por lo que se destinan para la producción de piezas importantes como: cigüeñales piñones cargados, ejes de turbinas, etcétera.

Debido a las altas estabildades de la austenita, en estos aceros se recomienda realizar el tratamiento subcero después del temple.

Para reducir la dureza antes del tratamiento mecánico, se recomienda realizar un alto revenido a 650 – 680 °C

($\sigma_{0.2} = 100 - 110 \text{ kg/mm}^2$; $\alpha_k = 9 - 12 \text{ kg/cm}^2$; HRC = 57 – 61 unidades).

El enfriamiento para el temple se realiza en aceite o al aire.

VI. Los aceros sustitutos del v grupo (el níquel se sustituye total o parcialmente por manganeso) son: 15X2ГН, 15X2ГНТ, 18XГМ, 18XГТ, 15X2Г2Т, 30XГТ y otros que poseen las propiedades casi iguales a los aceros del V grupo.

($\sigma_{0.2} = 80 - 100 \text{ kg/mm}^2$; $\alpha_k = 8 - 10 \text{ kg/cm}^2$; HRC = 58 – 60 unidades).

El enfriamiento para el temple se realiza en aceite.

La aplicación de los aceros al cromo – vanadio, cromo – molibdeno y cromo – manganeso está difundida y se utiliza en muy contados casos. [7]

1.9 Cementación del acero con carburante sólido

Los requisitos necesarios para el carburante son:

1. Capacidad de desprender carbono activo con velocidad necesaria a la temperatura escogida de cementación.
2. Capacidad de conservar la actividad durante el empleo reiterado.
3. Contracción mínima y resistencia máxima a la temperatura de cementación.
4. Pequeño peso específico.
5. Alta conductividad térmica.
6. Ausencia de polvo y de impurezas dañinas.

La base de todos los carburizadores sólidos es el carbón vegetal de árboles de especies duras, porque el carbón vegetal de árboles de especies blandas quema muy rápidamente.

Como aceleradores se utilizan las sales carbónicas BaCO_3 , Na_2CO_3 , las cuales son portadoras de una cantidad adicional de CO y CO_2 .

Al añadir los aceleradores (4 %), la fase gaseosa se enriquece en CO a causa de que se aumenta la concentración de C en las capas superficiales de acero y aumentan la

profundidad de la capa; en este caso la velocidad de difusión será solamente una función de la temperatura. Teniendo en cuenta la heterogeneidad en el mezclado de las sales carbónicas y la utilización reiterada (no se emplean el carburizador no usado), el contenido de sales carbónicas se lleva hasta 10 – 15 % (a veces se utilizan también otros aceleradores: BaCrO₄, BaSO₄). Con el fin de proteger el carburizador del aglutinamiento se le añade una cantidad pequeña de tiza, o sea, CaCO₃ (1 – 3 %).

El mazut o melaza se añade con el fin de adherir el carbón a los aceleradores.

El azufre y la humedad son componentes inevitables. La humedad en pequeñas proporciones (hasta 5 – 6 %) no es peligrosa. El azufre es muy peligroso, ya que corroe la superficie de las piezas cementadas, y por otra parte el aislante (cobre) no acciona efectivamente.

Las particularidades típicas de los carburizadores son las citadas en lo sucesivo.

Se consideran como tamaño óptimo los trozos de carbón vegetal con diámetro de 3 – 12 mm. Como promedio el 90 % de los trozos debe oscilar desde 3 hasta 8 mm.

El coque de turba es de gran contracción y se utiliza con medidas especiales (es necesario asegurar buena hermeticidad de las cajas de cementación).

A veces, en la composición de los carburizadores se añade cuero carbonizado, carbón de hueso y sal de cianuro. Sin embargo, estas sustancias no han encontrado amplia utilización práctica.

Existen dos métodos para la preparación de carburizadores: el húmedo y el seco. El método húmedo es más efectivo. Consiste en impregnar el carbón con adiciones en dispositivos especiales, después se produce el secado para la extracción de la humedad. El método seco consiste en la agitación mecánica de los componentes del carburizador.

El carburizador sin utilizar no se emplea a causa de gran actividad. Generalmente se utilizan mezclas que constan de un 80 % del carburizador ya utilizado y un 20 % del no utilizado. La adición del carburizador sin utilizar se hace con el fin de recuperar las

pérdidas de las sales durante la elaboración (zarandeo) del carburizador después del proceso de cementación [9].

Tabla 1.3 Tipos de carburizadores y lugares de fabricación

Tipos de carburizadores lugar de fabricación	Componentes	Cantidades de % (en peso)
I. Se preparan en fábricas especiales	Carbón vegetal (de abedul) $BaCO_3$ Na_2CO_3 $CaCO_3$ Mazut o melaza	74 -78 12 -15 1,0 -1,5 3 - 5 4,5 - 5,0
II. Se preparan en fábricas especiales	Carbón vegetal Coque $BaCO_3$ Na_2CO_3 $CaCO_3$ Mazut	65 20 10 1 1 3
III. Se preparan en	Carbón vegetal Na_2CO_3 $CaCO_3$	87 10 3

	fábricas consumidoras		
IV.	Se preparan en fábricas consumidoras	Carbón vegetal Na ₂ CO ₃	90 10
V.	Se preparan en fábricas consumidoras	Carbón vegetal BaCO ₃	90 10
VI.	Se preparan en fábricas consumidoras	Coque de turba Na ₂ CO ₃	85-90 15-10

Nota: El carburizador debe cumplir los parámetros químicos siguientes.

H₂O \leq 6 %; SiO₂ \leq 2 %, y S \leq 0,4 %

1.10 Cementación gaseosa

Al tener la cementación gaseosa los defectos mencionados (que no son naturales al efectuarse la cementación con carburizadores sólidos), tienen lugar en grado menor o se evitan por completo.

Es necesario notar que la cementación gaseosa se utiliza mucho en las fábricas de producción en serie, en cantidades grandes de piezas de un mismo tipo.

Al tenerse una producción unitaria, a menudo se fabrican piezas para distinto uso, las cuales tienen diferentes profundidades en la capa cementada, lo que dificulta la aplicación

de la cementación gaseosa al existir una gran variedad de piezas. En este caso es más racional el ejemplo de los carburizadores sólidos [10].

1.10.1 Carburizadores gaseosos

I. El gas natural

Es un gas de alto valor calórico, el más activo y el más barato, se distingue por la estabilidad de su composición química. Se utiliza en las fábricas cercanas a su yacimiento o donde existen conductos de gases.

El gas de Saratov consta de 92 – 96 % de metano (CH_4), 1-2 % de propano (C_3H_8) y butano (C_4H_{10}); 1 % de etano (C_2H_6), 1- 5 % de nitrógeno (N_2), 0,4% de gas carbónico (CO_2), 0,2-1 % de oxígeno (O_2). El peso específico del gas es $0,58 \text{ kg/m}^3$.

El gas de Saratov, como se observa es muy rico; el contenido de metano es de 92 -96 %. La utilización de este gas durante la cementación es acompañada por el desprendimiento de carbono de hollín, el cual obstaculiza la observación del carbono por la superficie del acero. A causa de esto, este gas somete a la dilución. Para obtener un gas diluyente se produce el quemado parcial de este en dispositivos especiales. Se puede diluir el gas con el gas de escape del horno.

II. Mezcla de propano y butano

El peso específico del propano es $2,0 \text{ kg/m}^3$ y el del butano es $1,52, \text{ kg/m}^3$

Ambos gases se suministran en balones en estado licuado bajo una presión de 60 – 25 atmósferas.

Estos gases no se pueden utilizar en su estado natural, ya que durante su aplicación en zonas de altas temperaturas se forman grandes desprendimientos de hollín, que al posarse sobre la superficie de la pieza frenan el proceso de cementación.

Generalmente, se utiliza el gas después del cracking para que la mezcla de propano y butano se diluya de antemano con la relación siguiente:

1 parte de propano + 7 partes de aire, con 1 parte de butano + 10 partes de aire; después, esta mezcla se “craquea” a la temperatura de 975 °C en dispositivos especiales.

El gas obtenido de la composición CO – 20,5 % CH₄ – 3,6 %; H₂ – 36 %; CO₂ – 0,2 %; N₂ – 39 %; H₂O – 0,5 %; se mezcla en las proporciones correspondientes con el butano inicial o con propano (5 partes de gas pobre + 1 parte de propano).

Estos gases se utilizan mucho en los lugares alejados de los yacimientos del gas natural.

III. Gas de alumbrado

Este gas distingue por su composición química inestable, lo que dificulta su empleo en la fábrica. A causa de esto, el gas de alumbrado puro no se utiliza. La composición aproximada del gas del alumbrado en Moscú es la siguiente:

20 – 35 % de metano (CH₄) y etano (C₂H₆); 10 % de hidrocarburos ilimitados (C_nH_{2n}); 6 – 14 % de oxígeno carbónico (CO); 5 – 25 % de hidrógeno (H); 2-6 % de gas carbónico (CO₂); 0,4 de oxígeno (O₂), y 17 – 25 % de nitrógeno (N₂).

1.10.2 Gas de pirólisis y de cracking del queroseno

Durante la cementación en horno de acción interrumpida debido a la ausencia de gas natural, a veces se utiliza el gas de pirólisis y de cracking del queroseno. Al consumirse 7 – 7,5 l/h del queroseno .por cada 1 litro de este se obtiene 0,7 – 0,8 m³ de gas de pirólisis. Después una porción de este gas se somete al cracking (60%) y otra parte (40 %) entra al horno. El gas puro de pirólisis no se puede utilizar, porque este gas es rico en exceso. La pirólisis del queroseno ocurre a la temperatura de 800°C, y el cracking, a la temperatura de 975°C. [9]

Tabla 1.4 Composiciones en porcentaje de los gases pirólisis y cracking.

Composición del gas de pirolisis %	Composición del gas de cracking %
1. $C H_4$ -36-46	1. $C H_4$ -5 -12
2. CO -5 – 6	2. CO -15 – 20
3. $C_n H_{2n}$ -20 -26	3. $C_n H_{2n}$ -0,0-1,1
4. $C_2 H_6$ -0,5 - 1,2	4. $C_2 H_6$ -1,0 – 5,0
5. CO_2 - 0,4 – 1,4	5. CO_2 -1,0 – 2,0
6. H_2 -19 -24	6. H_2 – 60
7. N_2 - lo restante	7. O_2 - 0,2 – 0,8
	8. N_2 - lo restante

Antes de entrar al horno, los gases se mezclan en la proporción de 2 m³/h del gas de pirolisis y 3 m³/h de gas de cracking. Este gas resultados satisfactorios al efectuarse el proceso de la cementación gaseosa.

CONCLUSIONES PARCIALES CAPÍTULO 1

1. El acero 12Cr1MoV por su composición química, puede ser empleado para el desarrollo de procesos de cementación.
2. El proceso de degradación por envejecimiento afecta sensiblemente la difusión del carbono en el proceso de cementación, por lo que hay que emplear un acero en estado nuevo o envejecido durante un proceso de regeneración de la microestructura.
3. Los procesos químicos que ocurren durante la cementación son: disociación, adsorción, y difusión.
4. Los elementos aleantes Cr, Mo, V, presentes en el acero por estudiar, ayudan a incrementar el espesor de la capa cementada.
5. La cementación gaseosa posee mayor ventaja que la cementación sólida, ya que se pueden obtener piezas más limpias, y ofrece la posibilidad de efectuar el temple en forma directa.

CAPITULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

Introducción

El presente capítulo tiene como objetivo detallar los materiales y métodos seguidos para el desarrollo de cada una de las etapas experimentales del trabajo.

Para una mejor comprensión de la estructura del mismo, en la figura 2.1 se muestra un diagrama en bloques con la secuencia de los pasos por seguir para la caracterización microestructural y las propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.

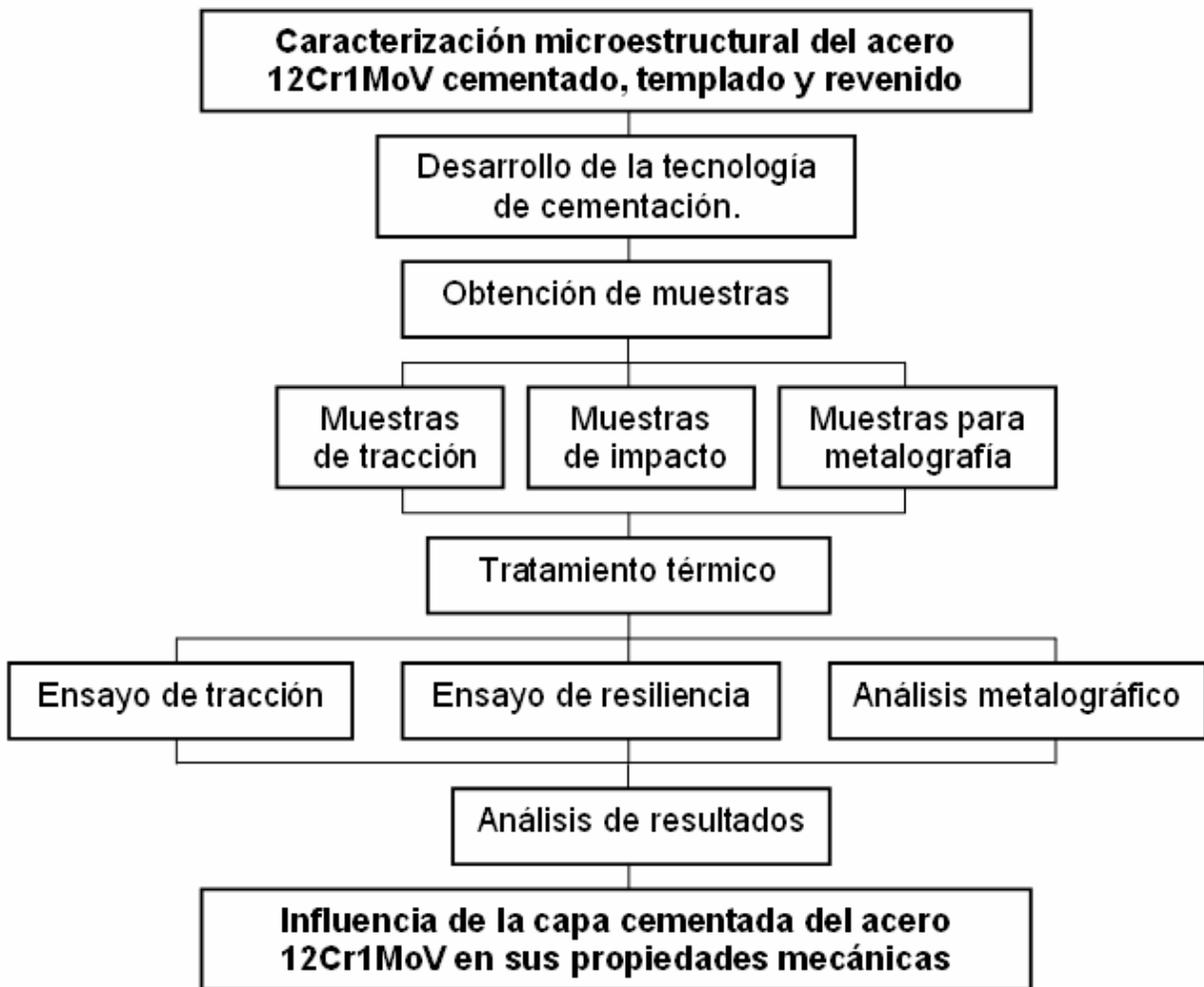


Fig. 2.1 Secuencia para la caracterización microestructural y propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.

2.1 Tecnología de tratamiento térmico

2.1.1 Cementación gaseosa

Para desarrollar la tecnología de cementación se empleará un horno de cementación gaseosa modelo $\mu 600$, como el mostrado en la figura 2.2, perteneciente al laboratorio de tratamiento térmico del Departamento de Manufactura y Materiales de la Universidad de Oriente. En la tabla 2.1 se muestran los parámetros fundamentales del mismo:



Tabla 2.1 Parámetros fundamentales de explotación del horno $\mu 600$

Potencia	60 kW
Rango de temperatura	25°C – 1100 °C
Velocidad de calentamiento promedio	8 – 10 °C/min

Fig. 2.2 Horno de cementación gaseosa modelo $\mu 600$.

La tecnología de cementación gaseosa empleada es la proyectada por el diplomante Alexander Betancourt Velázquez, en su tesis “Estudio para la utilización de residuos de la industria termoenergética para la fabricación de elementos de máquinas automotrices” cuyo desarrollo de lleva a cabo al unísono de la presente investigación.

Para la misma se sigue la metodología del Martínez Pérez la cual consta de los pasos siguientes:

1. Selección del material

Acero 12Cr1MoV

2. Cálculo del espesor de capa cementada

$$e = e_r + e_t$$

donde:

e_r : espesor de rectificado

e_t : espesor tecnológico

Se toma $e_r = 0,3$ mm según A. L. Casillas, y $e_t = 0,5$ mm según Manual general de la motocicleta.

Luego:

$$e = 0,8 \text{ mm}$$

3. Determinación del tiempo de cementación

Este, está en función intrínsecamente del espesor de capa cementada, para ello se emplea el Martínez Pérez, pág. 281, tabla 31.

$t_{cem} = 6$ horas, divididas en 2 períodos: el inicial de 2 horas, y el final de 4 horas.

4. Cálculo del tiempo de calentamiento del horno

$$V_{cal} = \frac{\Delta T}{t_{cal}}$$

$$t_{cal} = \frac{\Delta T}{V_{cal}}$$

$$t_{cal} = \frac{T_{cem} - T_{amb}}{V_{cal}}$$

$$t_{cal} = \frac{950 - 25}{10}$$

$$t_{cal} = 92,5 \text{ min}$$

5. Cálculo del tiempo de enfriamiento del horno hasta la temperatura de temple

$$V_{enf} = \frac{\Delta T}{t_{enf}}$$

$$t_{enf} = \frac{\Delta T}{V_{enf}}$$

$$t_{enf} = \frac{T_{cem} - T_{amb}}{V_{enf}}$$

$$t_{cal} = \frac{950 - 780}{0.6}$$

$$t_{cal} = 283.33 \text{ min}$$

6. Cálculo del tiempo del período de asentamiento.

$$V_{cal} = \frac{\Delta T}{t_{cal}}$$

$$t_{cal} = \frac{\Delta T}{V_{cal}}$$

$$t_{cal} = \frac{T_{cem} - T_{amb}}{V_{cal}}$$

$$t_{cal} = \frac{950 - 800}{10}$$

$$t_{cal} = 15 \text{ min}$$

7. Cálculo del consumo de cementante:

Tabla 2.2 Consumo de cementante por períodos, según Martínez Pérez

	Consumo específico	Duración	Consumo total por períodos
Período de asentamiento	75 g/min	15 min	1125 g/min
Período inicial de cementación	110 g/min	120 min	13200 g/min
Período final de cementación	35 g/min	240 min	8400 g/min

Luego, el consumo total de queroseno es igual a 22 725 gotas, y asumiendo 1 litro igual a 17 500 gotas, entonces el consumo total de keroseno es de 1,3 litros.

Sobre la base de la tecnología de cementación proyectada, el comportamiento teórico de la penetración de la capa de cementación en función del tiempo de cementación debe ser como el que se muestra en la figura 2.3.

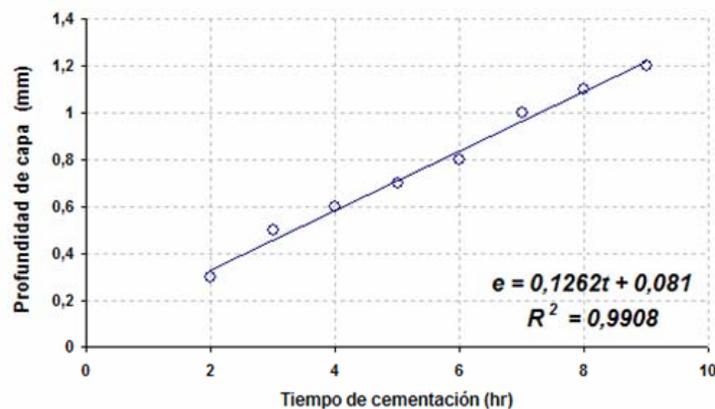


Fig. 2.3 Comportamiento teórico de la penetración de la capa cementada en función del tiempo de cementación.

2.1.2 Revenido

Como es conocido, las propiedades mecánicas del metal varían en función de la temperatura de revenido; por tanto, para conocer la influencia de la microestructura del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido, se someterá, luego del proceso de cementación, a tres regímenes de temperatura de revenido: uno bajo a 200 °C, uno medio a 400 °C y uno alto a 600 °C.

Cálculo del tiempo de trabajo del horno durante el revenido:

$$t_{\text{trab}} = t_{\text{calh}} + t_{\text{op}}$$

donde:

t_{cal} : tiempo de calentamiento del horno

t_{op} : tiempo operacional

Cálculo del tiempo de calentamiento del horno:

$$V_{\text{cal}} = \frac{\Delta T}{t_{\text{cal}}}$$

$$T_{\text{cal}} = \frac{\Delta T}{V_{\text{cal}}}$$

$$t_{\text{cal}} = \frac{T_{\text{temple}} - T_{\text{amb}}}{V_{\text{cal}}}$$

$$t_{\text{cal}} = \frac{200 - 25}{10}$$

$$t_{\text{cal}} = 0,29 \text{ hr} = 17,5 \text{ min}$$

Cálculo del tiempo operacional:

$$t_{\text{op}} = t_{\text{cal}} + t_{\text{perm}}$$

$t_{\text{cal}} = 1,6\text{H}$, según Martínez Pérez

A diferencia del trabajo de Betancourt, en el caso del presente trabajo, el tiempo operacional durante el revenido va a depender de las dimensiones de las muestras a tratar, para esquematización del régimen de tratamiento térmico para cementación gaseosa, temple y revenido.

Tabla 2.3 Dimensiones de “H” de las muestras por tratar

Muestra	Dimensión “H”	Valor de “H”	Tiempo de calentamiento (min)	Tiempo de Permanencia (min)	Tiempo operacional (min)
Muestras de tracción	Diámetro	4	6.4	1,6	8
	Diámetro	5	8	2	10
	Diámetro	6	9,6	2.4	12
	Diámetro	7	11,2	2,8	14
	Diámetro	8	12,8	3,2	16
Muestras de impacto	Ancho	10	16	4	20
Muestras metalográficas	Ancho	8	12,8	3,2	16

NOTA: Los valores mostrados en la tabla son valores teóricos que dependen de la configuración geométrica de la pieza, independientemente de estos, se asumirá para cada muestra un valor real de 20 min.

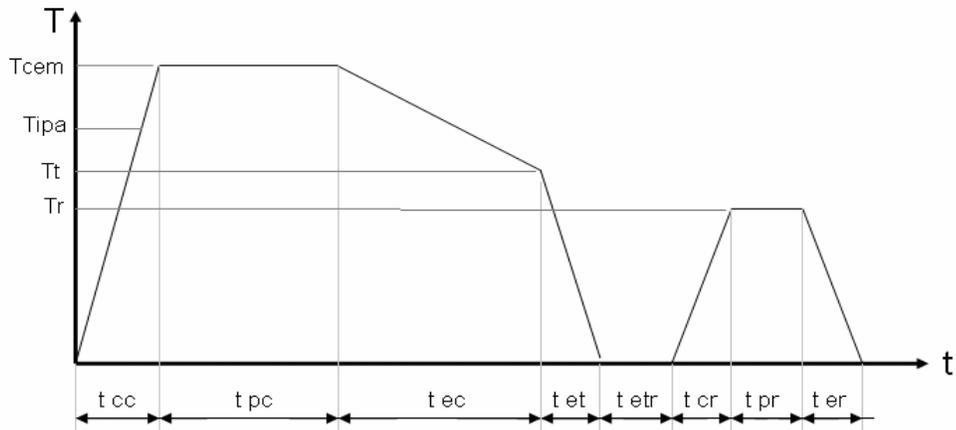


Fig. 2.4 Régimen de tratamiento térmico de cementación gaseosa, temple y revenido.

Donde:

- tcc - Tiempo de calentamiento del horno: 92.5 min
- tpc - Tiempo de cementación gaseosa, 360 min.
- tec - Tiempo de enfriamiento hasta la temperatura de temple, 283.33 min.
- tet - Tiempo de enfriamiento del temple, no se asume
- tetr - Tiempo entre cementación y revenido, 1 hora
- tcr - Tiempo de calentamiento durante el revenido, 17.5 min
- tpr - Tiempo de permanencia durante el revenido, 5 min.
- ter - Tiempo de enfriamiento durante el revenido, no se asume
- Tcem - Temperatura de cementación, 950 °C
- Tt - Temperatura de temple, 780 °C
- Tr - Temperatura de revenido, 200 °C, 400 °C y 600 °C

2.2 Obtención de las muestras

Las muestras se obtendrán a partir de sobrantes de secciones del acero 12Cr1MoV empleado en centrales térmicas para el transporte de vapor sobrecalentado, la

construcción de las muestras para los ensayos de tracción y resiliencia (ver Figs. 2.5 y 2.6), se emplearon las normas ASTM E8-04 [45] y E23-01 [46], respectivamente.

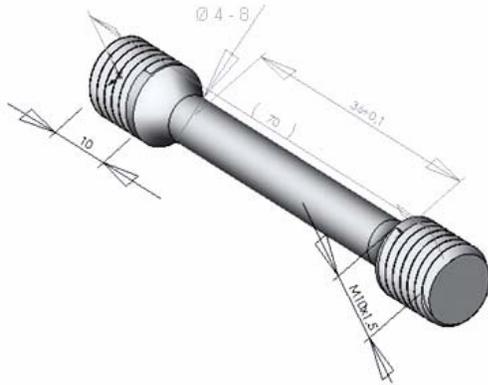


Fig. 2.5 Probeta para el ensayo de tracción.

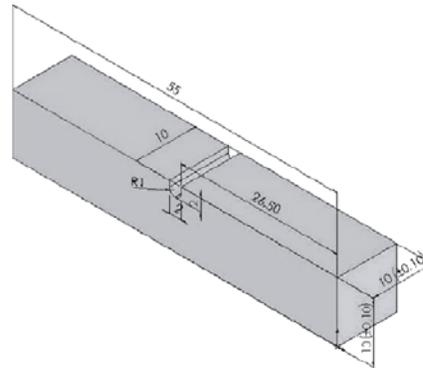


Fig. 2.6 Probeta para el ensayo de resiliencia.

2.2.1 Planificación experimental

Previo al proceso de manufactura de las muestras, se debe conocer la cantidad de cada una de ellas a ensayar con el objetivo de obtener la mayor confiabilidad en los resultados por obtener. En este trabajo, uno de los objetivos fundamentales que se persigue es la evaluación de la influencia de la capa cementada del acero 12Cr1MoV en sus propiedades mecánicas, por ello es que se prescribe que las muestras por estudiar no influya otra variable durante los experimentos, de forma tal que en el análisis de los resultados se obtengan conclusiones sólidas sobre los parámetros mencionados. Por tanto, para determinar el número de muestras por ensayar, se siguió el criterio de Dixon & Massey [47], el cual plantea que en casos similares el mínimo número de muestras por ensayar debe ser tres; independientemente de este criterio, se empleó el STATGRAPHICS para evaluar, con el empleo de la curva de potencia, el número óptimo de observaciones a partir de la media de la distribución normal y la desviación típica.

Conociendo de los primeros tres ensayos de tracción de la muestra de 4 mm de diámetro, que la media de la distribución normal de la resistencia a la tracción es 910 MPa y asumiendo una desviación típica de 10 MPa y un error absoluto de 8 MPa, se tiene que el

número óptimo de observaciones es 9. En la figura 2.7 se muestra la curva de potencia a la cual se alude.

Nota: para las muestras de los diámetros restantes el número de observaciones es el mismo.

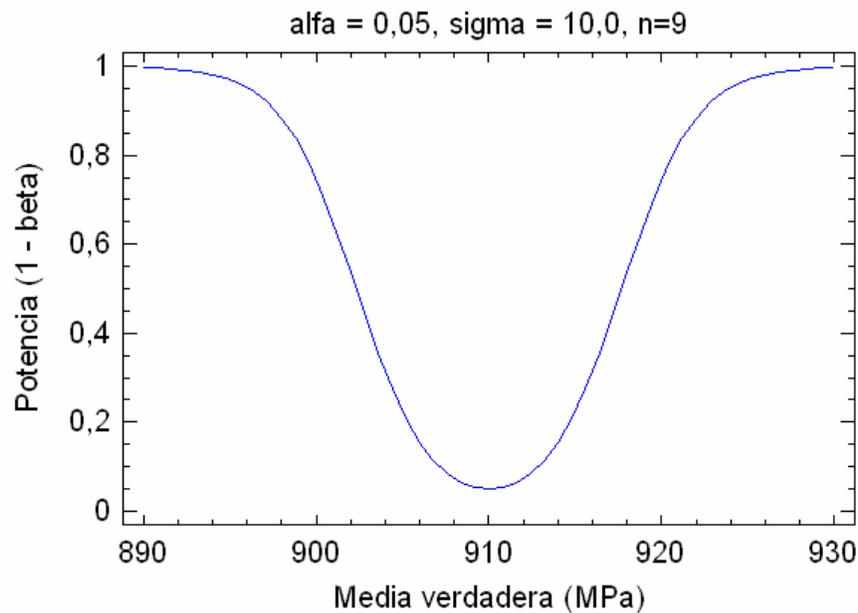


Fig. 2.7 Curva de potencia para determinar el número de observaciones en el ensayo de tracción.

Igualmente conociendo de los primeros tres ensayos de impacto de la muestra de 6 mm de profundidad de entalla, que la media de la distribución normal de la resiliencia es 10 Kgf-m/cm² y asumiendo una desviación típica de 2 Kgf-m/cm² con un error absoluto de 1,5 Kgf-m/cm², se tiene que el número óptimo de observaciones es 5.

En la figura 2.8 se muestra la curva de potencia a la cual se alude.

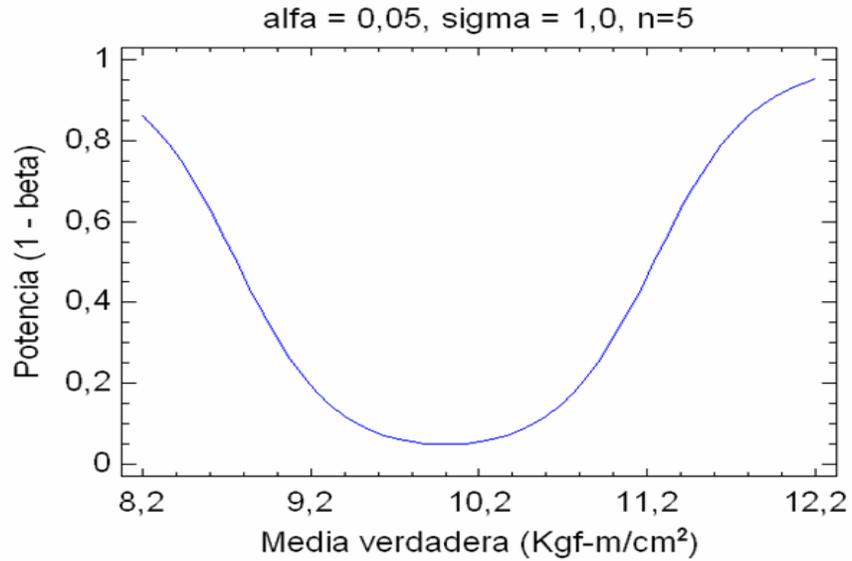


Fig. 2.8 Curva de potencia para determinar el número de observaciones en el ensayo de resiliencia.

2.2.2 Obtención de las muestras de tracción

Para obtener las muestras de tracción se seccionó el material de la LPV con ayuda de una fresadora Van Norman. Luego se marcaron puntos para obtener el centro de las piezas seccionadas para elaborar agujeros de centros que facilitarían el centrado en el torno. Empleando un torno C11MT se realizaron las operaciones correspondiente de refrentado, cilindrado y roscado. Después se llevaron a cabo las de biselado por ambos lados roscados. Finalmente, se pulió la muestra para minimizar el efecto de los concentradores de tensiones, utilizando para ello limas y papeles abrasivos.



Fig. 2.9 Proceso de torneado de las muestras de tracción.

2.2.3 Obtención de las muestras de impacto

Para la construcción de las muestras de impacto, se cogen las secciones cortadas y se montan en la fresadora, se selecciona la fresa adecuada, y se lleva el fresado de cada una de las superficies de la muestra, dejando las piezas con las medidas correspondientes en forma cuadrada de 10 x 10 mm y longitud de 55 mm. Con posterioridad, se montan las muestras en el recortador para elaborar las entallas correspondientes, utilizando para ello el método de copiado del perfil de la cuchilla preparada previamente.



Fig. 2.10 Muestra en la máquina fresadora.



Fig. 2.11 Muestra en el recortador para la ranura.

2.3 Tratamiento térmico (cementación, temple y revenido)

Para llevar a cabo los tratamientos térmicos propuestos se sigue la metodología descrita en el epígrafe 2.1, en el caso del tratamiento térmico de revenido se empleará una mufla como la mostrada en la figura 2.12, con una potencia de 30 kw, y un rango de temperatura de 1 000 °C, perteneciente al laboratorio de tratamiento térmico del Departamento de Manufactura y Materiales de la Universidad de Oriente.



Fig. 2.12 Mufla empleada para el tratamiento térmico de revenido.

2.4 Ensayo de tracción

El ensayo de tracción permite conocer el valor inicial de la resistencia a la deformación o límite elástico del metal, así como su variación durante todo el proceso de deformación hasta la rotura. Así, se puede conocer la sensibilidad del metal a la acritud, el endurecimiento o aumento de resistencia que una deformación determinada produce en el metal y, por ende, la resistencia de este a la rotura del mismo.



Fig. 2.13 Máquina de ensayos de tracción, modelo YNS 300

El ensayo de tracción se realiza mediante dispositivos mecánicos o hidráulicos que permiten separar entre sí dos mordazas entre las que se sujeta la probeta objeto del ensayo.

Dispositivos complementarios permiten medir en todo instante la carga que soporta la probeta y su deformación. Así mismo, en la mayoría de las máquinas se obtiene directamente el trazado de la curva cargas, y deformaciones.

En la figura 2.13 se muestra la máquina empleada para el ensayo de tracción, modelo YNS 300 de origen chino, perteneciente al laboratorio de Resistencia de Materiales de la Universidad de Oriente.

2.5 Ensayo de resiliencia

En este ensayo se procura acumular las más severas condiciones de triaxialidad, superiores en general a las que en la práctica se pueden presentar a fin de determinar si en tales condiciones la rotura se produce con carácter dúctil o frágil.

Si en tales condiciones el metal ensayado rompe con fractura dúctil, sabremos que su plasticidad, es mayor que la necesaria para contrarrestar la tenacidad del ensayo. Si por el

contrario se produce una fractura frágil, la plasticidad es inferior y hay peligro de que pueda no ser suficiente para un servicio en condiciones severas.

En el ensayo de choque se combina la acción de una entalla sobre la probeta con los efectos fragilizadores de rápida aplicación de la carga (choque) y heterogénea distribución de tensiones (esfuerzos de flexión).

En este ensayo se mide el valor del trabajo absorbido por la deformación y rotura de la probeta, pero este valor no puede tomarse como valor relativo de la plasticidad, pues aunque es cierto que varía con ella, varía también con otros factores, y así dentro de un mismo material podrá aceptarse como medida comparativa de la plasticidad. Este valor se denomina resiliencia y no tiene la limitación de solo ser propiedad comparable dentro de un mismo metal, sino que cualquier variación en las condiciones del ensayo, como tamaño de la probeta, modificaciones en la entalla o alteración en la velocidad de la carga, da lugar a que los resultados pierdan también su aptitud comparativa.

En el ensayo se dispone de una probeta con una entalla en uno de sus costados (Fig. 2.14), apoyada en un soporte que permite que sufra por el costado opuesto a la entalla un choque de energía suficiente para producir su rotura por flexión. El choque se produce por la caída de un péndulo que hace que la probeta sufra flexión apoyada por los dos extremos (Fig 2.15).

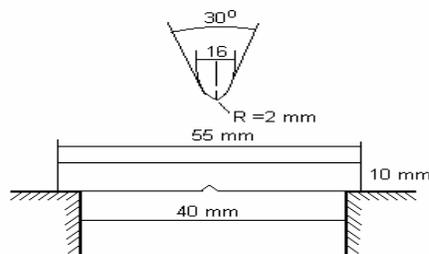


Fig. 2.14 Posición de la probeta de impacto en el ensayo.

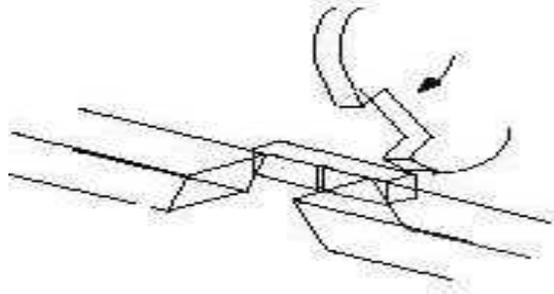


Fig. 2.15 Ensayo de Charpy.

La energía absorbida por el material la podemos conocer fácilmente, consideramos que la rotura produce la energía del péndulo, que cae desde la altura que nos mide el ángulo α y después de romper la probeta se eleva un ángulo β , los ángulos α y β nos permiten conocer la energía de choque y la residual y su diferencia será la energía absorbida por la deformación y rotura del material.

Este ensayo nos permite evaluar si el material rompe con una fractura dúctil o con una frágil. Es indudable que en las roturas dúctiles cuanto mayor es la energía necesaria para producir la deformación y rotura, si no varía la resistencia, tiene que ser mayor la capacidad de deformación.

El trabajo absorbido, según la ecuación, en la deformación y rotura del material vendrá medido por:

$$W_r = P(h_1 - h_2)$$

donde:

P = peso de la masa

h_1 = altura de caída

h_2 = altura residual

El trabajo absorbido W_r medido en kilográmetros, dividido por el área de la sección de rotura S , según la ecuación, en centímetros cuadrados se denomina resiliencia.

$$\rho = \frac{W_r}{S} \text{ kgm} / \text{cm}^2$$

La complejidad de condiciones que influyen en este ensayo exige que, para obtener resultados comparables, se opere en idénticas condiciones y por eso se ha normalizado el péndulo fijando su energía en 30 kgm.

En la figura 2.16 se muestra el esquema general y descripción del péndulo Charpy.

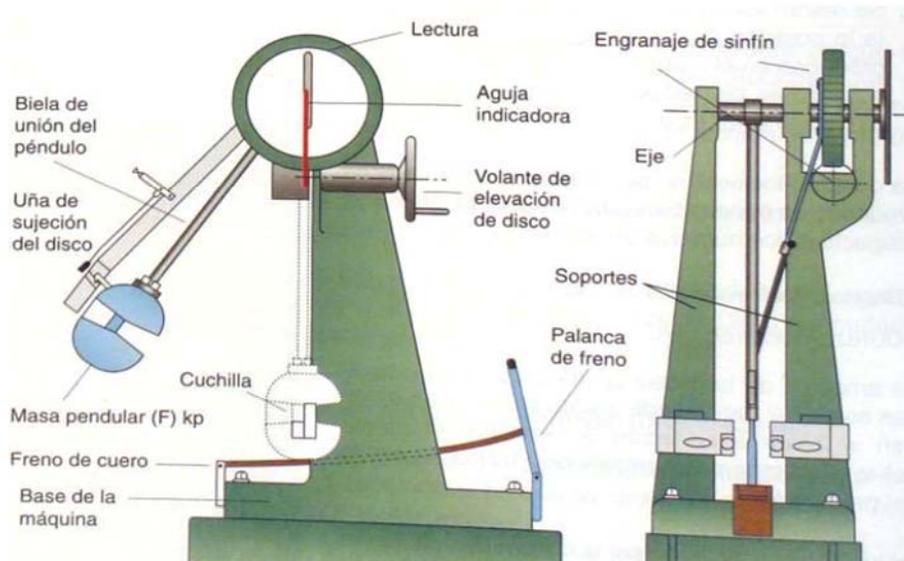


Fig. 2.16 Esquema general y descripción del péndulo Charpy.

2.6 Análisis metalográfico

Con el análisis metalográfico se pretende conocer las características de la capa cementada; en específico, su dimensión así como la distribución del carbono en cada una de sus partes.

La realización del ensayo metalográfico consta de varias etapas, las cuales son:

1. Desbaste.
2. Pulido.
3. Ataque químico.
4. Observación.

El desbaste se realiza de forma mecánica con una devastadora METASINEX, de procedencia de RDA, con fecha de fabricación 1971 (ver figura 2.17), empleando papeles

abrasivos con granulometrías desde 220 hasta 1 200, cambiando el sentido de pulido 90° y lavando con abundante agua durante los procesos de intercambio de papeles abrasivos para eliminar los restos de material excedentes.



Fig. 2.17 Devastadora pulidora METASINEX.

El pulido se realiza de forma manual, empleando para ello óxido de cromo hasta dejar la zona por observar pulida en forma espejo.

Para revelar la estructura metalográficamente se emplea el método de corrosión del límite de grano, para lo cual se emplea nital al 4 %, que consiste en la mezcla de 90 ml de alcohol y 6 ml de ácido nítrico.

Para la observación metalográfica se utiliza un microscopio óptico marca NOVEL, modelo NJF – 120 A, de procedencia china con fecha de fabricación 2007 (ver Fig. 2.18), acoplado con una video cámara de captura de imagen, modelo VCE INTSC 358, utilizándose combinaciones de objetivo y ocular de 10 y 40 x, con las cuales se obtienen aumentos de 100 y 400 x respectivamente.



Figura 2.18. Microscopio óptico marca NOVEL.

2.7 Ensayo de dureza

El ensayo de dureza, como su nombre lo indica, consiste en la medición de la dureza en la superficie del material, para ello se emplea un durómetro Rockwell, modelo TK – 2, (ver Fig 2.19), donde el tipo de penetrador es un indentador de diamante con carga de 100 Kgf.



Fig. 2.19 Durómetro Rockwell modelo TK- 2.

En la figura 2.20 se presentan las muestras elaboradas para llevar a cabo la experimentación.



Fig. 2.20 Muestras elaboradas para llevar a cabo la experimentación.

2.8 Análisis de los resultados

Para el análisis de los resultados se emplearán los softwares Excel y Statgraphics respectivamente.

Conclusiones parciales

Una vez desarrollado el presente capítulo se llega a las conclusiones siguientes:

1. Para lograr una capa cementada de espesor de profundidad de 0,8 mm, se necesita un tiempo de 6 horas a una temperatura de 950 °C, con un consumo de keroseno de 1,3 litro.
2. El tiempo de revenido para cada muestra es de 20 min.
3. Según lo planificado en el experimento de ensayo de tracción, y en el ensayo de resiliencia, se tomó un número óptimo de 9 y 5, respectivamente.

CAPÍTULO 3 Resultados y análisis

En el presente capítulo se muestran los resultados obtenidos relacionados con la caracterización microestructural y propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV.

3.1 Caracterización del proceso de cementación en el horno B30T.

En el capítulo 2 se mostró con la figura 2.3 como debía ser el incremento de la profundidad de la capa cementada en función del tiempo de cementación según Martínez Pérez.

En la figura 3.1 se muestra el seguimiento práctico del proceso de cementación superpuesto sobre el seguimiento teórico, lo cual permite calibrar las diferencias de profundidad de capa durante todo el proceso. Para ello se emplearon muestras testigos fabricadas de acero 12Cr1MoV. Así como corregir determinados parámetros de explotación del horno de cementación gaseosa.

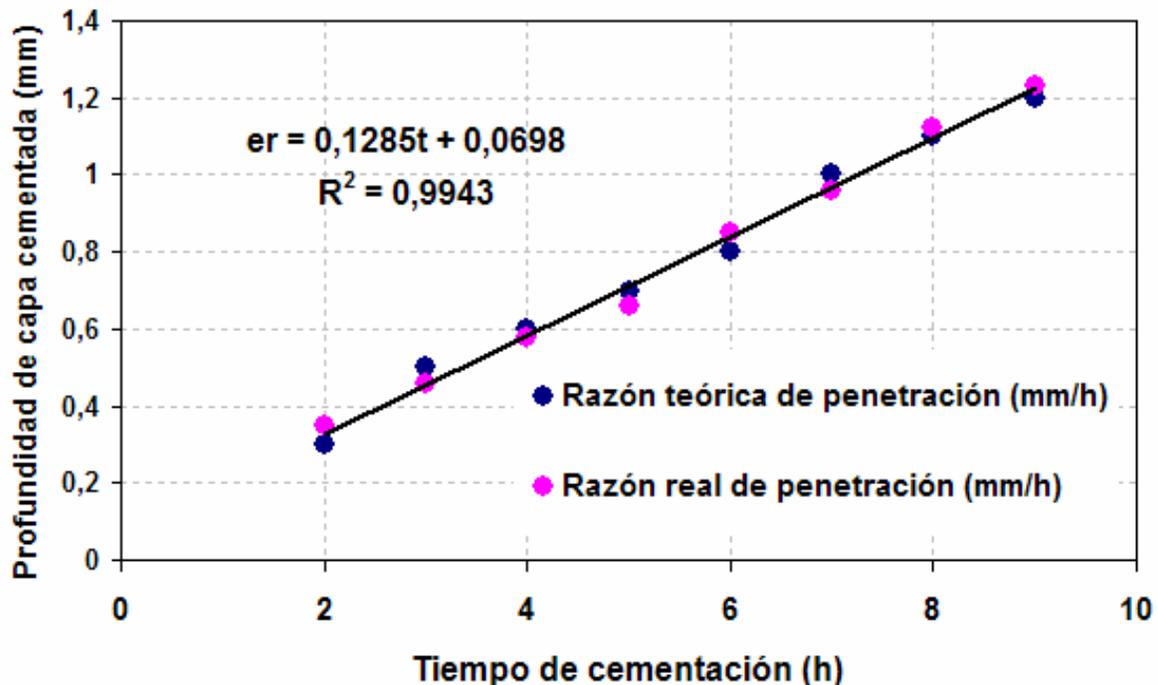


Fig. 3.1 Seguimiento teórico y real de la razón de penetración de la capa cementada.

3.2 Caracterización microestructural del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.

En la figura 3.2 a y b se muestran con aumento de 40x la distribución de la capa cementada del acero 12Cr1MoV después de un enfriamiento lento desde la temperatura de cementación.

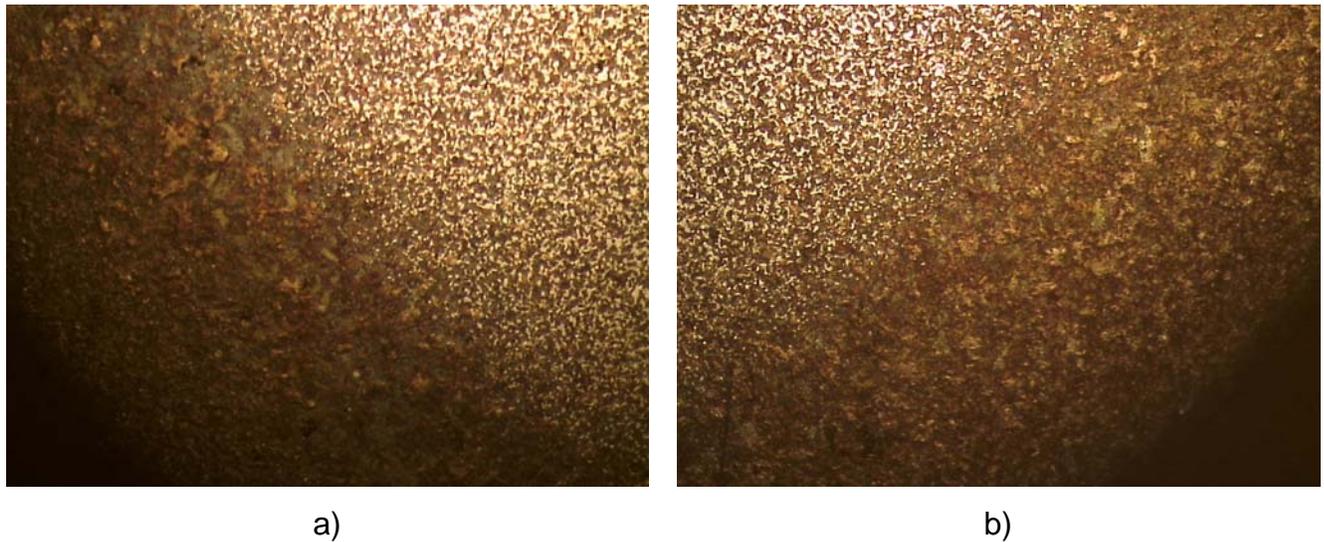


Fig. 3.2 Distribución de la microestructura de la capa cementada

La curva del seguimiento teórico de la razón de penetración de la capa cementada en conjunto con las microestructuras obtenidas de distribución regular y uniforme en las zonas hipereutectoide, eutectoide e hipoeutectoide revelan el buen funcionamiento de la instalación de cementación gaseosa, sobre todo el efecto causado por la solución tecnológica de la fuga constante de atmósfera cementante y penetración de oxígeno hacia el interior que durante meses estuvo afectando el proceso en dicha instalación.

En el núcleo se mantiene la estructura hipoeutectoide, y en la superficie, que es la que define las propiedades principales, se observa una estructura de perlita laminar bordeada de una fina red de cementita secundaria. Los porcentajes de

constituyentes están en el orden de 1.3 - 1.4 %C en la superficie, 0.8 %C en la zona de transición y 0.08 – 0.15 %C en el núcleo.

3.3 Propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.

3.3.1 Ensayo de tracción

Para estudiar las propiedades a tracción del acero 12Cr1MoV se utilizaron, como se apuntó en el capítulo 2, probetas normadas según ASTM E8-04, con diámetros de la zona de trabajo entre 4 y 10 mm.

La razón fundamental de la estrategia empleada consiste en obtener secciones transversales con similares áreas de capa cementada y distintas áreas de núcleo hipoeutectoide. De esta forma se puede establecer la dependencia de la resistencia mecánica para distintas áreas de sección transversal con distintos porcentajes de constituyentes microestructurales. Lo anteriormente se logra variando los espesores de las capas cementadas para los distintos diámetros de muestras utilizados. Una vez alcanzado el espesor deseado se extrae la muestra y se introduce dentro de un recipiente con arena para lograr un enfriamiento lento. En la tabla 3.1 se muestran los valores utilizados durante los experimentos.

Tabla 3.1 Parámetros empleados durante el proceso de cementación gaseosa.

e (mm)	t (h)	D (mm)	d (mm)	Ac (mm ²)	An (mm ²)	Am (mm ²)	%Acc
1,2	8,80	4	1,6	10,55	2,01	12,56	84,00
0,8	5,68	5	3,4	10,55	9,07	19,625	53,76
0,625	4,32	6	4,75	10,55	17,71	28,26	37,33
0,5185	3,49	7	5,963	10,55	27,91	38,465	27,43
0,4449	2,92	8	7,1102	10,55	39,69	50,24	21,01
0,3904	2,49	9	8,2192	10,55	53,03	63,585	16,60
0,348	2,16	10	9,304	10,55	67,95	78,5	13,44

Nomenclatura empleada en la tabla 3.1

e: Espesor de capa cementada (mm)

tc: Tiempo de cementación requerido (h)

D: Diámetro exterior de la muestra (mm)

d: Diámetro interior de capa cementada y diámetro exterior del núcleo sin cementar (mm)

Ac: Área de capa cementada (mm²)

An: Área del núcleo sin cementar (mm²)

Am: Área de la sección transversal de la muestra (mm²)

%Acc: Porcentaje de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra (%)

Una vez desarrollados los ensayos de tracción, los valores promedios de la resistencia mecánica a la tracción se muestran en la tabla 3.2 para las distintas temperaturas de revenidos estudiadas. En la figura 3.3 como ejemplo, la curva tensión-deformación de la muestra con 37.33 % de área de capa cementada, revenida a 600°C.

Tabla 3.2 Valores promedios de la resistencia a la tracción del acero 12Cr1MoV con distintos porcentajes de área de capa cementada para distintas temperaturas de revenido.

	Temperatura de revenido		
% Acc (mm ²)	150 °C	400 °C	600 °C
	Resistencia a la tracción (MPa)		
84	1355	1070	857
53,76	1285	997	786
37,33	1147	867	663
27,43	1012	769	585
21,01	908	702	522
16,6	820	635	485
13,44	760	588	451

Test name: Ensayo de tracción, Frank de los Reyes. YNS300, 9 de abril de 2013, Specimen number: 1

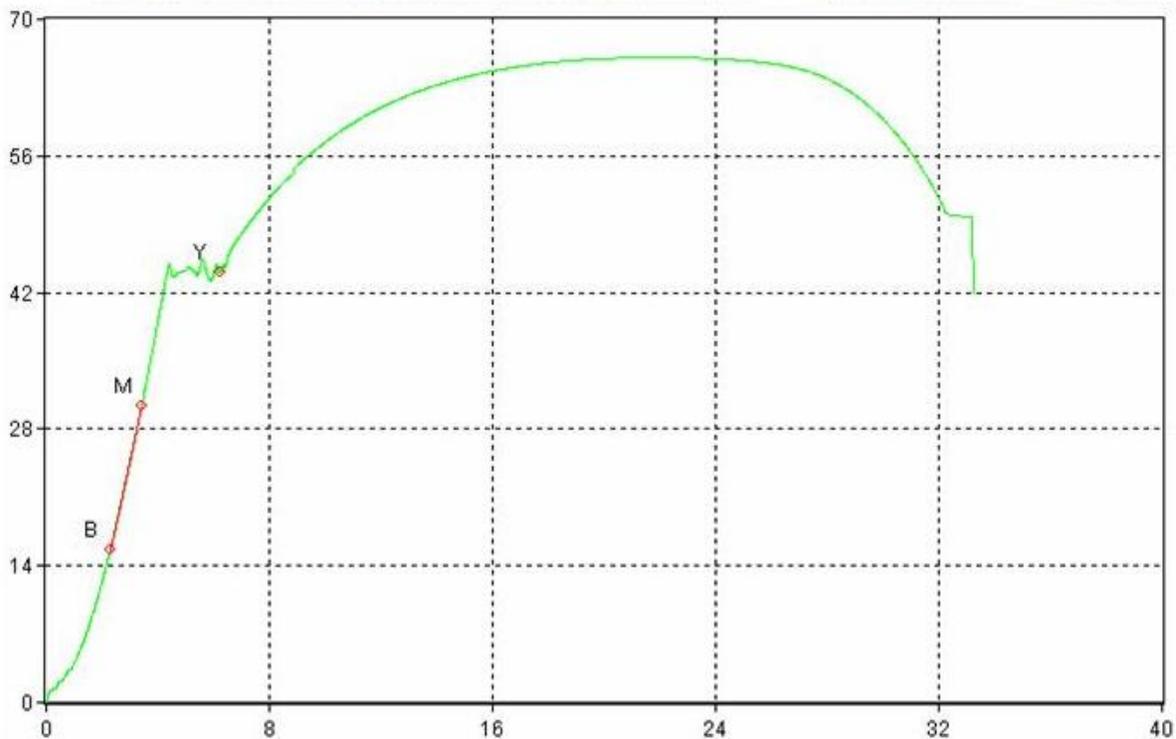


Fig. 3.3 Curva tensión-deformación de la muestra con 37.33 % de área de capa cementada, revenida a 600°C.

Descripción estadística de los resultados obtenidos

Como el objetivo principal de los resultados a obtener, radica en la obtención de los modelos de regresión que relacionen el efecto de las propiedades mecánicas estudiadas con distintos porcentajes de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra, se necesita constatar que los resultados cumplan con la condición de distribución normal, lo cual está dado por los valores de curtosis y asimetría tipificada. Los mismos se extraen de los siguientes análisis estadísticos para cada temperatura de revenido estudiada.

La tabla 3.3 muestra los principales estadígrafos resumidos para la resistencia a la tracción con temperaturas de revenido de 150 °C, 400 °C y 600°C.

Tabla 3.3 Resumen estadístico para la resistencia a la tracción con temperaturas de revenido de 150 °C, 400 °C y 600°C.

Recuento	7	Recuento	7	Recuento	7
Promedio	1041,0	Promedio	804,0	Promedio	621,286
Desviación Estándar	229,383	Desviación Estándar	182,035	Desviación Estándar	154,476
Coeficiente de Variación	22,0349%	Coeficiente de Variación	22,6411%	Coeficiente de Variación	24,864%
Mínimo	760,0	Mínimo	588,0	Mínimo	451,0
Máximo	1355,0	Máximo	1070,0	Máximo	857,0
Rango	595,0	Rango	482,0	Rango	406,0
Sesgo Estandarizado	0,236339	Sesgo Estandarizado	0,428331	Sesgo Estandarizado	0,625061
Curtosis Estandarizada	-0,883923	Curtosis Estandarizada	-0,7331	Curtosis Estandarizada	-0,654295

Estos valores incluyen las medidas de tendencia central, de variabilidad y de forma. De particular interés aquí son el sesgo y la curtosis estandarizada, las cuales se utilizan para determinar si la muestra proviene de una distribución normal. Valores de estos estadísticos fuera del rango de -2 a +2 indican desviaciones significativas de la normalidad, lo que tendería a invalidar cualquier prueba estadística con referencia a la desviación estándar. En este caso, el valor de la curtosis y sesgo se encuentran dentro del rango esperado para datos provenientes una distribución normal.

En las figuras 3.4, 3.6 y 3.8 se muestran los gráficos de cajas y bigotes que indican que el 50% de los valores centrales se encuentran dentro de la caja, y la media y mediana tiene valores parecidos, lo cual también es indicio de normalidad, así como su justificación a través de los histogramas de frecuencia mostrados en la figura 3.5, 3.7 y 3.9.

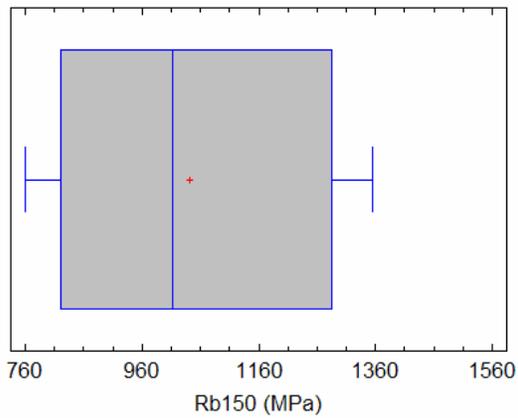


Fig. 3.4 Gráfico de cajas y bigotes,
Trev=150°C.

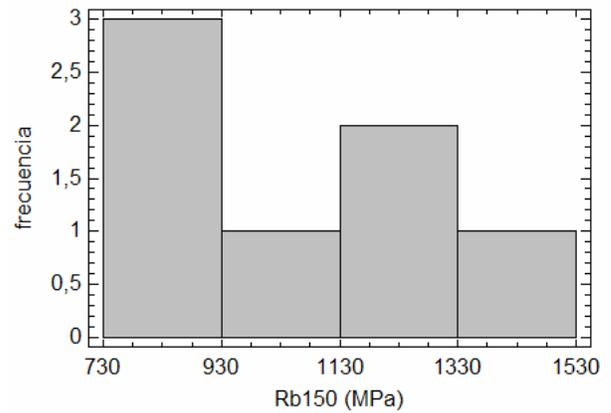


Fig. 3.5 Histograma de frecuencia,
Trev=150°C.

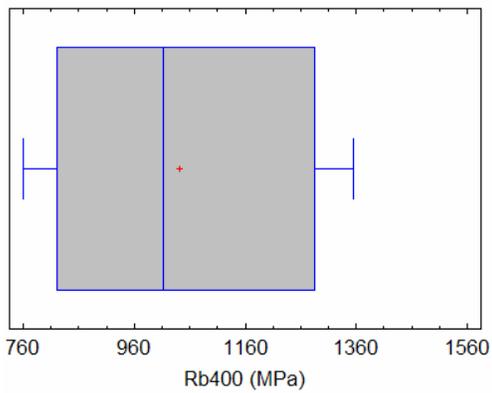


Fig. 3.6 Gráfico de cajas y bigotes,
Trev=400°C

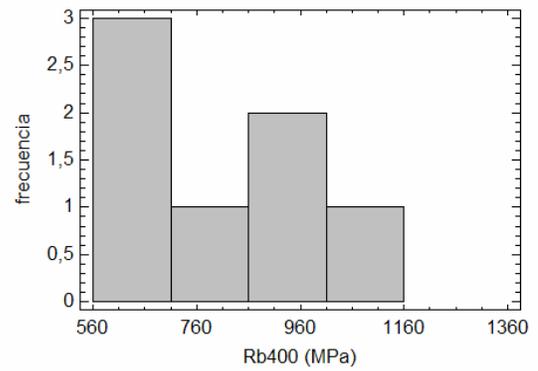


Fig. 3.7 Histograma de frecuencia,
Trev=400°C

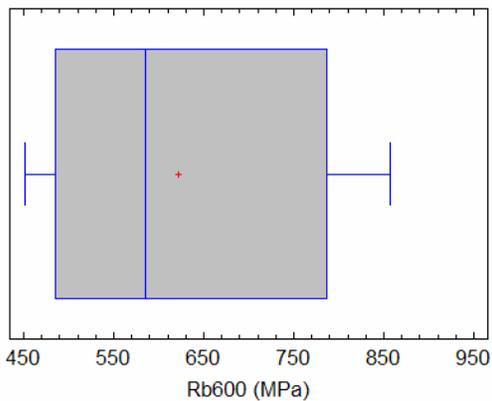


Fig. 3.8 Gráfico de cajas y bigotes,
Trev=600°C

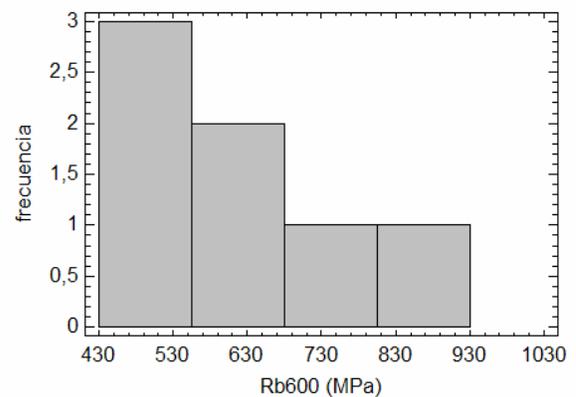


Fig. 3.9 Histograma de frecuencia,
Trev=600°C

Por otra parte en la figura 3.10 se muestra el comportamiento de la resistencia a la tracción del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido a distintas temperaturas.

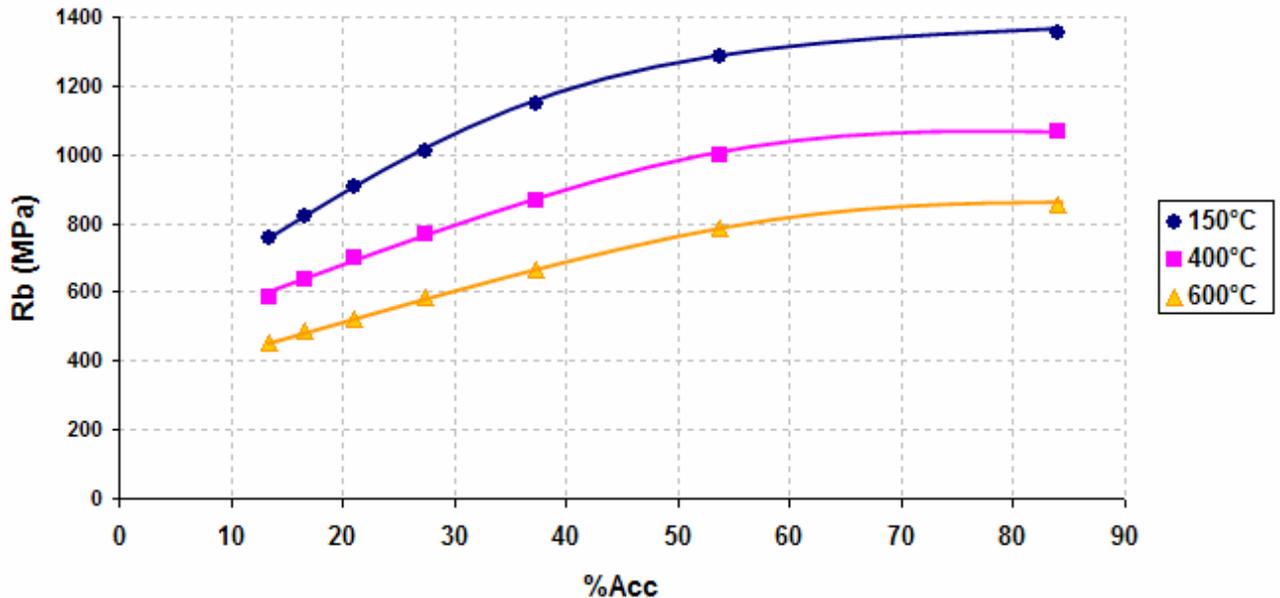


Fig. 3.10 Variación de la resistencia a la tracción del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido a las temperaturas de 150 °C, 400 °C y 600°C.

En esta figura se muestra el incremento de la resistencia a la tracción para distintos porcentajes de área de capa cementada en la sección transversal, lo cual puede ser empleado para futuras aplicaciones en piezas manufacturadas con microestructuras similares.

El incremento de las propiedades mecánicas responde al incremento del contenido del contenido de carbono, que después del temple se transforma en martensita, la cual es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa, que es posteriormente revenida a distintas temperaturas.

Durante el revenido que se desarrolla a 200°C, disminuye paulatinamente el parámetro de C la red de la martensita. La martensita que se obtiene con este revenido bajo se llama martensita revenida. Por consiguiente las propiedades mecánicas obtenidas en este tipo de revenido responden a la transformación de la martensita tetragonal en martensita revenida casi cúbica. Definitivamente la

tetragonalidad en la martensita puede explicarse por la precipitación del carbono de la solución.

En el revenido que se desarrolla a 400 °C termina la tercera transformación y el acero consta de ferrita y cementita si se sigue coagulando se produce la coagulación de las partículas de ferrita y cementita, la presencia de esta microestructura revela un descenso de las propiedades con respecto a las obtenidas con el revenido a 200 °C.

Finalmente durante el revenido a 600 °C en el acero se encuentra la estructura de sorbita, todas las estructuras mencionadas se distinguen entre si por la dureza y grado de dispersión de la s partículas de cementita.

Todas las modificaciones microestructurales mencionadas son las responsables de las variaciones de las propiedades mecánicas en el acero estudiado.

Para conocer la relación cuantitativa entre la resistencia a la tracción y el porcentaje de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra a distintas temperaturas de revenido, se llevan a cabo análisis de regresión, los mismos se muestran en las figuras 3.11, 3.12 y 3.13 para cada una de las temperaturas de revenido estudiado.

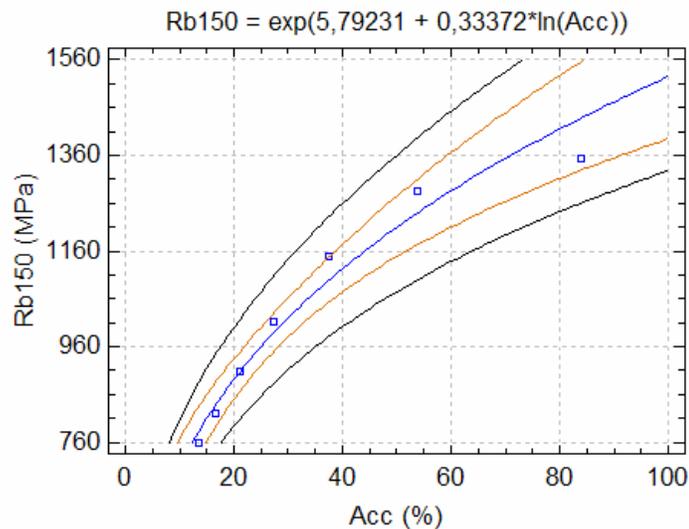


Fig. 3.11 Variación de la resistencia a la tracción con el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra. $T_{rev}=150\text{ °C}$

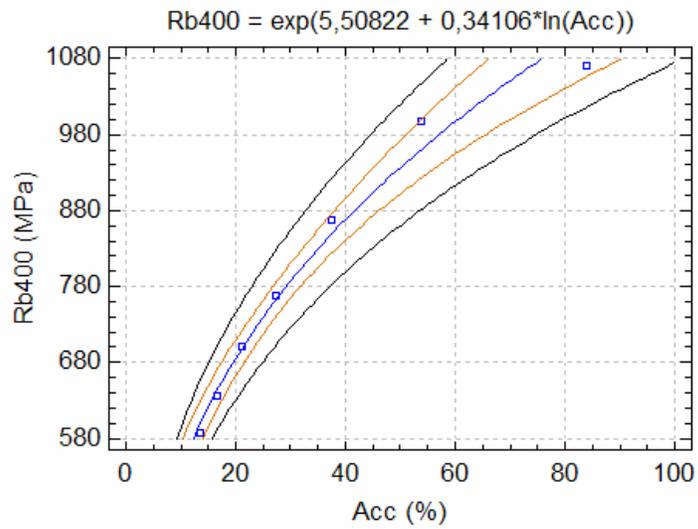


Fig. 3.12 Variación de la resistencia a la tracción con el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra. $T_{rev}=400\text{ }^{\circ}\text{C}$

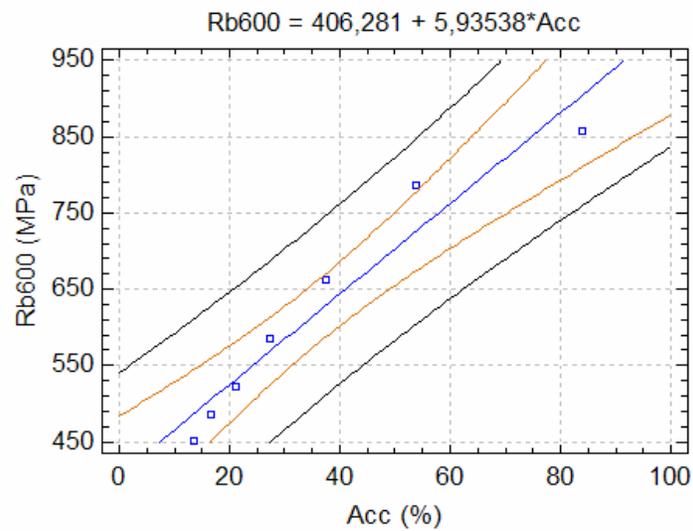


Fig. 3.13 Variación de la resistencia a la tracción con el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra. $T_{rev}=600\text{ }^{\circ}\text{C}$

Los modelos que mejor ajustan las variables estudiadas son: el multiplicativo para el caso de las figuras 3.11 y 3.12 y el lineal para el caso de la figura 3.13, obteniéndose coeficientes de correlación de 0.98, 0.99 y 0.96 respectivamente.

Los estadígrafos fundamentales se muestran en las tablas 3.4, 3.5 y 3.6.

Tabla 3.4 Estadígrafos principales del análisis de regresión para temperatura de revenido de 150 °C.

$$Rb150 = \exp(5,79231 + 0,33372 \cdot \ln(\text{Acc}))$$

	Mínimos Cuadrados	Estándar	Estadístico	
Parámetro	Estimado	Error	T	Valor-P
Intercepto	5,79231	0,0884401	65,4942	0,0000
Pendiente	0,33372	0,0256077	13,032	0,0000

Coefficiente de Correlación = 0,985597

R-cuadrada = 97,1401 por ciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 96,5682 por ciento

Error estándar del est. = 0,0411164

Error absoluto medio = 0,0302989

Estadístico Durbin-Watson = 1,26759 (P=0,0392)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0,117216

Tabla 3.5 Estadígrafos principales del análisis de regresión para temperatura de revenido de 400 °C.

$$Rb400 = \exp(5,50822 + 0,34106 \cdot \ln(\text{Acc}))$$

	Mínimos Cuadrados	Estándar	Estadístico	
Parámetro	Estimado	Error	T	Valor-P
Intercepto	5,50822	0,0639647	86,1135	0,0000
Pendiente	0,34106	0,0185209	18,4149	0,0000

Coeficiente de Correlación = 0,992708

R-cuadrada = 98,547 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 98,2564 porciento

Error estándar del est. = 0,0297376

Error absoluto medio = 0,0212578

Estadístico Durbin-Watson = 1,70234 (P=0,1476)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0,105133

Tabla 3.6 Estadígrafos principales del análisis de regresión para temperatura de revenido de 400 °C.

$$Rb600 = 406,281 + 5,93538 \cdot Acc$$

	Mínimos Cuadrados	Estándar	Estadístico	
Parámetro	Estimado	Error	T	Valor-P
Intercepto	406,281	29,8882	13,5933	0,0000
Pendiente	5,93538	0,693825	8,55459	0,0004

Coeficiente de Correlación = 0,967495

R-cuadrada = 93,6046 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 92,3255 porciento

Error estándar del est. = 0,0427944

Error absoluto medio = 0,0319132

Estadístico Durbin-Watson = 1,50249 (P=0,0966)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0,0566253

Los resultados muestran ajustes de modelos para describir la relación entre la resistencia a la tracción y el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra para la temperatura de revenido de 150°C, 400°C y 600°C.

Puesto que en cada caso el valor P en las tabla 3.4, 3.5 y 3.6 es menor que 0,05, existe una relación estadísticamente significativa entre Rb y Acc con un nivel de

confianza del 95,0%. El estadístico R-Cuadrado indica que el modelo ajustado explica 97,1401% de la variabilidad en Rb150, 98,547% de la variabilidad en Rb400 y 93,6046% de la variabilidad en Rb600, así como el coeficiente de correlación es igual a 0,985597 para el caso del primer modelo, 0,992708 en el segundo y 0,967495 en el tercero, los cuales indican una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar del estimado indica que la desviación estándar de los residuos es 0,0411164, 0,0297376 y 0,0427944 para cada modelo. Este valor puede usarse para construir límites de predicción para nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 0,0302989 es el valor promedio de los residuos para Rb150; 0,0212578 para Rb400 y 0,0319132 para Rb600.

El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Puesto que el valor-P en todos los casos es menor que 0,05, hay indicación de una posible correlación serial con un nivel de confianza del 95,0%.

Por otra parte, para estudiar el efecto de la variedad de las propiedades mecánicas en el acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido a distintas temperaturas a distintas temperaturas. Estos modelos se muestran en las figuras 3.14, 3.15 y 3.16.

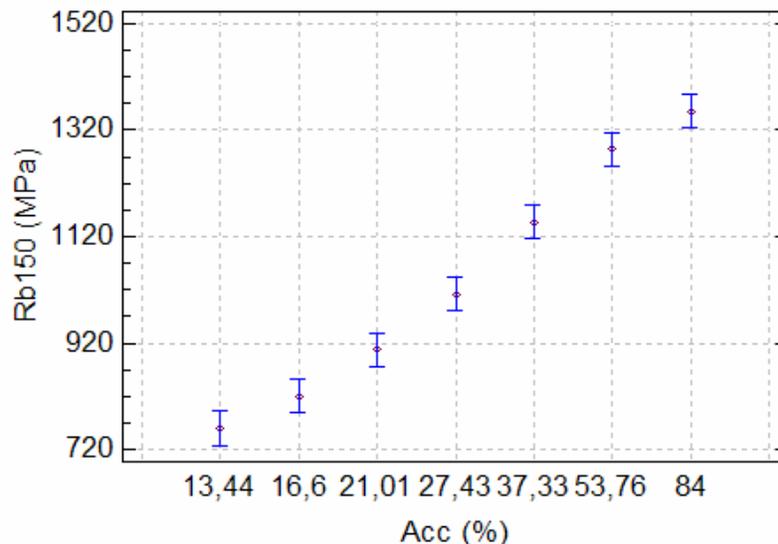


Fig. 3.14 Variabilidad de la resistencia a la tracción para distintas áreas de capa cementada a la temperatura de revenido de 150°C.

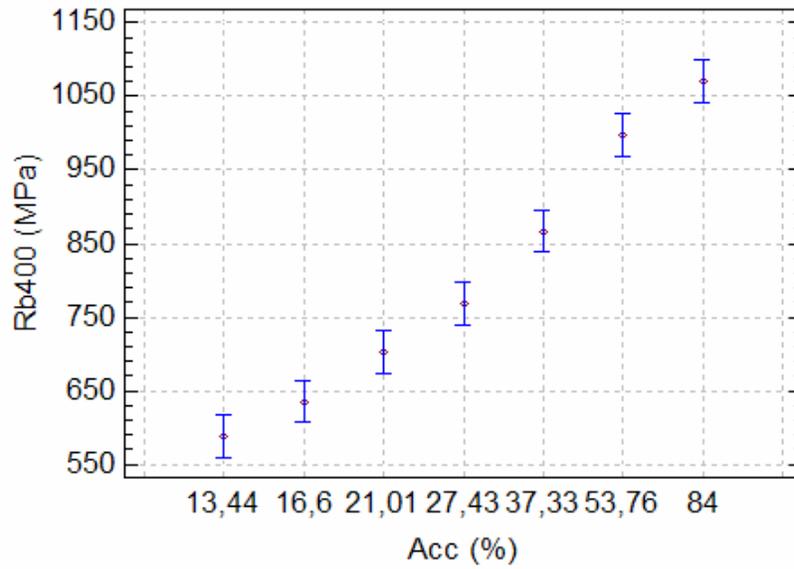


Fig. 3.15 Variabilidad de la resistencia a la tracción para distintas áreas de capa cementada a la temperatura de revenido de 400°C.

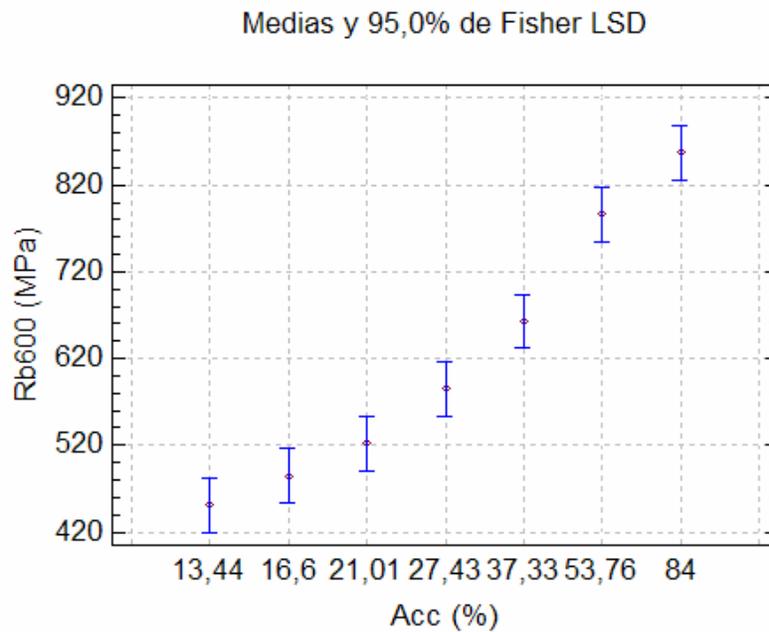


Fig. 3.16 Variabilidad de la resistencia a la tracción para distintas áreas de capa cementada a la temperatura de revenido de 600°C.

En estas figuras se puede ver claramente como la variabilidad de la resistencia a la tracción está bien definida estadísticamente para cada porcentaje de de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra, además del incremento significativo de las propiedades mecánicas para temperaturas bajas de revenido. Esto fortalece la posibilidad de aplicación de uso en distintas aplicaciones ingenieriles con determinados niveles de fiabilidad.

Además de los análisis desarrollados se obtuvieron los gráficos de cajas y bigotes para las distintas áreas de capa cementada, templadas y revenidas a distintas temperaturas, los mismos se muestran en las figuras 3.17, 3.18 y 3.19.

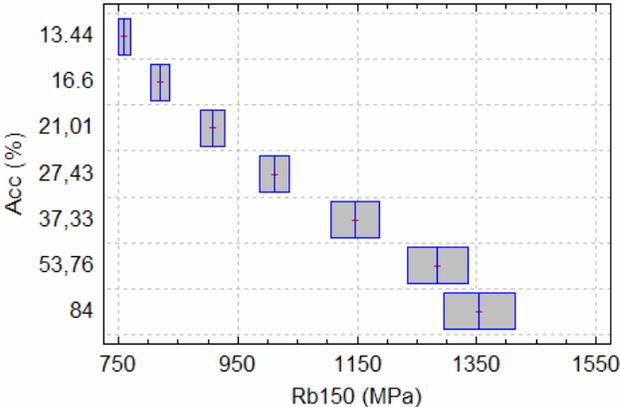


Fig. 3.17 Gráfico de cajas y bigotes para Rb150 vs Acc (%), TREV=150 °C

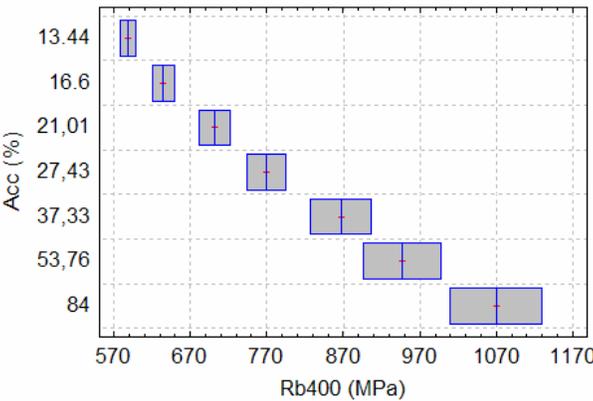


Fig. 3.18 Gráfico de cajas y bigotes para Rb400 vs Acc (%), TREV=400 °C

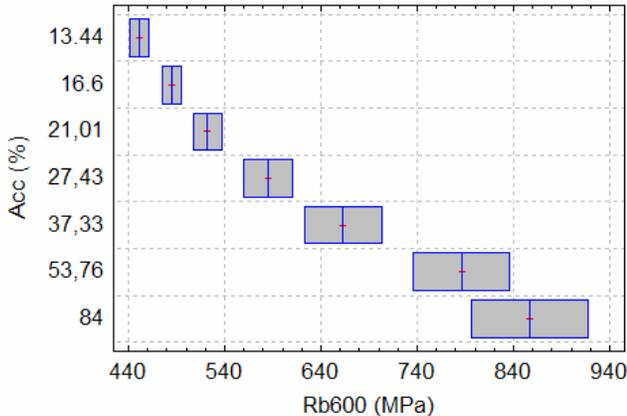


Fig. 3.19 Gráfico de cajas y bigotes para Rb600 vs Acc (%), TREV=600 °C

Es de particular interés el hecho de que exista un incremento de la variabilidad y dispersión de los valores de la resistencia mecánica a medida que incrementa el porcentaje de representación de la capa cementada en el área de sección transversal de la muestra, lo cual se debe a la existencia de mayor presencia de constituyentes microestructurales en la misma, los cuales dan distintos comportamientos de las propiedades mecánicas.

3.3.2 Ensayo de resiliencia

Para estudiar la resistencia al impacto del acero 12Cr1MoV se utilizaron, como se apuntó en el capítulo 2, probetas normadas según ASTM 23-01, con distintas profundidades de entallas que garantizan distintas áreas de resistencia al impacto en la muestra.

Igual que en el caso del ensayo de tracción, la razón fundamental de la estrategia empleada consiste en obtener áreas de trabajo de propagación de grieta con diferentes porcentajes de representación de la capa cementada como elemento reforzador de las propiedades mecánicas.

Lo anteriormente se logra variando los espesores de las capas cementadas para las distintas áreas de propagación de grieta de muestras utilizados. Una vez alcanzado el espesor deseado se extrae la muestra y se introduce dentro de un recipiente con arena para lograr un enfriamiento lento. En la tabla 3.7 se muestran los valores utilizados durante los experimentos.

Tabla 3.7 Parámetros empleados durante el proceso de cementación gaseosa.

e (mm)	tc (h)	Apg (mm ²)	Ac (mm ²)	An (mm ²)	%Acc
0,80	5.68	80	19,52	60,48	24,40
0,92	6.64	65	19,52	45,48	30,04
1,26	9.27	40	19,52	20,48	48,79

Nomenclatura empleada en la tabla 3.7

e: Espesor de capa cementada (mm)

tc: Tiempo de cementación requerido (h)

Ap: Área de propagación de grieta (mm²)

Ac: Área de capa cementada (mm²)

%Acc: Porcentaje de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra (%)

Una vez desarrollados los ensayos de resiliencia, los valores promedios de la resistencia al impacto se muestran en la tabla 3.8 para las distintas temperaturas de revenidos estudiadas.

Tabla 3.8 Valores promedios de la resistencia al impacto del acero 12Cr1MoV con distintos porcentajes de área de capa cementada para distintas temperaturas de revenido.

	Temperatura de revenido		
%Acc (mm ²)	150 °C	400 °C	600 °C
	Resistencia al impacto (Kgf-m/cm²)		
24,40	12	13	14
30,04	10	12	13
48,79	8	9	10

Descripción estadística de los resultados obtenidos

En este caso, al igual que en la resistencia a la tracción, también se persigue el objetivo de correlacionar los valores de resistencia al impacto con distintos porcentajes de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de propagación de grieta de la muestra, por tanto, igualmente se necesita constatar que los resultados obtenidos cumplan con la condición de distribución normal, lo cual está dado por los valores de curtosis y asimetría tipificada. Los

mismos se extraen de los siguientes análisis estadísticos para cada temperatura de revenido estudiada.

La tabla 3.9 muestra los principales estadígrafos resumidos para la resistencia al impacto con temperaturas de revenido de 150 °C, 400 °C y 600°C

Tabla 3.9 Resumen estadístico para la resistencia al impacto con temperaturas de revenido de 150 °C, 400 °C y 600°C.

Recuento	3	Recuento	3	Recuento	3
Promedio	10,0	Promedio	11,3333	Promedio	12,3333
Desviación Estándar	2,0	Desviación Estándar	2,08167	Desviación Estándar	2,08167
Coeficiente de Variación	20,0%	Coeficiente de Variación	18,3676%	Coeficiente de Variación	16,8784%
Mínimo	8,0	Mínimo	9,0	Mínimo	10,0
Máximo	12,0	Máximo	13,0	Máximo	14,0
Rango	4,0	Rango	4,0	Rango	4,0
Sesgo Estandarizado	0,0	Sesgo Estandarizado	-0,914531	Sesgo Estandarizado	-0,914531
Curtosis Estandarizada	0,0	Curtosis Estandarizada	-0,789654	Curtosis Estandarizada	-0,547414

Estos valores incluyen las medidas de tendencia central, de variabilidad y de forma. De particular interés aquí son el sesgo y la curtosis estandarizada, las cuales se utilizan para determinar si la muestra proviene de una distribución normal. Valores de estos estadísticos fuera del rango de -2 a +2 indican desviaciones significativas de la normalidad, lo que tendería a invalidar cualquier prueba estadística con referencia a la desviación estándar. En este caso, el valor de la curtosis y sesgo se encuentran dentro del rango esperado para datos provenientes una distribución normal.

En las figuras 3.20, 3.22 y 3.24 se muestran los gráficos de cajas y bigotes que indican que el 50% de los valores centrales se encuentran dentro de la caja, y la

media y mediana tiene valores parecidos, lo cual también es indicio de normalidad, así como su justificación a través de los histogramas de frecuencia mostrados en la figura 3.21, 3.23 y 3.25.

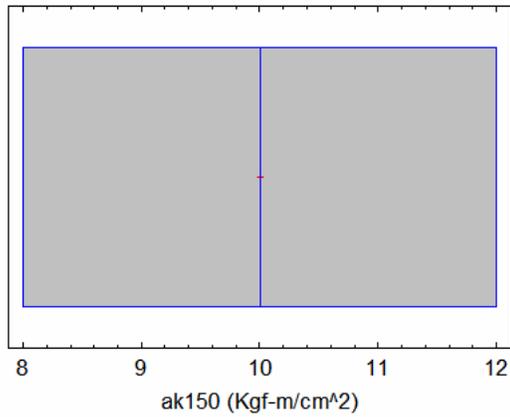


Fig. 3.20 Gráfico de cajas y bigotes,
Trev=150°C.

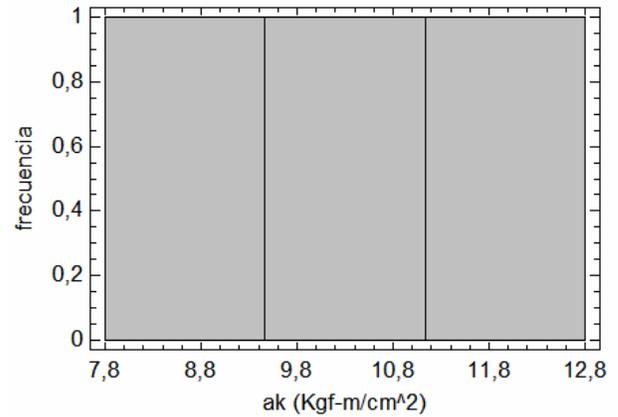


Fig. 3.21 Histograma de frecuencia,
Trev=150°C.

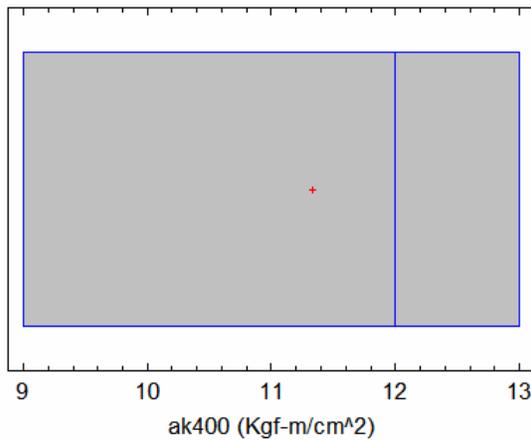


Fig. 3.22 Gráfico de cajas y bigotes,
Trev=400°C

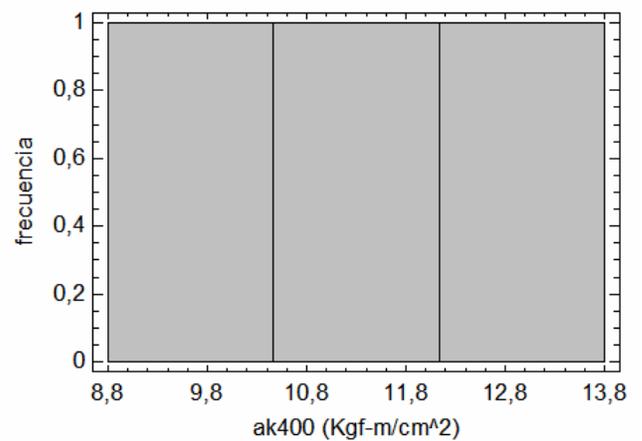


Fig. 3.23 Histograma de frecuencia,
Trev=400°C.

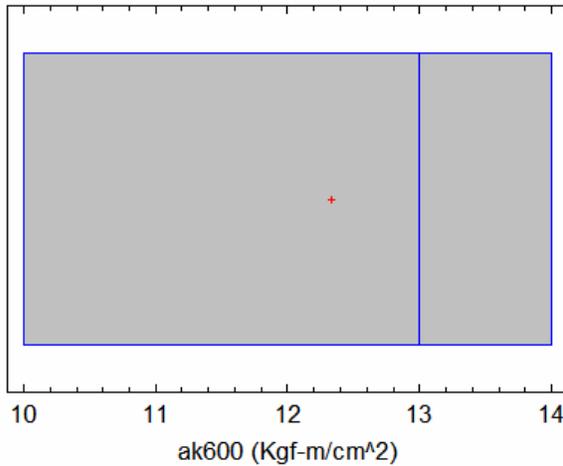


Fig. 3.24 Gráfico de cajas y bigotes,
Trev=600°C

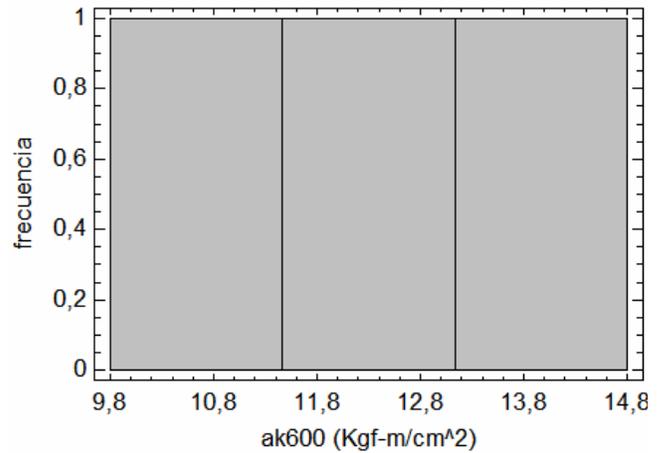


Fig. 3.25 Histograma de frecuencia,
Trev=600°C

Por otra parte en la figura 3.26 se muestra el comportamiento de la resistencia al impacto del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido a distintas temperaturas.

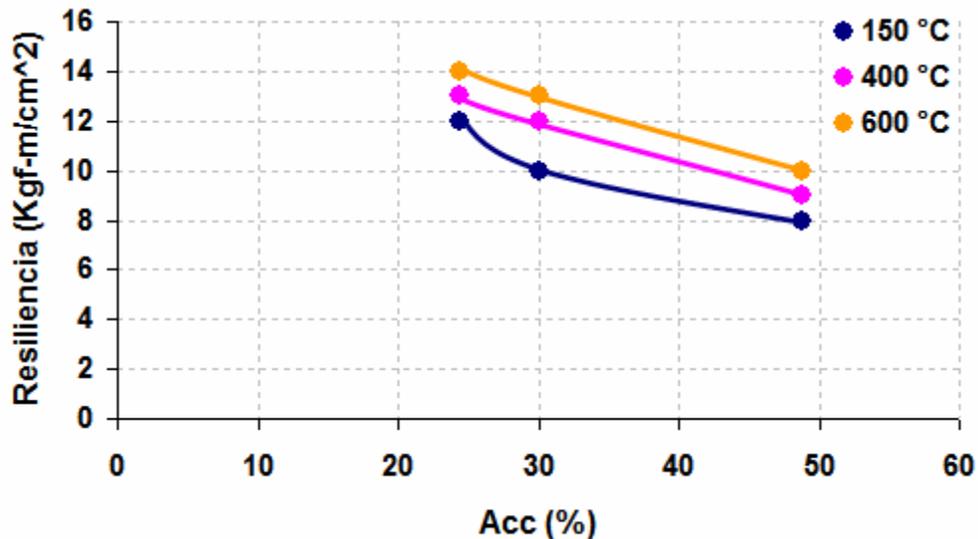


Fig. 3.26 Variación de la resistencia al impacto del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido a las temperaturas de 150 °C, 400 °C y 600°C.

En esta figura se muestra la disminución de la resistencia al impacto para distintos porcentajes de área de capa cementada en la sección transversal, lo cual puede ser

empleado para futuras aplicaciones en piezas manufacturadas con microestructuras similares.

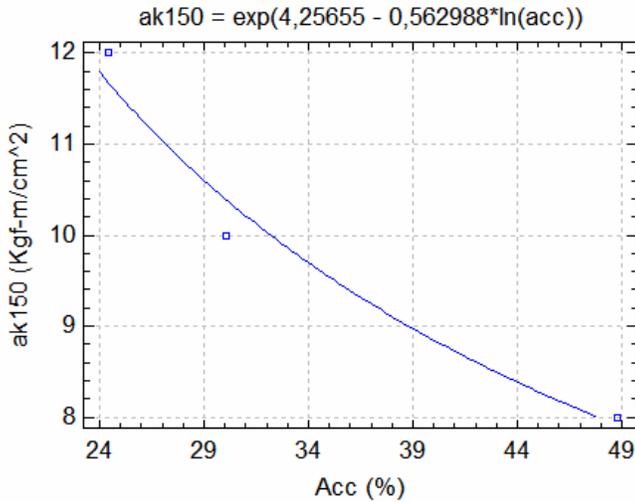


Fig. 3.27 Variación de la resiliencia con el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra. T_{rev}=150 °C

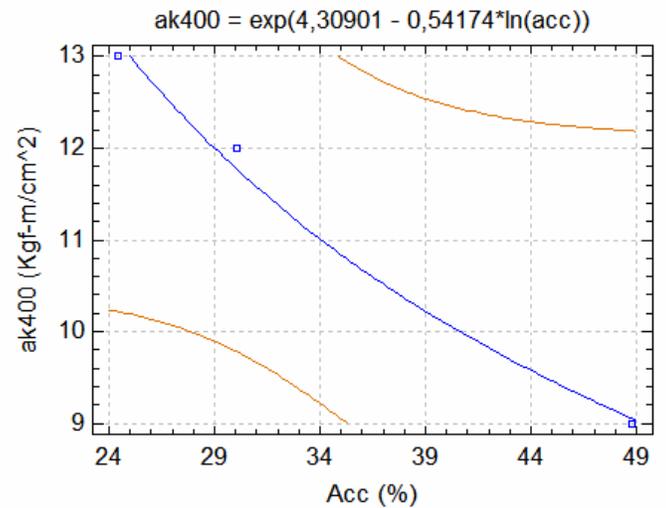


Fig. 3.28 Variación de la resiliencia con el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra. T_{rev}=400 °C

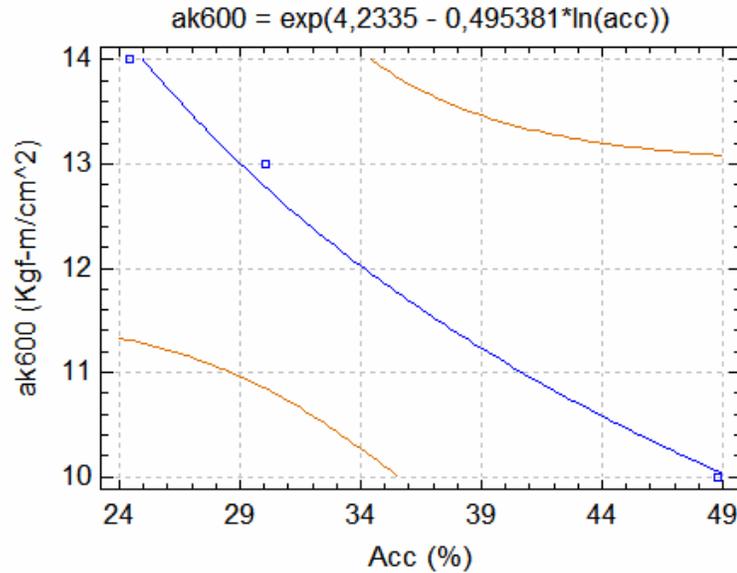


Fig. 3.29 Variación de la resiliencia con el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra. T_{rev}=600 °C

El descenso de la resistencia al impacto se debe fundamentalmente al incremento de la fragilidad de la microestructura por el aumento del contenido de carbono que es transformado después del temple en martensita, la cual es posteriormente revenida a distintas temperaturas. Con el incremento de la temperatura de revenido aumenta, por otra parte la plasticidad de los constituyentes, lo cual se traduce en un aumento de la resistencia al impacto. Las transformaciones microestructurales que ocurren a las distintas temperaturas de revenido fueron ya explicadas en epígrafes anteriores. Para conocer la relación cuantitativa entre la resiliencia y el porcentaje de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra a distintas temperaturas de revenido, se llevan a cabo análisis de regresión, los mismos se muestran en las figuras 3.27, 3.28 y 3.29 para cada una de las temperaturas de revenido estudiado. Los modelos que mejor ajustan las variables estudiadas son del tipo multiplicativos obteniéndose coeficientes de correlación de -0.98, -0.99 y -0.99 respectivamente. Los estadígrafos fundamentales se muestran en las tablas 3.10, 3.11 y 3.12.

Tabla 3.10 Estadígrafos principales del análisis de regresión para temperatura de revenido de 150 °C.

$$ak_{150} = \exp(4,25655 - 0,562988 \cdot \ln(\text{acc}))$$

	Mínimos Cuadrados	Estándar	Estadístico	
Parámetro	Estimado	Error	T	Valor-P
Intercepto	4,25655	0,336468	12,6507	0,0502
Pendiente	-0,562988	0,0959442	-5,86787	0,1075

Coefficiente de Correlación = -0,985787

R-cuadrada = 97,1777 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 94,3554 porciento

Error estándar del est. = 0,0482474

Error absoluto medio = 0,0255896

Estadístico Durbin-Watson = 2,89882 (P=)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0,632941

Tabla 3.11 Estadígrafos principales del análisis de regresión para temperatura de revenido de 400 °C.

$$ak400 = \exp(4,30901 - 0,54174 \cdot \ln(\text{acc}))$$

	Mínimos Cuadrados	Estándar	Estadístico	
Parámetro	Estimado	Error	T	Valor-P
Intercepto	4,30901	0,168159	25,6246	0,0248
Pendiente	-0,54174	0,0479506	-11,2979	0,0562

Coefficiente de Correlación = -0,996106

R-cuadrada = 99,2226 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 98,4453 porciento

Error estándar del est. = 0,0241129

Error absoluto medio = 0,0127891

Estadístico Durbin-Watson = 2,89882 (P=)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0,632941

Tabla 3.12 Estadígrafos principales del análisis de regresión para temperatura de revenido de 600 °C.

$$ak600 = \exp(4,2335 - 0,495381 \cdot \ln(\text{acc}))$$

	Mínimos Cuadrados	Estándar	Estadístico	
Parámetro	Estimado	Error	T	Valor-P
Intercepto	4,2335	0,149051	28,4029	0,0224
Pendiente	-0,495381	0,0425021	-11,6555	0,0545

Coefficiente de Correlación = -0,99634

R-cuadrada = 99,2693 porciento
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 98,5385 porciento
Error estándar del est. = 0,021373
Error absoluto medio = 0,0113359
Estadístico Durbin-Watson = 2,89882 (P=)
Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0,632941

Los resultados muestran ajustes de modelos para describir la relación entre la resistencia a la tracción y el porcentaje de capa cementada en la sección transversal de la muestra para la temperatura de revenido de 150°C, 400°C y 600°C.

Puesto que en cada caso el valor P en las tabla 3.10, 3.11 y 3.12 es menor que 0,05, existe una relación estadísticamente significativa entre Rb y Acc con un nivel de confianza del 95,0%. El estadístico R-Cuadrado indica que el modelo ajustado explica 97,17% de la variabilidad en Rb150, 98,547% de la variabilidad en Rb400 y 93,6046% de la variabilidad en Rb600, así como el coeficiente de correlación es igual a 0,985597 para el caso del primer modelo, 0,992226 en el segundo y 0,992693 el tercero, los cuales indican una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar del estimado indica que la desviación estándar de los residuos es 0,0482474; 0,0241129 y 0,021373 para cada modelo. Este valor puede usarse para construir límites de predicción para nuevas observaciones.

El error absoluto medio (MAE) de 0,0255896 es el valor promedio de los residuos para Rb150; 0,0127891 para Rb400 y 0,0113359 para Rb600.

El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Puesto que el valor-P en todos los casos es menor que 0,05, hay indicación de una posible correlación serial con un nivel de confianza del 95,0%.

Por otra parte, para estudiar el efecto de la variedad de las propiedades mecánicas en el acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido a distintas temperaturas a distintas temperaturas. Estos modelos se muestran en las figuras 3.30, 3.31 y 3.32.

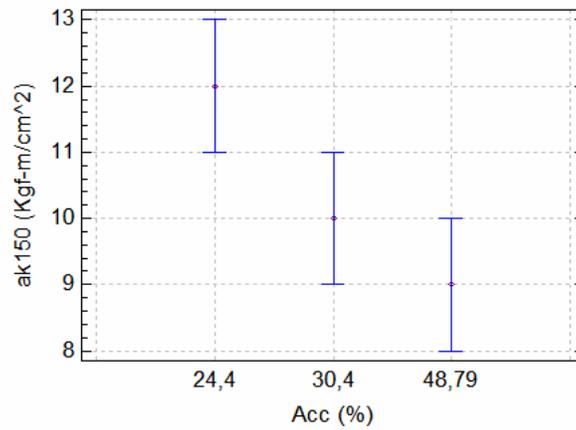


Fig. 3.30 Variabilidad de la resiliencia para distintas áreas de capa cementada a la temperatura de revenido de 150°C.

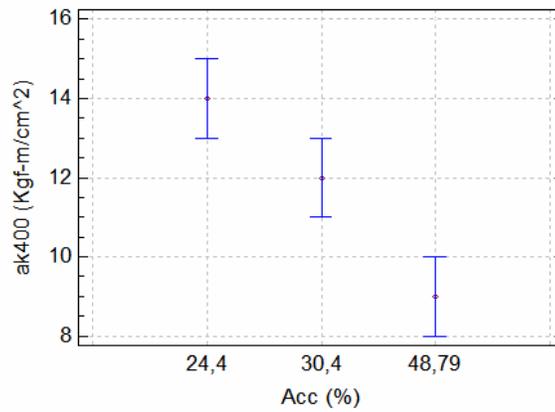


Fig. 3.31 Variabilidad de la resiliencia para distintas áreas de capa cementada a la temperatura de revenido de 400°C.

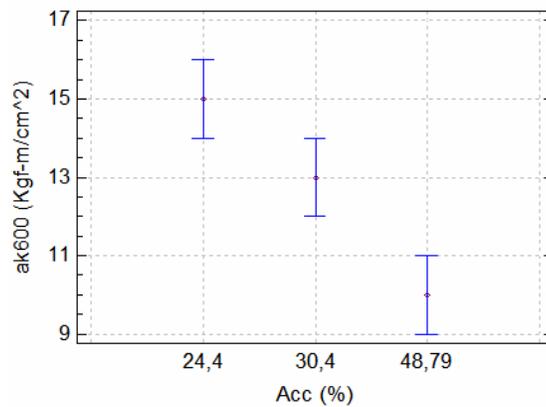


Fig. 3.32 Variabilidad de la resiliencia para distintas áreas de capa cementada a la temperatura de revenido de 600°C.

En estas figuras se puede ver claramente como la variabilidad de la resiliencia está bien definida estadísticamente para elevados porcentajes de representación de la capa cementada como elemento reforzador en el área de sección transversal de la muestra para cada temperatura de revenido, lo cual fortalece la posibilidad de aplicación de uso en distintas aplicaciones ingenieriles con determinados niveles de fiabilidad.

Además de los análisis desarrollados se obtuvieron los gráficos de cajas y bigotes para las distintas áreas de capa cementada, templadas y revenidas a distintas temperaturas, los mismos se muestran en las figuras 3.33, 3.34 y 3.35.

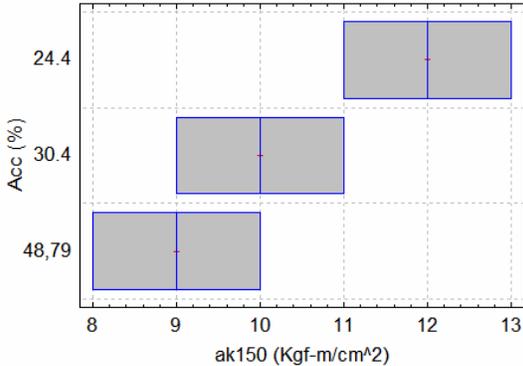


Fig. 3.33 Gráfico de cajas y bigotes para ak150 vs Acc (%), Trev=150 °C

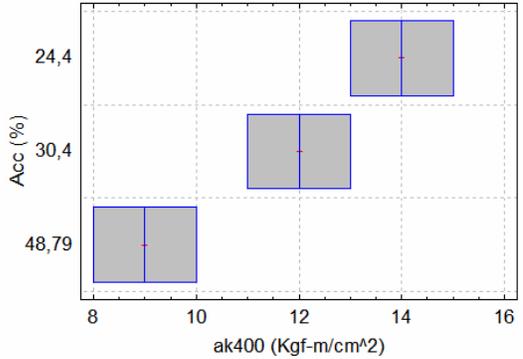


Fig. 3.34 Gráfico de cajas y bigotes para ak400 vs Acc (%), Trev=400 °C

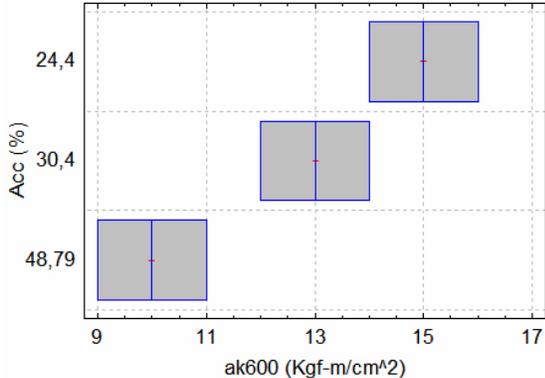


Fig. 3.35 Gráfico de cajas y bigotes para ak600 vs Acc (%), Trev=600 °C

Éstos revelan como la varianza de los valores de resiliencia están mejor definidos para mayores valores de resistencia al impacto, lo cual al igual que en caso del ensayo de tracción, se debe al tipo de microestructura que poseen después de los procesos de temple y revenido.

Conclusiones parciales capítulo 3

1. La curva de seguimiento teórico del horno de cementación de gaseosa indica valores de razón de crecimiento, cuyas desviaciones típicas respecto al comportamiento teórico no exceden los 0.2 mm/hr.
2. Las capas cementadas obtenidas en el acero estudiadas presentan una distribución uniforme en cada una de sus zonas, lo que revela que los procesos de disociación, absorción y difusión se presentan con la correspondencia ausente de oxígeno, demostrando el buen funcionamiento de la instalación de cementación gaseosa.
3. Los resultados de tracción revelan valores de resistencia a la tracción entre 451 Mpa y 1355 Mpa para porcentajes de representación de la capa cementada en la sección transversal de la muestra de entre 13.44 % y 84 % para temperaturas de revenido de entre 150 °C y 600 °C.
4. Los resultados de los ensayos de resiliencia revelan valores de resistencia al impacto entre 80 N-m/cm² y 130 N-m/cm² para porcentajes de representación de la capa cementada en la sección transversal de la muestra de entre 24.40 % y 48.79 % para temperaturas de revenido de entre 150 °C y 600 °C.

Conclusiones

1. Se logró caracterizar la microestructura y obtener las propiedades mecánicas del acero 12Cr1MoV cementado, templado y revenido.
2. La curva de seguimiento teórico del horno de cementación de gaseosa indica valores de razón de crecimiento, cuyas desviaciones típicas respecto al comportamiento teórico no exceden los 0.2 mm/hr.
3. Las capas cementadas obtenidas en el acero estudiado presentan una distribución uniforme en cada una de sus zonas, lo que revela que los procesos de disociación, absorción y difusión se presentan con la correspondiente ausencia de oxígeno, demostrando el buen funcionamiento de la instalación de cementación gaseosa.
4. Los resultados de tracción revelan valores de resistencia a la tracción entre 451 Mpa y 1355 Mpa para porcentajes de representación de la capa cementada en la sección transversal de la muestra de entre 13.44 % y 84 % para temperaturas de revenido de entre 150 °C y 600 °C.
5. Los resultados de los ensayos de resiliencia revelan valores de resistencia al impacto entre 8 Kgf-m/cm² y 13 Kgf-m/cm² para porcentajes de representación de la capa cementada en la sección transversal de la muestra de entre 24.40 % y 48.79 % para temperaturas de revenido de entre 150 °C y 600 °C.

Recomendaciones

1. Desarrollar la tecnología de regeneración en acero 12Cr1MoV para evaluar la posibilidad de aplicar la tecnología desarrollada en el presente trabajo.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. _____, ARCHIVOS DEPARTAMENTO TÉCNICO, CTE "Antonio Maceo", RENTÉ 2012,
2. _____, NORMA DE EMPRESA NEIB 1098-040 "Determinación del grado microestructural de aceros termoenergéticos.
3. GULIAEV, A.P., Metalografía, Tomos I y II, 2da. ed., 1983, Moscú, URSS: MIR.
4. GORDON, C.J., Metales para instalaciones termoenergéticas, 1ra ed., 1987, Ciudad de La Habana. Cuba: Pueblo y Educación.
5. BALTUŠNIKAS, A., LEVINSKAS, R., LUKOŠIŪTĖ, I., Kinetics of carbide formation during ageing of pearlitic 12X1MΦ steel, Material Science (Medžiagotyra), 2007, **13**(4): pp. 286-292.
6. BALTUŠNIKAS, A., LEVINSKAS, R., LUKOŠIŪTĖ, I., Analysis of heat resistant steel state by changes of lattices parameters of carbides phases, Material Science (Medžiagotyra), 2008, **14**(3): pp. 210-214.
7. SMITH, W.F., Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, 1993: McGraw-Hill.
8. DE LOS REYES RODRÍGUEZ, F., Desarrollo del aseguramiento experimental básico para la determinación de la velocidad de crecimiento de grietas en el acero 12Cr1MoV, Tesis de maestría, 2007, Universidad de Oriente: Cuba.
9. CALLISTER, W., Materials Science and Engineering, 1998, EE.UU.
10. JOROCHAILOV, V. GORDON CINTRA, J. Teoría y tecnología del tratamiento superficial del acero.