

Universidad Nacional de Ingeniería

PROGRAMA ACADÉMICO DE INGENIERÍA

GEOLOGICA MINERA Y METALURGICA



**FABRICACION Y TRATAMIENTO TERMICO
SIDERPERU DEL ACERO ESPECIAL SAE**

T E S I S

**PARA OPTAR EL TITULO PROFESIONAL DE:
INGENIERO METALURGISTA**

JORGE A. REYES NAVEDA

PROMOCION - 1974 - I

Lima - Perú - 1978

A GUMERCINDO y FELICITA,

por el ejemplo y formación
que me han brindado.

I N D I C E

CAPITULO I.- GENERALIDADES

	PAG.
A. Exposición de motivos	1
B. Nomenclatura de los aceros	2
C. Diagramas usuales empleados en el tratamiento térmico de los aceros. Breve reseña histórica de su determinación.	4

CAPITULO II.- TECNOLOGIA GENERAL

A. Proceso de fabricación del acero SAE 6150.	12
1. Generalidades	12
2. Preparación de la carga metálica	14
a. Materiales de la carga	14
b. Preparación de las cargas y su disposición en el horno.	15
c. La composición del lecho de fusión.	17
3. Fusión - Consumo de la energía y características del horno eléctrico.	19
4. Desfosforación - Fundentes para regular la basicidad.	21
a. Temperatura del baño.	22
b. Fluidéz de la escoria	23
c. Basicidad de la escoria	23
d. Presencia de elementos oxidables.	24
5. Afinación - Análisis preliminares del carbono.	25

	PAG.
6. Desulfuración	31
7. Proceso de la desoxidación y adición de ferroaleaciones.	33
8. Puesta en punto - Lingotamiento del acero.	40
B. Laminación del acero SAE 6140	41
1. Laminación preliminar en la Planta de Productos Planos.	41
a. Equipos.	42
b. Prácticas de calentamiento - Laminado.	45
2. Laminación final en la Planta de Productos No Planos.	46
a. Equipos - Calentamiento y Laminado.	47
3. Inspección de productos	49
C. Estudio de las transformaciones de los aceros.	50
1. Estudio teórico de los diagramas de transformación.	50
a. Efecto de los elementos de aleación sobre las características y propiedades de los aceros.	50
a.1 Cromo	53
a.2 Níquel	53
a.3 Vanadio	54
a.4 Molibdeno	55
b. Transformación de la austenita durante el enfriamiento continuo	55

c. Comparación entre los diagramas isotérmicos y los de enfriamiento continuo.	58
2. Temple	62
a. Influencia de diversos factores en el temple de los aceros.	64
a.1 Influencia de la composición	64
a.2 Influencia del tamaño de grano	66
a.3 Influencia del tamaño de las piezas.	67
a.4 Influencia del medio de enfriamiento.	67
b. Templabilidad	72
b.1 Interpretación de las curvas Jominy.	74
b.2 Grado de endurecimiento de los aceros aleados.	75
D. Tratamientos térmicos	76
1. Determinación experimental del diagrama de transformaciones en enfriamiento continuo del acero SAE 6140, mediante la técnica de Liedholm.	76
a. Características originales del acero SAE 6140 nacional.	77
a.1 Microestructura	77
a.2 Composición química	77
a.3 Propiedades mecánicas	77
b. Equipo experimental.	79
b.1 Equipo Jominy - Horno de Tratamientos Térmicos.	79
b.2 Durómetro Rockwell.	81

	PAG.
b.3 Equipo Metalográfico.	82
c. Aplicación de la Técnica de Liedholm.	83
c.1 Cálculos Preliminares	83
c.1.1 Determinación del tamaño de grano austenítico.	83
c.1.2 Cálculo del Diámetro Crítico Ideal (Di).	83
c.1.3 Cálculo de la Temperatura Ms.	84
c.2 Austenización y Temple de las Probetas Jominy.	85
c.3 Determinación de las curvas de enfriamiento.	87
c.4 Determinación de las curvas Jominy	89
c.5 Estudio Micrográfico de las Probetas Jominy.	91
c.6 Confección del diagrama de enfriamiento continuo.	92
2. Temple y revenido del acero SAE 6140.	94
a. Determinación de la temperatura óptima de temple.	94
b. Enfriamiento en diversos medios.	96
c. Aplicación de temperaturas bajas, intermedias y altas en el revenido.	97
d. Características resultantes.	97
d.1 Microestructura.	97
d.2 Propiedades mecánicas	100

3. Tratamientos térmicos varios en el acero SAE 6140.	103
a. Normalizado.	103
b. Recocido.	104
c. Características resultantes.	105
c.1 Microestructura.	105
c.2 Propiedades mecánicas.	105
E. Consideraciones Económicas.	107
1. Costos de producción del acero nacional SAE 6140.	107
a. Control de la eficiencia de la producción.	107
a.1 Ratio ó índice de Productividad(IP)	107
a.2 Rendimiento (R).	107
Elementos del costo de producción	107
b.1 Material de carga.	108
b.2 Créditos	108
Costo de Transformación	108
c. Determinación del Costo de producción	109
c.1 Costo de producción :utilizando lingotes de Nave de Colada	109
c.2 Costo de Producción :utilizando tochos de la máquina de Colada Continua.	110
2. Demanda Nacional	111
a. Breve reseña de su comportamiento histórico	111
Demanda del acero nacional SAE 6140 - Consideraciones.	112
3. Índices de Evaluación.	114

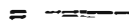
CAPITULO III .- Conclusiones y

Recomendaciones.

CAPITULO IV .- Bibliografía.

CAPITULO V .- Apéndice (Figuras, Tablas
Cuadros, etc.).

CAPITULO I



GENERALIDADES

A. EXPOSICION DE MOTIVOS.

A la fecha el acero es la más importante de las aleaciones metálicas conocidas, no habiendo existido en época anterior otro material que tanto haya contribuido al progreso de los pueblos. En nuestro país se viene produciendo desde hace años en calidades que se limitan a los aceros comunes al carbono, de propiedades mecánicas moderadas a bajas, mayormente.

El presente trabajo muestra nuestra incursión en la producción de aceros especiales, específicamente el acero SAE 6140, de propiedades mecánicas elevadas y cuyo empleo requiere en buen número de veces la previa aplicación de un tratamiento térmico determinado. Tal producción ha sido destinada a satisfacer el consumo interno de nuestra Planta Siderúrgica y obedece principalmente a la necesidad de contar con un acero aleado que nos permita fabricar piezas resistentes requeridas en el mantenimiento de nuestras maquinarias y equipos, tales como piñones, ejes, pines, pernos, engranajes, etc., cuya oferta en el mercado nacional y mundial se presenta escasa.

La tecnología general del acero en estudio comprende su proceso de fabricación y la obtención del producto final en barras de diverso diámetro. Se trata luego el estudio teórico de las transformaciones de los aceros, la aplicación de diversos tratamientos térmicos y se realizan las consideraciones económicas respectivas. Parte fundamental del presente trabajo y que abarca considerable extensión es la referente a tratamientos térmicos, siendo de principal interés la determinación experimental del diagrama de transformaciones en enfriamiento continuo aplicando la técnica de Liedholm, así como la determinación de los valores de sus propiedades mecánicas en diversos estados.

Se espera de este modo contribuir al inicio de la producción a gran escala en nuestro país de aceros especiales, técnica que habrá de perfeccionarse en los años venideros, con la consiguiente disminución de la dependencia tecnológica del extranjero y ahorro de divisas.

Finalizando, manifiesto mi reconocimiento al personal de Laboratorios y Planta de la Dirección de Control de Calidad de SIDERPERU, por la colaboración brindada en la realización del presente trabajo.

B. NOMENCLATURA DE LOS ACEROS.

Hasta mediados del siglo XIX no se conocían más que dos clases de aleaciones de hierro forjables: el llamado hierro dulce (0.04 á 0.20 % de carbono), empleado en la fabricación de verjas, vehículos, etc., y el acero (0.80 á 1.50 % de carbono), utilizado para fabricar armas y herramientas; ambos materiales se diferenciaban sin dificultad porque el hierro era muy blando, mientras que el acero era duro y al ser templado adquiría una dureza extraordinaria. En la actualidad, en cambio, hay muchos tipos de aceros dependiendo principalmente sus características y propiedades de la composición química y de los tratamientos térmicos que se les dá. Se fabrican aceros para muelles, para construir puentes, barcos, etc. Hay aceros inoxidable para instrumental quirúrgico y otros duros y resistentes al desgaste como los empleados en rodamientos. Existen aceros especiales para ejes, cigueñales, martillos, tijeras, imanes, rejas de arado, etc.

Generalizando se puede decir que bajo la denominación de "acero" se agrupan todas las aleaciones de hierro forjables, entre las que se encuentran los aceros al carbono y los aceros especiales. Los primeros no contienen elementos especiales de aleación y sus características dependen principal-

mente del carbono que contienen; normalmente presentan en su composición al carbono, manganeso, azufre, silicio y fósforo. Los aceros especiales, además de los cinco elementos anteriores contienen también cantidades relativamente importantes de otros elementos como el cromo, níquel, vanadio, molibdeno, etc., a los que se deben sus propiedades más importantes; pueden considerarse aceros especiales también si llevan Mn y Si en cantidades mayores que las señaladas para los aceros al carbono.

La influencia que ejercen los elementos especiales de aleación, Cr, Ni, V, Mo, etc., es muy variada y, empleados en proporciones convenientes se obtienen aceros con ciertas características que no se pueden alcanzar con los aceros ordinarios al carbono. En elementos de máquinas y motores se llegan a alcanzar grandes durezas con gran tenacidad, es posible construir herramientas que realicen trabajos muy forzados y que a pesar de calentarse no pierdan dureza, etc. Todas estas características se consiguen por la presencia en los aceros aleados, de ciertos microconstituyentes que en igualdad de condiciones de tratamientos no aparecen en los aceros al carbono, encontrándose esos microconstituyentes en los aceros aleados porque las velocidades críticas de temple son diferentes de los aceros al carbono; porque también son diferentes sus temperaturas críticas, las zonas de solubilidad de los diversos constituyentes, etc.

Ahora, en todo el mundo y debido al elevado número existente de calidades de acero, se han adoptado normas que especifican y sistematizan a éstas basándose fundamentalmente en su composición química. Así tenemos la norma JIS (Japanese Industrial Standards) en Japón, la DIN (Deutsche Industrie Normen) en Alemania, la SAE (Society of Automotive Engineers, Inc.), ASTM (American Society for Testing Materials) en EE.UU., etc. Nuestro acero en

estudio, al cromo-vanadio. lo ubicamos dentro de las normas SAE para productos laminados o forjados, cuyo sistema general básico de numeración figura en la Tabla N° 1 del Apéndice. Tal sistema numérico es usado para identificar las composiciones de los aceros SAE y en él, el primer dígito indica el tipo al que pertenece el acero, esto es, "1", indica un acero al carbono; "2" un acero al níquel; y "3" un acero al cromo-níquel. En el caso de los aceros aleados simples, el segundo dígito indica generalmente a un aleante o combinación de aleantes, y algunas veces el porcentaje aproximado del elemento aleante predominante. Usualmente los dos ó tres últimos dígitos indican el contenido aproximado de carbono en centésimas de por ciento. Así, el acero "SAE 6140" indica un acero al cromo-vanadio de aproximadamente 0.80 % Cr (0.60 á 0.95 %), 0.15 % V mínimo y 0.40 % C (0.35 á 0.45 %). En ciertas ocasiones para evitar confusión, ha sido necesario sacar de este sistema de identificación la composición de una nueva aleación de acero variando el segundo y tercer dígito del número. El acero SAE 6140 ha sido uno de los primeros aceros fabricados en su serie, dando lugar posteriormente a la aparición de aceros afines que varían en su contenido de carbono.

C. DIAGRAMAS USUALES EMPLEADOS EN EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS ACEROS- BREVE RESEÑA HISTORICA DE SU DETERMINACION.

El fundamento de los tratamientos térmicos es simplemente el estudio de las transformaciones que se producen en el estado sólido durante ciclos de calentamiento y de enfriamiento, con el fin de lograr determinadas estructuras con características mecánicas adecuadas.

Normalmente se consideran tres fases en todo ciclo de tratamiento térmico, calentamiento hasta una temperatura determinada, tiempo de permanen-

cia a la misma y enfriamiento hasta la temperatura ambiente, siendo la temperatura y el tiempo los factores principales que regulan el resultado final. De este modo se puede asegurar que el tratamiento queda definido por la velocidad de calentamiento, por la temperatura alcanzada, por el tiempo de permanencia en ella y por la velocidad de enfriamiento. Los resultados que se obtengan dependerán asimismo de la composición química del material, la cual a su vez limita el campo de acción de estas operaciones, y de su condición estructural, puesto que la distribución y cantidad de los constituyentes hace que varíen también las propiedades.

Ahora, para fijar el tratamiento térmico más adecuado requerido en un determinado acero se han seguido múltiples caminos, siendo los más importantes aquellos que relacionan las variables composición, tiempo, transformación y temperatura, reflejado en los conocidos diagramas de equilibrio, tanto en el clásico diagrama Fe-C como en los isotérmicos o en los de enfriamiento continuo, que veremos con detalle seguidamente.

- Diagrama Fe-C : Indica cómo, cuándo y en qué condiciones debe realizarse un tratamiento térmico y los resultados que cabe esperar del mismo. En este caso, los cambios de fase que ocurren en el calentamiento y en el enfriamiento se realizan con la suficiente lentitud que permita alcanzar el equilibrio (mediante transformaciones reversibles), y la naturaleza y composición de los componentes existentes a cualquier temperatura. El estudio del diagrama se simplifica considerando sólo la región por debajo de 1000°C en que existen las estructuras de equilibrio, las fases austenita, cementita, ferrita y el producto eutectoide conocido con el nombre de perlita; en los tratamientos térmicos ordinarios no suelen emplearse temperaturas arriba de la mencionada. En la figura N° 1

adjunta, se muestra el diagrama Fe-C.

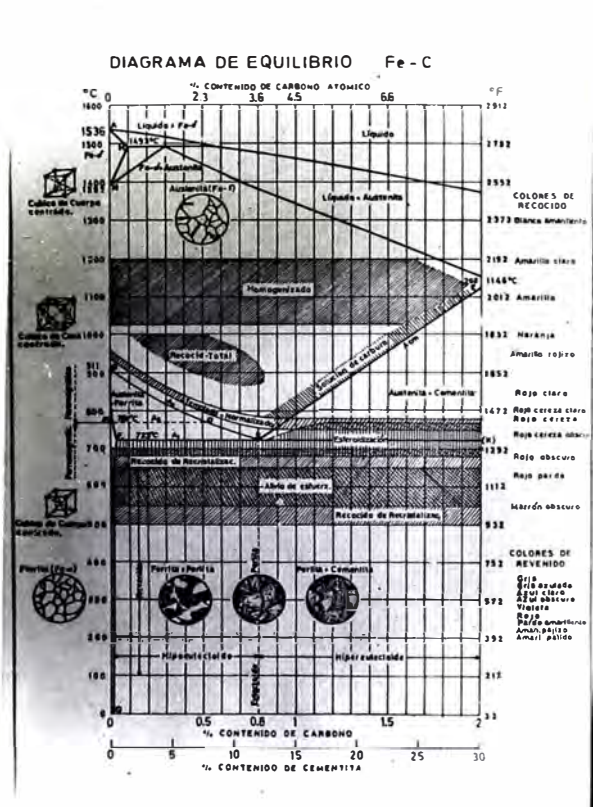


Fig. 1 : Diagrama de Equilibrio Fe-C.

Con el fin de obtener una mayor amplitud de características mecánicas, en las diversas transformaciones que estudiamos se evitan deliberadamente los estados de equilibrio absolutos indicados en el diagrama, lo cual no quiere decir que éste sea de poca utilidad sino que de él se pueden obtener unos primeros resultados de carácter general que facilitan la comprensión de los posteriores.

- Diagramas TTT (Tiempo - Temperatura - Transformación) : 0 curvas en "S" ideadas por Bain y Davenport, nos describen las transformaciones que ocurren fuera del equilibrio, indicándonos el tiempo necesario para que la austenita se transforme a temperatura constante y, en prin -

cipio, el tipo de estructura que puede formarse. Ver diagrama isotérmico en figura N° 2 adjunta.

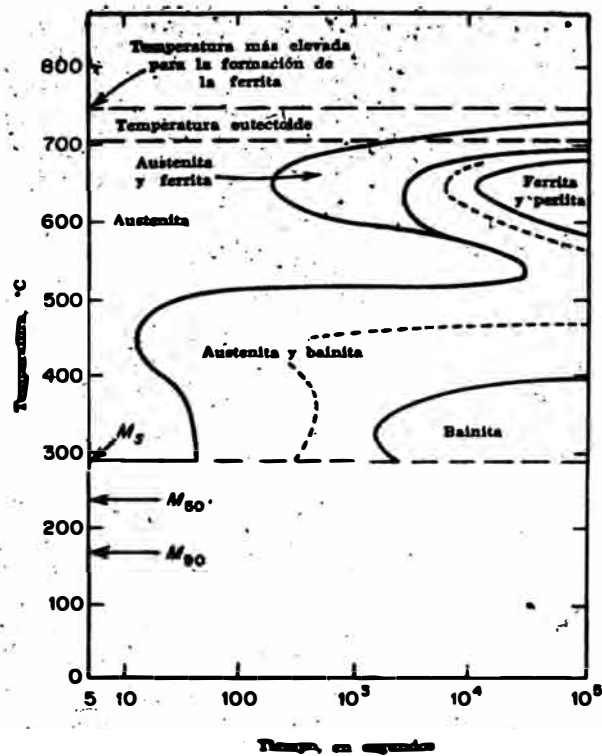


Fig. 2 Diagrama de Transformación isotérmica (TTT) del Acero SAE 4340 (0.42 % C, 0.78 % Mn, 1.79 % Ni, 0.80 % Cr, 0.33 % Mo), austenizado a 840°C.

Sin embargo, puesto que la información que proporcionan estos diagramas sólo es válida para reacciones isotérmicas, no es de aplicación inmediata en el temple, normalizado, recocido y demás tratamientos térmicos usuales, - exceptuando aquellos en los que el paso del estado austenítico a las demás estructuras se realiza a temperatura constante -, porque en ellos el enfriamiento es continuo y la transformación no es total ni homogénea y se produce en un intervalo de temperaturas. En este caso,

los diagramas isotérmicos modificados para las condiciones de enfriamiento continuo pueden resultar más útiles.

- Diagramas de Enfriamiento Continuo: Se pueden considerar como diagramas TTT modificados y también nos describen las transformaciones que ocurren fuera del equilibrio. Se identifican, en general, con los procesos de enfriamiento seguidos usualmente en los tratamientos de los aceros.

Las curvas de enfriamiento continuo se refieren a la descomposición de la austenita durante el enfriamiento continuo y no a una temperatura constante. Así, en este caso, la austenita se descompone igualmente pero la transformación ya no será homogénea, sino que estará formada por un conjunto de productos sucesivos de descomposición. Se puede decir que las transformaciones en el enfriamiento continuo están formadas por la integración de sucesivos enfriamientos y permanencias diferenciales escalonadas a las sucesivas temperaturas; también pueden considerarse como el resultado de integración de un número infinito de reacciones isotérmicas a cada una de las temperaturas desde la inicial a la final del enfriamiento.

La descomposición de la austenita durante el enfriamiento continuo da lugar a estructuras muy diversas; puede producir perlita y bainita como en la transformación isotérmica aunque estos constituyentes serán más heterogéneos, ya que no produciéndose a temperaturas constantes su morfología es distinta de las que corresponden a las temperaturas normales a que se desarrolla la reacción.

Para ver la forma en que se produce dicha transformación y sus microestructuras resultantes, usualmente se trazan una serie de curvas de

enfriamiento a distintas velocidades sobre el diagrama de transformación isotérmica, lo cual no es totalmente correcto, pues éste se refiere a procesos de otra naturaleza, lo cual no obstante nos permite una cómoda explicación del desarrollo de la misma.

En detalle veremos el desarrollo de este tipo de diagramas más adelante.

La determinación de los diagramas en estudio se remonta a la época de Bain y Davenport (1929), quienes con sus investigaciones acerca de la transformación isotérmica contribuyeron a establecer bases científicas y racionales de los tratamientos térmicos y del proceso de endurecimiento en el temple. Después de tres décadas, la información ha ido ganando en volumen y en precisión, pero los datos sobre las transformaciones durante el enfriamiento continuo siguen siendo aún escasos.

En la práctica de taller las piezas son de tamaños muy diversos y las condiciones del tratamiento muy diferentes de las señaladas para las transformaciones isotérmicas, siendo para el metalúrgico de mayor utilidad conocer las curvas de transformación si el enfriamiento tiene lugar en forma continua, ya que de ellas puede obtener una información más correcta sobre los tratamientos y sus resultados en la producción industrial.

Hasta hace pocos años los diagramas de enfriamiento continuo que podían encontrarse en la bibliografía eran poco numerosos, realizándose numerosos intentos para su determinación a partir del diagrama TTT isotérmico.

Grange y Kiefer señalaron que la investigación experimental directa de las transformaciones durante el enfriamiento es extremadamente difícil, excepto en los aceros con una velocidad de enfriamiento crítica pequeña, ya que es necesario reconocer claramente los diferentes constituyentes mezclados

que aparecen en la estructura resultante. Ellos estudiaron las transformaciones en un acero Cr-Ni-Mo enfriado en el horno a velocidades controladas, y desarrollaron un método empírico interesante para obtener el diagrama de enfriamiento continuo a partir del diagrama isotérmico. Así encontraron que la austenita en este acero comenzaba a precipitar ferrita al cabo de 200 segundos si se mantenía constantemente a 650°C , pero si se enfriaba en un proceso de enfriamiento continuo a la velocidad de 5°C por segundo esta reacción empezaba a 600°C , es decir, 50 segundos después de comenzar el enfriamiento.

Otro procedimiento experimental para la determinación de estos diagramas de enfriamiento continuo, posiblemente el más interesante, es el indicado por Liedholm. Su realización es relativamente simple y consiste en interrumpir, por temple en agua, el enfriamiento de probetas Jominy después de cierto tiempo variable, lo cual permite, conociendo las curvas de enfriamiento de los diferentes puntos de la probeta, determinar, a partir de medidas de dureza y micrografías que señalan las diferentes transformaciones que ocurren durante el enfriamiento del acero, las temperaturas de comienzo y fin de transformación y de acuerdo con ello, trazar las líneas del diagrama correspondiente. La precisión de los datos así obtenidos es suficiente para los tratamientos industriales y contrariamente al método de Grange y Kiefer, este cálculo es aplicable a aceros que reaccionan relativamente de prisa, es decir, aplicable a la mayoría de los aceros modernos.

Con ayuda de este procedimiento Krainer y Kroneis estudiaron diversos aceros aleados de construcción, objetándose contra los resultados el hecho de que para todos los aceros se tomaron curvas de enfriamiento únicas, no

teniendo en cuenta la distinta conductividad térmica de los materiales estudiados ni la cantidad de calor liberada en la transformación. Ambos fenómenos pueden llegar a producir una alteración considerable de las curvas de enfriamiento, hecho ya mencionado por los autores pero advirtiendo que al aumentar la velocidad de enfriamiento, la relación entre un efecto de transformación y un ciclo de tiempo-temperatura, presenta muchas dificultades experimentales.

A pesar de las objeciones anteriores, el método Liedholm es sencillo y suficientemente rápido como para ser útil al metalúrgico industrial, que desee un conocimiento más real de las características de las transformaciones en un acero, que el que puede ser obtenido a través de los métodos basados en curvas TTT.

La comparación correcta de los diagramas continuos obtenidos por varios autores, al igual que la de los diagramas isotérmicos, depende de que hayan usado los mismos conceptos básicos para el comienzo y fin de las transformaciones y de que los procesos de enfriamiento sean semejantes.

CAPITULO II
-- =====

TECNOLOGIA GENERAL.

A. PROCESO DE FABRICACION DEL ACERO SAE 6140.

1. GENERALIDADES.

Prácticamente todos los grados de acero pueden ser hechos mediante el proceso del Horno Eléctrico Básico, el cual es usado exclusivamente para la producción de aceros inoxidables. Debido al alto grado de refinamiento que se obtiene en el baño de acero, tal proceso lo aplicamos en la fabricación de nuestro acero especial SAE 6140.

Su principal ventaja es el control opcional en el horno, que permite al ácero ser tratado bajo escorias oxidantes, reductoras o neutras, y vaciara las y reemplazarlas durante el proceso. De esta forma y dependiendo de los requerimientos especificados, elementos objeccionables pueden ser reducidos sustancialmente lográndose el alto grado de refinamiento ya mencionado.

En la mayoría de procesos de fabricación de acero la reacción fundamental es la combinación del carbono y oxígeno para formar gas. Si el oxígeno disponible para esta reacción no se remueve previamente a o durante la colada, los productos gaseosos continuarán evolucionando durante la solidificación; el control apropiado de la evolución de gas determina el tipo de acero.

En base a lo anterior, el SAE 6140 es un acero de grado de desoxidación "calmado", en el cual puede haber solo una ligera evolución de gases durante la solidificación del metal. Los aceros calmados tienen composición química y propiedades más uniformes que los otros tipos, sin embargo, las variaciones que pueda haber en la composición dependen de las prácticas

de fabricación usadas. Aceros aleados son del tipo calmado, mientras que los aceros al carbono pueden ser calmados o de los otros tipos, esto es, semicalmados y efervescentes. En estos últimos incrementa el volumen de gases desprendidos durante la solidificación.

Requisitos básicos para la fabricación del acero son los siguientes:

- Fundir en las mejores condiciones una carga que haya sido preparada para el metal a elaborar.
- Eliminar las impurezas (las principales: el fósforo, el azufre y los gases).
- Obtener un metal calmado, de calidad y con la composición pedida.
- Colar este metal a la temperatura apropiada y en las mejores condiciones posibles, a fin de obtener piezas o lingotes sanos.

La fabricación en el horno eléctrico la trataremos solo desde el punto de vista general, partiendo de una carga constituida de chatarra. Se mostrarán las diferentes fases de una elaboración básica clásica, a saber: Fusión, desfosforación, afinación, desulfuración, desoxidación y puesta en punto de la colada.

En el desarrollo del presente trabajo se seguirán las especificaciones de la Práctica Standard de la Planta de Acero de SIDERPERU, adjuntándose a continuación la composición química del acero SAE 6140 a obtener:

CUADRO N° 1 : COMPOSICION QUIMICA ACERO SAE 6140.

% C	% Mn	% S	% Si	% P	% Cr	% V
.35/.40 .41/.45	.60/.90	.050 máx.	.15/.30	.040 máx.	.80/1.10	.15 mín.

El rango total del porcentaje de carbono, .35/.45 %, ha sido desdoblado en dos rangos parciales con el fin de establecer dos grupos de propiedades mecánicas en el producto resultante, ésto por requerimientos del usuario.

2. PREPARACION DE LA CARGA METALICA.

a. MATERIALES DE LA CARGA.

La preparación de la carga metálica es operación de gran responsabilidad en el proceso de fabricación del acero. Generalmente está constituida por arrabio sólido, retornos del comercio, retornos de laminación normales de la misma siderúrgica y chatarra de diversos tipos. En la mayoría de los casos, sin embargo, el abastecimiento de materiales de carga a la Acería dependerá de las compras de chatarra en el mercado.

Todos estos materiales se almacenan en un parque de chatarra en el que es necesario clasificar las chatarras según los tipos de composición, en lotes bien separados unos de otros, operación fundamental especialmente para la fabricación de aceros aleados. Este parque está situado en el área externa de la Acería, al aire libre, lo suficientemente cerca para que el transporte se reduzca al mínimo. Ver figura N° 3 adjunta.



Fig. 3 : Parque de Chatarra en la Acería de SIDERPERU.

b. PREPARACION DE LAS CARGAS Y SU DISPOSICION EN EL HORNO.

El carguío en el horno se hace por medio de canastas, las que previamente se han cargado mediante un electroimán. Básicamente, una vez puesta dentro del horno, dicha carga debe conducir:

- A un tiempo de fusión mínimo.
- A la ausencia de caídas de carga que puedan romper los electrodos.
- A la formación rápida de un baño líquido sobre la solera para proteger a ésta de la acción de los arcos.
- A la ausencia de ataques al refractario de la solera y de las paredes por la escoria, la que debe fundir y reaccionar rápido y dar al final de la fusión un baño ya bastante desfosforizado.

Para llegar a estos resultados, una carga hecha con canastas se hace de la forma siguiente:

- En el fondo del horno una cama de chatarra ligera, la que fundirá rápido una vez alcanzada por los arcos y que permitirá amortiguar la caída de chatarra pesada. Esta que es cargada enseguida y dejada caer de lo alto, podría dañar determinados accesorios del horno.
- La chatarra pesada está compuesta principalmente por lingotes cortos de fin de colada y los despuntes de planchones grandes. Se continúa luego con la carga de la chatarra mediana, terminando con chatarra ligera, puntas y colas de las líneas de laminado y corte, barras pequeñas y chatarra ligera diversa.
- El carbono necesario para la carga es suministrado por el arrabio sólido, el cual es utilizado principalmente en la producción de aceros es-

peciales. En su reemplazo se utiliza el coque, el cual es colocado entre los planchones grandes y la chatarra ligera.

- En cuanto a la escoria, cuyos constituyentes son la cal y el espato fluor, se tiene que el caso general es el de colocar la cal sola a mitad de la carga, si es posible en varias partes. Esta no se debe poner en el fondo de la canasta bajo la chatarra ligera, ya que ella podría soldarse parcialmente a la solera y hacerla subir de su nivel normal, fenómeno conocido como "solera alta".

Hay que suponer que una carga constituida así en la canasta se colocará en el horno siguiendo el orden dado. El espato fluor se agregará durante el afino del proceso, dependiendo de la densidad de la escoria.

En el Cuadro N° 2 adjunto, se muestra un modelo de la distribución de los materiales que componen la carga sólida a los hornos eléctricos de SIDERPERU, para la fabricación del Acero SAE 6140.

CUADRO N° 2 : CARGA SOLIDA AL HORNO ELECTRICO (SIDERPERU).

Peso		1ra. Carga (Kgs).	2da. Carga (Kgs).	Total (Kgs).
Materiales	Importada	4,000	4,000	8,000
	Nacional	4,000	1,500	5,500
	Fca. Alto C	5,000	-	5,000
	Fca. Bajo C	6,000	3,000	9,000
Arrabio Sólido.		-	5,000	5,000
C a l.		700	-	700

El hecho de realizar la carga en dos partes obedece a la insuficiencia en volumen para cargar por parte de las canastas; una vez realizada la primera carga hay que esperar a que su fusión esté avanzada y que el nivel del horno esté lo suficientemente bajo para cargar el resto. Esto se traduce en pérdidas de calorías al abrir y cerrar el horno y tiempos de fusión más largos. Hay que contar de 10 a 15 minutos de aumento en el tiempo de fusión cuando se carga en 2 cargas, con respecto al de una sola carga.

c. LA COMPOSICION DEL LECHO DE FUSION.

Evidentemente, las coladas de nuestro acero en estudio se elaboran par - tiendo de una carga conveniente cuya composición se determina en función de su análisis final.

El elemento más importante es el carbono. Al final de la fusión su contenido debe ser tal que el baño pueda ser afinado en forma normal y con una descarburización del orden de 0.20 - 0.25 %. El contenido de este elemento en el lecho de fusión debe ser de alrededor de 0.75 - 0.80 %, pues un contenido de 0.55 - 0.60 % C es que debe tenerse al final de la fusión del baño. Durante la fusión misma hay una pérdida media de carbono del orden de 0.20 %. Al final del afino el contenido de carbono llegará entre 0.30 - 0.35 % para el primer tipo y de 0.36 - 0.41 % para el segundo tipo de acero SAE 6140.

El carbono es aportado en parte por la chatarra y en parte por el arrabio sólido, se quema durante la fusión y una cierta cantidad no se incorpora al baño. La experiencia prueba que el carbono aportado por el coque tiene un rendimiento de tan solo 40 % en el baño metálico. Cabe resaltar que el contenido de carbono en el lecho de fusión no está siempre

en relación con el contenido buscado en el acero final sino más exactamente con el contenido que se desea obtener al final del afino.

El horno eléctrico permite obtener un acero de mediana a alta resistencia por dos métodos: ya sea partiendo de una carga de alto carbono para obtener después al final del afino un contenido de carbono vecino al deseado, o bien avanzando en la afinación aún más hasta reducir al carbono a un nivel muy bajo (con el fin de eliminar otros elementos que se conservarían en presencia de carbonos elevados) y después obtener el carbono final deseado por medio de adiciones de coque en polvo o arrabio sólido sobre el baño. Es este segundo método el usado con mayor frecuencia.

El manganeso es el elemento a regular en el lecho de fusión luego del carbono. Este preserva el baño de una oxidación excesiva y se debe presentar en contenidos considerables durante la afinación. Al final de la fusión se buscará obtener un contenido de 0.30 %; considerando la pérdida que este elemento sufre durante la fusión, un contenido de 0.60 - 0.70 % en el lecho de fusión sería normal.

Luego de los elementos mencionados el silicio sigue en importancia; su contenido en el lecho de fusión debe ser mínimo y provenir del aporte hecho por la chatarra.

El cromo y vanadio requeridos por nuestro acero se suministrarán aparte en forma de ferroaleaciones por cuanto nuestra chatarra carece de tales elementos.

Los demás elementos en la chatarra, tales como el azufre y fósforo, bien presentar mínimo contenido.

Este lecho de fusión es también aplicable a la fabricación de aceros al carbono. Para aceros inoxidable la composición del lecho de fusión está regida por otros principios.

3. FUSION - CONSUMO DE LA ENERGIA Y CARACTERISTICAS DEL HORNO ELECTRICO.

En la fusión influye más la técnica de diseño del equipo que la operación y el control metalúrgico.

La Acería de SIDERPERU consta de dos hornos eléctricos, diseñados para una capacidad nominal de 25 Tons. cada uno empleando transformadores de 7.5 MVA. En 1958 se puso en marcha para obtener una producción anual de 80,000 Tons. de acero, pero la necesidad de incrementar la producción a 130,000 Tons. obligó a aumentar la capacidad de los hornos a 30 Tons., lo cual se logró el año 1968 al emplear revestimiento refractario de mayor calidad y sin variar las dimensiones de diseño. Ante esto se tenía que aumentar el potencial eléctrico por lo que a fines de 1972 hubo que reemplazar los transformadores de 7.5 á 15 MVA, trabajando en estas condiciones hasta la fecha. Los datos técnicos más importantes de los hornos se resumen en la Tabla N° 2 del Apéndice.

Los materiales que constituyen el revestimiento refractario del horno son diversos. Así, el revestimiento de protección de la solera se compone de cromo-magnesita mientras que su revestimiento de trabajo de dolomita alquitranada y apisonada. Asimismo, las paredes laterales están revestidas de ladrillos refractarios de cromo-magnesita (Nucon, Radex, Magnex H), que contienen aproximadamente 60 % MgO, 17 % Cr₂O₃, 8 % Al₂O₃ y 2.5 % SiO₂, mientras que las zonas calientes y la de escoria están revestidas de Corhart 10⁴, electrofundido, de composición química semejante a la mencio

nada pero de mayor resistencia a la ruptura y compresión. En la bóveda se utiliza ladrillo refractario con 84 % Al_2O_3 y 13 % SiO_2 (plástico Coralite).

A continuación detallo el proceso de la fusión, iniciado luego de la carga y una vez conectada la corriente. La carga de un horno por medios mecánicos llega por lo general al nivel de la base de la tapa, y como el arco vá a trabajar al principio muy cerca de ella con peligro de deteriorar los refractarios, es preciso comenzar con una tensión mediana que produzca un arco relativamente corto para evitar radiaciones intensas.

Es importante colocar en la parte superior de la carga la chatarra ligera que funde rápido, lo que permite una penetración rápida de los electrodos; cuando el arco esté en el interior de la chatarra, las radiaciones peligrosas desaparecerán y se puede aumentar entonces la tensión y utilizar toda la potencia. El arco se halla en contacto solo con la chatarra situada en la vecindad de los electrodos por lo que el resto de la carga se funde por radiación y por la formación de arcos secundarios entre el material.

Al introducirse los electrodos en la carga, hacen 3 pozos y se aproximan a la solera. Cuando el baño líquido del fondo del horno aumenta su volumen, los electrodos se suben lentamente. Es conveniente terminar la fusión con una tensión más baja, siempre con el fin de disminuir la energía de radiación.

En resumen, para una fusión normal se utilizarán las tensiones siguientes:

- Una tensión media para comenzar (5 - 10 minutos).

- Una tensión máxima durante el descenso de los electrodos (15-20 min).
- Una tensión media (10 minutos).
- Una tensión máxima (60 - 75 minutos).
- Una tensión media al final de la fusión (20 minutos).

Los hornos eléctricos de SIDERPERU utilizan cinco tensiones, comprendidas entre los 170 y 265 volts. En la Fig. N° 4 adjunta se muestra esquemáticamente la sección de un horno eléctrico.

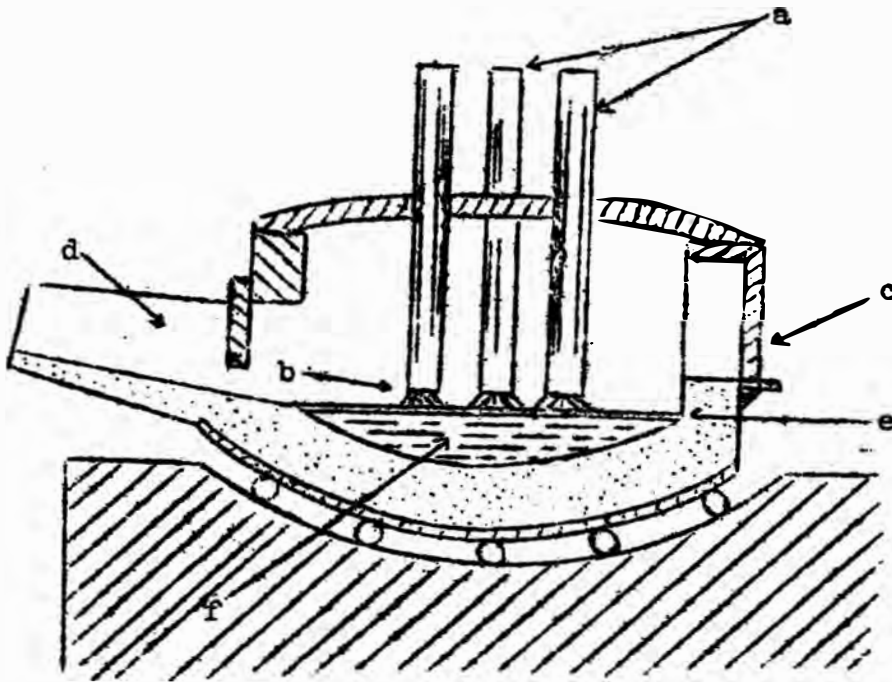


Fig. 4 : Horno de Arco Eléctrico (a.- Electrodos, b.- Arco, c.- Puerta de carga, d.- Piqueta, e.- Escoria, f.- Acero).

En el momento en que el baño comienza a ebullición se considera que la fusión ha terminado.

4. DESFOSFORACION - FUNDENTES PARA REGULAR LA BASICIDAD.

El fósforo es considerado un elemento indeseable en el acero, puesto que

le dá una cristalización de granos groseros que se traduce en fragilidad extrema. Su contenido dañino varía con el tipo de acero, pues mientras el acero dulce es utilizable con 0.12 % P, un acero de medio o alto carbono posee gran fragilidad con dicho porcentaje.

Los principios de su eliminación son los mismos ya se trate del Convertidor, del horno de hogar abierto o del horno eléctrico.

1° : Por oxidación se transforma el fósforo del metal en pentóxido de fósforo (P_2O_5).

2° : Este compuesto se disuelve en la cal libre de la escoria para formar fosfato de calcio.



3° : Este fosfato se elimina escoriando.

Factores de marcada influencia en la desfosforación se tratan seguidamente.

a. TEMPERATURA DEL BAÑO.

Desde los inicios de la fabricación del acero se observó que una temperatura baja era favorable a la eliminación del fósforo, el que se elimina desde el inicio de la fusión, cuando el metal que comienza a fundirse entra en contacto con la escoria básica oxidante. Herould comprendió este hecho desde sus primeras coladas é introdujo la escoria al horno lo más pronto posible después de comenzar la fusión. Actualmente se opera de modo semejante y la escoria se pone, ya sea con la carga o ya durante la fusión.

b. FLUIDEZ DE LA ESCORIA.

Como regla general una escoria es más activa mientras más fluida sea, siendo evidente que las reacciones entre el acero líquido y la cal mal fundida son muy limitadas.

Del inglés Samiter fué la idea de introducir el espato fluor. Todavía no se conoce totalmente su acción precisa, pero es un hecho que tiene la propiedad de hacer más fluidas las escorias básicas, con punto de fusión relativamente bajo.

Este material, por otra parte, no influye sobre la basicidad, de modo que por su intermedio se obtendrá desde el final de la fusión una escoria con la fluidez suficiente para reaccionar con el metal y jugar un papel importante.

La práctica de fabricación en SIDERPERU consigna aproximadamente 2 Kgs. de espato fluor/Ton acero, utilizándose para una colada de 30 Tons. de acero, 40 Kgs. luego de la fusión, y 15 Kgs. adicionales luego de vaciada la primera escoria. Su composición química, al igual que la de diversos materiales de la carga, se haya en la Tabla N° 3 del Apéndice.

c. BASICIDAD DE LA ESCORIA.

Para que el pentóxido de fósforo pase a la escoria bajo la forma de fosfato de calcio, es necesario que la escoria contenga una cantidad de calcio libre suficiente, es decir, un índice de basicidad suficiente. Este índice es determinado ya sea por la relación CaO/SiO_2 o por la relación $\text{CaO}/\text{SiO}_2 + \text{P}_2\text{O}_5$, y en principio entre más elevada sea esta relación, la desfosforación será más fácil.

La práctica de fabricación en SIDERPERU para nuestro acero SAE 6140 consigna aproximadamente 30 Kgs. de cal/ton. acero, utilizándose 700 Kgs. de cal en la carga al horno eléctrico y 300 Kgs. adicionales luego del cam - bio de escoria, ésto para una colada de 30 Tons. de acero. El índice de basicidad recomendado es de 2.5.

La sílice de la escoria proviene, ya sea de la oxidación del silicio con - tenido en la carga o de los ladrillos del horno (de la bóveda principal - mente) que han sobrepasado su punto de fusión y que se disuelven en la escoria. Cuando se ha trabajado bien durante la fusión el aporte de SiO_2 por el revestimiento de la bóveda debe ser muy pequeño; si el contenido de SiO_2 es demasiado elevado, la mayor parte de la cal estará bajo la forma de silicato de calcio y no podrá disolver al pentóxido de fósforo. Es pues necesario :

- 1° : Tener un contenido de silicio tan bajo como sea posible en el le - cho de fusión, es decir, el contenido será el aportado por la cha - tarra,
- 2° : Combatir el alto contenido de silicio por medio de una nueva adición de cal o por un escoriado después de la fusión.

d. PRESENCIA DE ELEMENTOS OXIDABLES.

La presencia en el acero de elementos oxidables tales como el Cr y Mn pueden molestar la desfosforación si están presentes en contenidos elevados. Esto se comprende fácilmente ya que oxidándose ellos mismos, protegen al fósforo de la oxidación necesaria para su eliminación. Para con - tenidos de Mn muy elevados (acero Hatfield al 12 %) la desfosforación es rigurosamente nula.

Acabamos de ver que el fósforo pasa a la escoria en forma de fosfato de calcio. El escoriado que permite eliminarlo debe ser muy bien hecho, pues si quedara escoria en el horno las adiciones desoxidantes que siguen reducirían el pentóxido de fósforo y el fósforo regresaría al metal. Sería entonces perfectamente absurdo hacer una desfosforización cuidadosa y después escoriar mal.

La afinación se opera generalmente con 2 escorias, lo cual requiere vaciar 2 veces las mismas. La primera escoria, que ha captado una buena parte del pentóxido de fósforo, tiende a la saturación de ese material, o al menos, se pone en equilibrio con el contenido de fósforo restante en el acero. La eliminación de esta escoria y su reemplazo por una escoria nueva permite, evidentemente, proseguir la desfosforización a un grado más avanzado.

Por otra parte, las reacciones baño-escoria se producen sobre todo en las capas en contacto (interfase) y no es necesario aumentar el espesor de la escoria. La experiencia muestra netamente que dos escorias sucesivas actúan de una manera mucho más eficaz que la misma cantidad de escoria introducida de una sola vez.

Finalmente cabe recalcar que el contenido de fósforo del acero elaborado en el horno eléctrico debe ser, en todos los casos, muy bajo. Entre más bajo sea el contenido final buscado, más difícil es el obtenerlo.

5. AFINACION - ANALISIS PRELIMINARES DEL CARBONO.

Terminada la fusión se toma una muestra del baño y se procede a su análisis por C, Mn, S, P, FeO. El resultado del C es de principal importancia y se obtiene en contados minutos; de este valor vá a depender como se

lleve a cabo la afinación. Si está presente en cantidad suficiente permitirá una afinación en condiciones normales, por el contrario, si es necesario aumentar su contenido el acerista dispondrá de varios métodos: adición de arrabio sólido que presenta el inconveniente de bajar la temperatura o bien adicionar coque(en polvo) que es utilizado en varias acerías. Luego de alcanzar el contenido de C deseado se procederá a la afinación en condiciones normales, es decir, inyectando oxígeno de 99.5 % de pureza con una lanza de 1" ϕ y una presión de 6 a 7 atmósferas, tal como se aprecia en la Fig. N° 5 adjunta; Para nuestro acero en estudio el carbono de fin de fusión debe ser de 0.55 % mín.



Fig. 5 : Lanza de oxígeno en el Horno Eléctrico.

De la afinación depende en la mayor parte el valor del acero y la experiencia prueba que si ésta ha sido bien hecha las posibilidades de éxito son mayores. Afinar quiere decir "hacer más puro" y la afinación está caracterizada efectivamente por la eliminación de ciertas impurezas contenidas en la carga.

La afinación se realiza oxidando el baño metálico y en términos generales se emplean pellets, escamas de laminación y/o el insuflado posterior de oxígeno. El óxido de hierro actúa sobre los distintos elementos contenidos en el metal pero con diferente eficiencia; esos elementos no presentan frente al oxígeno la misma afinidad y pueden ser clasificados por su afinidad decreciente en la siguiente forma:

Al

Ti

V

Si

Mn

Cr

P Afinidad decreciente por el oxígeno.

Mo

Fe

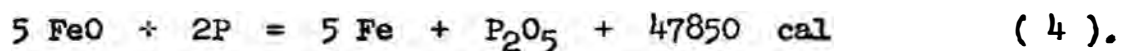
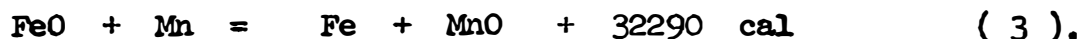
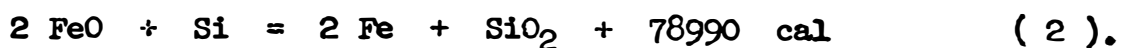
Ni

Co

As

Cu

El aluminio es el más ávido por el oxígeno y el cobre el menos ávido. Por esta simple clasificación se muestra que al introducir óxido de hierro en el baño líquido, se puede esperar eliminar en parte o en su totalidad a los elementos que preceden al Fe, pero estará sin acción o casi sin ella sobre los elementos que le siguen. Naturalmente, los elementos se eliminarán más difícilmente entre más cerca del Fe estén en la lista. En las reacciones adjuntas se aprecia claramente la oxidación de las impurezas:



El aluminio, titanio y vanadio son los elementos menos molestos ya que generalmente están presentes en pequeñas cantidades y desaparecen rápidamente del metal. El silicio se elimina con igual rapidez, pero en contenidos altos es muy perjudicial ya que satura a la cal libre de la escoria. El manganeso y cromo en contenidos elevados perjudican considerablemente la desfosforación.

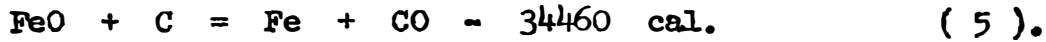
Entre los elementos que siguen al Fe y que por lo tanto no pueden ser eliminados figura particularmente el níquel. La pérdida de Mo es tan pequeña que permite recuperar una gran parte de este metal.

Evidentemente, no hay que creer que la sola clasificación de los elemen - tos rige su eliminación. La naturaleza de la escoria juega igualmente su papel, al reaccionar en ciertos casos con los óxidos formados. Es por esta razón que sin la ayuda de la cal que capta el pentóxido de fósforo, se tendría una desfosforización muy pobre.

Durante la afinación, los elementos de los que se ha hablado, van a abandonar el metal en cantidades más o menos grandes y pasan a la escoria bajo la forma de óxidos.

Pero hay un elemento que juega durante la afinación un papel primordial, y este es el carbono. De todos los elementos disueltos en el acero, el carbono es el único que se elimina en estado gaseoso; éste es un don gratuito de la naturaleza puesto que sin este fenómeno la elaboración del

acero conocería dificultades a veces insuperables. La principal reacción que se efectúa es la siguiente:



La ebullición del baño líquido debido a la salida del óxido de carbono es en efecto, necesaria por las razones que se adjuntan a continuación.

1° : Calentamiento del baño - Homogenización de la Composición:

El metal en el horno eléctrico no se calienta mas que en la superficie, y mientras solo la capa interior del baño vé aumentar su temperatura, el metal en contacto con la solera casi no se calienta. Solo la salida del CO, que tiene lugar en todo el baño líquido y que provoca una agitación extremadamente intensa, permite la homogenización de la temperatura en el baño. De este modo, una muestra representativa del metal para el análisis se tomará después que la agitación del baño haya sido efectuada.

2° : Desgasificación del Acero:- La afinación es el medio más eficaz de que dispone el acerista para eliminar los gases del metal, los que deben ser mínimos; las burbujas de CO que se desprenden arrastran con ellas los gases disueltos (N, H, CH₄). Determinaciones analíticas efectuadas al final de la afinación muestran que el contenido de hidrógeno se reduce considerablemente.

3° : Aceleración de las Reacciones:- Las reacciones químicas que se operan entre el metal y la escoria son generalmente lentas, ya que tienen lugar solo entre las partes inferiores de la escoria y las capas superiores del baño de acero. Pero el caso es diferente si

una agitación intensa se produce en el baño. Entonces aumentan las zonas de contacto metal-escoria y las reacciones se aceleran; este caso es de particular importancia para la desfosforación.

4° : Acción sobre las Inclusiones:- La teoría generalmente aceptada dice que la afinación es necesaria para eliminar del baño las inclusiones oxidadas que se forman durante la fusión y que provienen de la carga. Sin embargo, resultados obtenidos en coladas hechas a simple fusión o con poca afinación han mostrado que se pueden obtener en esta forma aceros limpios. Es probable que sea sobre todo la alta temperatura resultante de una buena afinación lo que permite la fácil separación de las partículas. Durante este período de agitación del baño, el carbono se elimina más rápido entre mayor sea la temperatura y más oxidados estén el metal y la escoria.

Al final de la afinación es posible, utilizando oxígeno, obtener un contenido de carbono de 0.010 - 0.015 % ; la presencia de los electrodos y la carburización notable que producen no permiten mantener estos niveles tan bajos hasta el fin de la colada, de modo que 0.03 % de C parece ser el mínimo realizable en el horno eléctrico. Se tiene interés en evitar al final de la afinación contenidos de carbono demasiado bajos, puesto que por la Ley de Vacher y Hamilton que indica que el producto $C \times FeO$ es sensiblemente constante en el equilibrio, se deduce que a mayor C el acero estará menos oxidado y como consecuencia la desoxidación será más fácil.

Luego de la afinación, cuando el baño de acero se ha llevado lo suficiente al C deseado, lo que se comprueba mediante un nuevo análisis químico, todos los fenómenos mencionados con anterioridad se habrán desarrollado

normalmente (desfosforación, homogenización de la composición, desgasificación, etc.) y se procederá al vaciado de la primera escoria. Este debe hacerse en condiciones perfectas lo cual significa no solo la eliminación de la escoria oxidada, sino también la rapidez, ya que un baño parcialmente descubierto se enfriará rápidamente siendo muy elevado su poder de absorción de gases. Se deja escurrir la escoria inclinando ligeramente el horno.

Al final del primer escoriado se reconstituye la escoria por medio de una mezcla de cal y espato fluor (1 % para la cal y 0.05 % para el espato fluor, en peso con relación al del baño).

6. DESULFURACION.

Es bien sabido que el azufre es un elemento extremadamente nocivo en el acero; un contenido demasiado elevado del mismo vuelve quebradizo al acero y no puede laminarse ni forjarse sin rajaduras. En efecto, el sulfuro de hierro que tiene un punto de fusión bajo, tiende a concentrarse en las juntas de los granos, y a la temperatura de transformación que la mayor parte de las veces es superior a los 1000°C, estas juntas se ablandan y los granos se separan por efecto de la presión.

La desulfuración se realiza al mismo tiempo que la desoxidación. Las dos impurezas fundamentales, el azufre y el fósforo, exigen para su eliminación condiciones opuestas. El fósforo se elimina durante el afino en un baño oxidado, mientras que el azufre solo puede extraerse del metal en condiciones reductoras. La salida del P exige una escoria calcárea oxidante, mientras que la salida del S requiere una escoria calcárea reductora. En el horno eléctrico se puede desfosforizar bajando el C suficiente

mente, y también no es menos cierto que la salida del azufre es más marcada mientras más carbono tenga el baño.

En efecto, el sulfuro de hierro y el sulfuro de manganeso dan con la cal de la escoria, y principalmente con el carburo de calcio formado a la alta temperatura (1600°C), el sulfuro de calcio. En las reacciones que siguen se simplifica lo explicado.



Si la escoria contiene óxidos de Fe o de Mn, el sulfuro de calcio formado reaccionará con ellos para reproducir cal y los sulfuros de Fe y Mn que regresarán al metal. Precisa entonces que para que el sulfuro de calcio pueda permanecer en la escoria, ésta no debe presentar óxidos reductibles de Fe y de Mn.

Durante el afino en el horno eléctrico, cuando se trabaja en presencia de una escoria muy calcárea, se puede eliminar una parte del azufre, pero ella será siempre menor que aquella que se elimina al final de la elaboración bajo una escoria desoxidada. Para precisar los hechos se dan los análisis ejecutados sobre una colada de acero, al final de la fusión, al final del afino e inmediatamente antes de colar.

Al final de la fusión.	S	.043 %	P	.030 %
Al final del afino.	S	.041 %	P	.023 %
Antes de colar.	S	.031 %	P	.032 %

Se aprecia que durante el afino no se registra ninguna disminución de S mientras que la del P es clara, y durante la desoxidación el S baja más

fuertemente mientras que el P remonta un poco por recuperación de la escoria. Para una buena desulfuración se requiere:

- 1° : Operar en presencia de una escoria bien desoxidada y con alto contenido de cal.
- 2° : Tener una escoria suficientemente fluida para que reaccione bien con el baño.
- 3° : El Mn es favorable ya que el MnS se separa fácilmente. Este elemento sirve como vehículo del azufre.
- 4° : Una temperatura elevada facilita la desulfuración.
- 5° : Finalmente, es necesario que el contacto escoria-metal sea de una duración suficiente ya que las reacciones son lentas y una fase de desulfuración demasiado corta, tendrá efectos mediocres.

El horno eléctrico es un equipo perfectamente bien adaptado para la sulfuración, debido al hecho de que en su seno se puede obtener y conservar una escoria con alto grado de desoxidación, lo cual es difícil sino imposible en el horno de hogar abierto.

7. PROCESO DE LA DESOXIDACION Y ADICION DE FERROALEACIONES.

Al final de la afinación el metal contiene en solución óxido de hierro que es necesario eliminar si se quiere obtener un acero calmado; en efecto ; Que pasaría si se procediera a colar al final de la afinación?. Este óxido de hierro que es poco soluble en el acero sólido se concentra-
ría en las juntas de los granos formando una red que ningún tratamien-
to térmico posterior podría destruir. Esta red perjudicaría la adheren-

cia de los granos entre ellos, el metal sería quebradizo y tendría características mecánicas no satisfactorias.

Por otro lado, el metal ebullicaría violentamente en las lingoteras por efecto del desprendimiento de CO debido a la reacción del C con el óxido de Fe; la salida de este CO arrastraría a los otros gases en solución, y el acero sería esponjoso y de calidad defectuosa.

Los elementos empleados para desoxidar son todos más ávidos por el oxígeno que el Fe: C, Mn, Si y Al; reducen en consecuencia al óxido de Fe formando sus propios óxidos. Estos óxidos (con excepción del óxido de Mn) no reaccionan con el C de modo que no hay que temer al desprendimiento de CO. En cantidad el término "desoxidante" es un término impropio, ya que la cantidad total de oxígeno en el acero permanece sensiblemente la misma (disminuirá sin embargo por eliminación de ciertos óxidos formados) pero se encuentra bajo una forma que ya no es nefasta a la calidad del metal.

La fase llamada de "desoxidación" comienza en el momento en que se funde la escoria y se procede a las primeras adiciones. Aquí examinaremos el caso clásico, o sea, la desoxidación separada de las dos fases: escoria y metal, que tienden a ponerse en equilibrio en la oxidación y desoxidación.

1°) Desoxidación de la Escoria.- La evacuación de la escoria oxidada que ha servido para la afinación, pone al baño metálico en contacto con la atmósfera y lo enriquece en oxígeno y en nitrógeno, provocando una caída de temperatura tanto mayor mientras más prolongada ha sido dicha evacuación.

Los elementos utilizados para la desoxidación se hayan en forma de polvo o de granos pequeños, y son en general: C, Mn, Si, Al y Ca, estos 4 últimos empleados bajo la forma de ferroaleaciones o aleaciones más complejas.

La recarburación es un medio eficaz de reducir considerablemente el contenido de FeO del metal sin dejar residuos, para lo cual al comenzar hay interés en subir el carbono tan cerca como sea posible de su valor deseado final. Es por eso que en la parte de las elaboraciones se hace una adición de carbón en polvo a la escoria.

En el horno eléctrico, se tiene la ventaja suplementaria de que el carbono al reaccionar con la cal da carburo de calcio a las altas temperaturas del arco, desoxidante muy enérgico que se difunde enseguida en la escoria.

El rendimiento del carbón en polvo lanzado sobre la escoria es variable, si se utiliza solo, sin la compañía de otros elementos desoxidantes, corre el riesgo de desaparecer en gran parte de la escoria sin incorporarse al metal, en cambio, si se adiciona al mismo tiempo que una de silicio o de calcio-silicio sobre una escoria bien fundida, tendrá un rendimiento de alrededor del 50 %.

Cuando la escoria se haya desoxidado, su tinte que al final de la fusión era negruzco, se habrá aclarado a gris que indica la presencia de carburo de calcio, verificado por el desprendimiento de acetileno que se produce cuando se le sumerge en agua. Una escoria fundida de color claro es una escoria bien desoxidada. La escoria desoxidada que contiene normalmente de 12 a 15 % SiO_2 tiene también

la propiedad de reducirse a polvo al enfriarse.

Los desoxidantes actúan sobre los óxidos de Fe y de Mn de la escoria produciendo SiO_2 , Al_2O_3 , etc.; en tanto que el metal no haya sido desoxidado la escoria se reoxida poco a poco, el Si, el C o el Carburo de calcio de la escoria disminuyen y acaban por desaparecer, para al cabo de cierto tiempo encontrarse en presencia de una escoria de nuevo oxidada, en equilibrio con un metal menos oxidado que al principio, pero que contiene todavía en solución FeO y MnO .

Este paso de óxidos, del metal a la escoria, muestra que es posible desoxidar completamente el metal haciendo adiciones sucesivas únicamente a la escoria. En la práctica, en una elaboración clásica, no se deja reoxidarse a la escoria y se procede a la desoxidación del metal bajo escoria reductora.

2°) Desoxidación del Metal.- Se emplean los desoxidantes ya mencionados en el caso anterior, en forma de ferroaleaciones y en trozos lo suficientemente grandes, para poder atravesar la capa de escoria y entrar en contacto con el baño. Actúan de modo semejante que en la escoria: reducción de óxidos de Fe y de Mn con la formación de sus propios óxidos.

La magnitud de los diversos desoxidantes está en función del metal por elaborar, y en ciertos casos algunos de estos elementos no pueden ser empleados para evitar su presencia en el metal. Su clasificación por afinidad decreciente por el oxígeno es la siguiente: Ca, Al, Ti, Si y Mn.

Al examinar las curvas de Chipman, figura 6 adjunta, se constata que de todos los desoxidantes habituales el aluminio es el más enérgico: para un

contenido de 0.1 % en ausencia de cualquier otro reductor, no quedan más que trazas de FeO en el metal. Esta pequeña cantidad de óxido no puede ya reaccionar con el C a la temperatura de la colada y el metal estará perfectamente calmado.

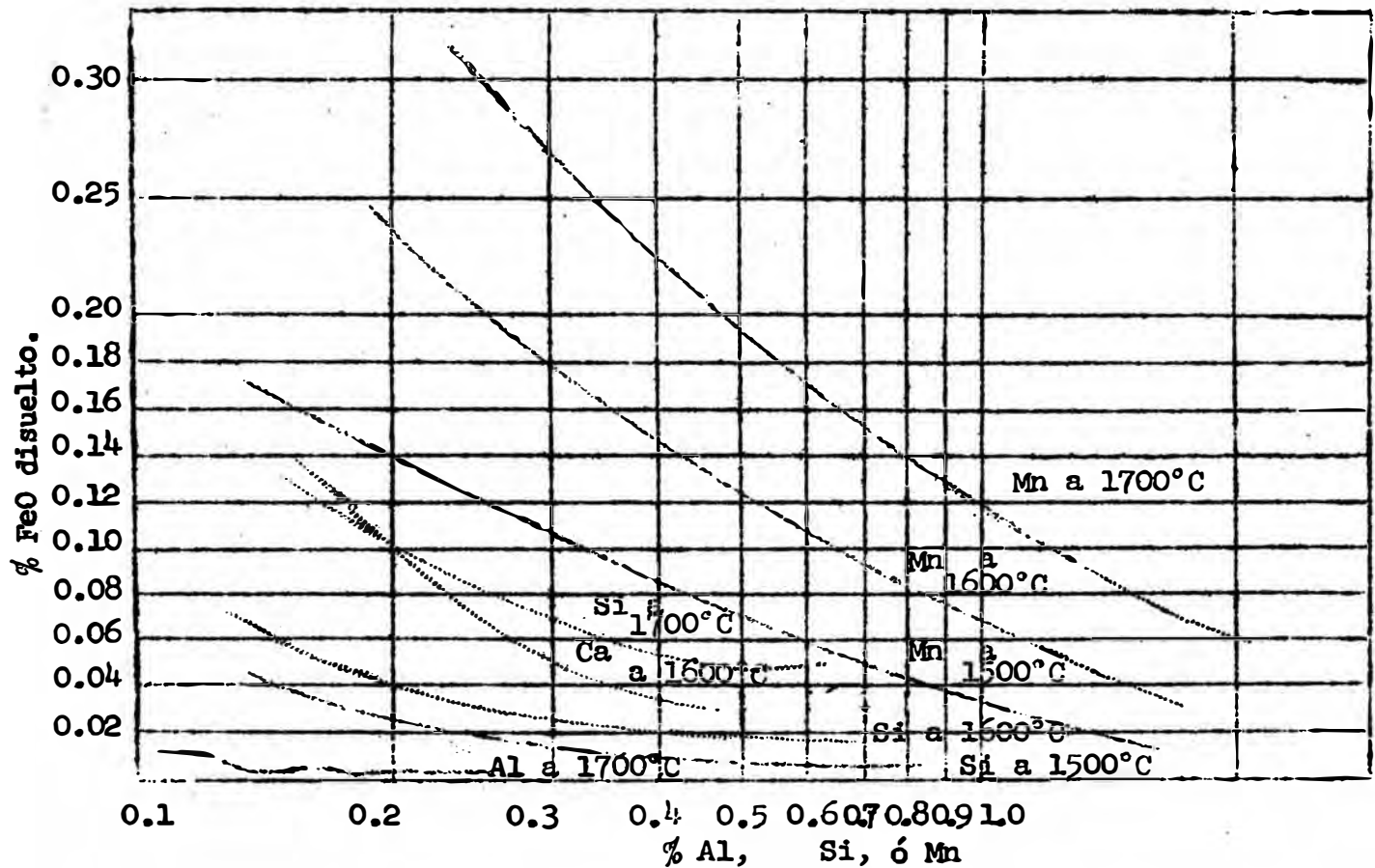


Fig. 6: Curvas de Chipman de Desoxidación del Acero.

Estas curvas muestran que el Si es un desoxidante netamente superior al Mn y que la acción de ellos disminuye al aumentar la temperatura, lo que explica el hecho constatado por los aceristas de que el metal es más difícil de calmar entre más caliente esté.

El esquema de una desoxidación vendría pues a ser como sigue:

- Después de la fusión completa de la escoria, adición de agentes desoxidantes.
- Mantenimiento de esta escoria desoxidada un tiempo variable y conservación de este estado por adiciones repetidas si es necesario.
- Desoxidación del baño, ya sea totalmente en el horno o parcialmente en el horno y parcialmente en la cuchara de vaciado, o bien totalmente en la cuchara. Este último método es en general muy poco usado en el horno eléctrico.

Finalmente, es necesario eliminar al máximo las inclusiones que se producen. Estas inclusiones no metálicas tienen una densidad mucho menor que el metal y suben del seno del baño metálico hasta la escoria a una velocidad que depende de las dimensiones de esas inclusiones. A mayores dimensiones mayor será la velocidad de ascensión.

Los conocimientos sobre las inclusiones aumentan poco a poco, pero todavía no se ha logrado fabricar un metal perfectamente limpio y sobre todo obtener una limpieza constante para una fabricación dada. Es probable que se tienda a exagerar la nocividad de las inclusiones, pues cada vez que se registra una deficiencia en alguna característica, se les hace sistemáticamente responsables.

La Práctica Standard de SIDERPERU para la fabricación del Acero SAE 6140 indica que luego de vaciada la primera escoria, se debe seguir secuencialmente en el horno con:

1° : Adición de una mezcla de 300 Kgs. de cal y 15 Kgs. de espato fluor.

- 2° : Adición de 2 barras de aluminio al fondo del baño.
- 3° : Agregar la mezcla reductora compuesta por 80 Kgs. de Fe-Si (75 %) en polvo y 30 Kgs. de coque.
- 4° : Poner arco durante 5 minutos.
- 5° : Adicionar el Fe-Mn refinado calculado (250 Kgs.).
- 6° : Adicionar 300 Kgs. de Fe-Cr en bolsas de 25 Kgs. cada una.
- 7° : Poner arco hasta la temperatura adecuada.

En la cuchara, cuyo diámetro de tobera es de 40 mm., y que debe estar caliente y sin fondo metálico, se hacen a continuación de la colada las siguientes adiciones:

- 1° : Agregar 35 Kgs. de Ca-Si después de tener 3 Tons. de acero en la cuchara.
- 2° : Luego adicionar los 390 Kgs. de Fe-Cr en bolsas, hasta un máximo de 20 Tons. de acero en la cuchara.
- 3° : Adicionar luego 90 Kgs. de Fe-V.
- 4° : Cubrir con aislante térmico al terminar de colar.

De este modo se ve que la desoxidación del baño la realizamos parcialmente en el horno y parcialmente en la cuchara de vaciado, siguiendo lineamientos expuestos con anterioridad.

El carbono antes de colar a la cuchara deberá estar entre .30/.35 % para el primer tipo de acero SAE 6140, mientras que para el segundo tipo debe

estar entre .36/.41 %. Asimismo, el régimen de temperaturas seguido debe ser:

- Antes del primer escoriado. : 1640/1650° C.
- Antes de colar. : 1600/1610° C.
- En la cuchara. : 1535/1545° C.

En la figura 7 adjunta, se aprecia el vaciado del metal del horno a la cuchara en la Planta de Acero.

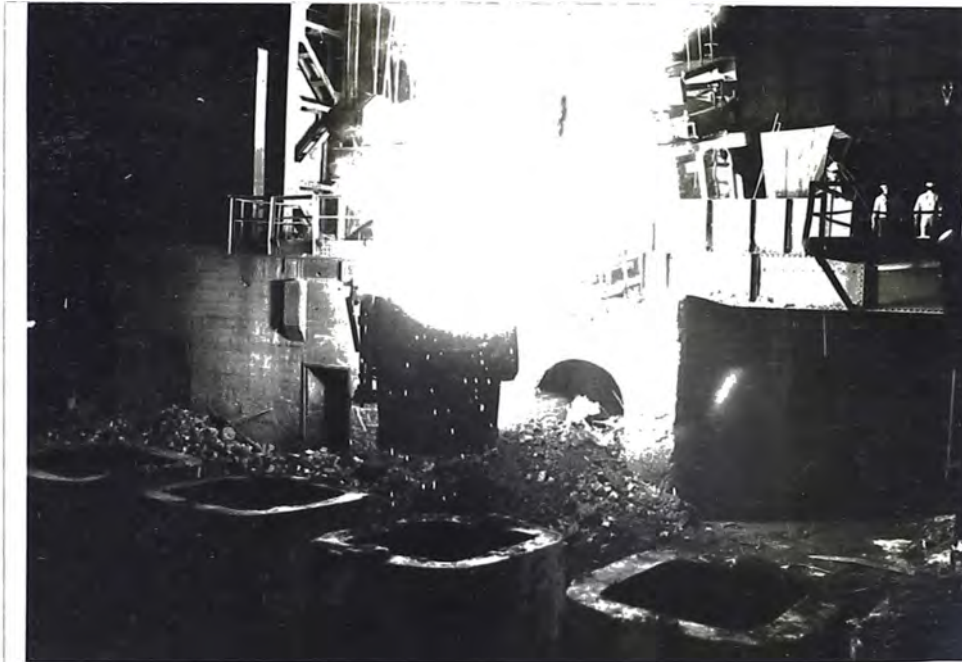


Fig. 7 : Colada del Metal del Horno a la Cuchara.

8. PUESTA EN PUNTO - LINGOTEAMIENTO DEL ACERO.

Luego de la desoxidación y adición de ferroaleaciones el acero queda expedito para su lingoteamiento en nave de colada, operación que se ha realizado ultimamente también en la máquina de Colada Continua.

En la Nave de Colada se utilizan lingoteras tipo D, de sección cuadrada, con mazarotas, de las que se obtienen lingotes de 5 Tons. En la máquina

de Colada Continua, en cambio, se obtienen en forma directa 'tochos' de 445 Kgs. de peso y 150 mm. de lado en la sección transversal.

Ambos semiproductos serán laminados posteriormente a fin de obtener el producto final requerido.

B. LAMINACION DEL ACERO SAE 6140.

En general, el término "laminación" se emplea para describir el trabajo de un metal por medio de rodillos. En esta operación, el metal es sometido a compresión entre dos rodillos para luego avanzar en forma contínua mediante la rotación de éstos. Como producto se van a obtener semi-terminados y/o terminados tales como planchas, láminas, palanquillas, barras, alambrón, etc.

El laminado se puede llevar a cabo en frío o en caliente, utilizándose generalmente el laminado en caliente para las operaciones de desbaste mientras que el laminado en frío para los de acabado.

En SIDERPERU, nuestro acero SAE 6140 en lingotes de 5 Tons es laminado inicialmente en la Planta de Productos Planos y finalmente en la de No Planos, mientras que en estado de tochos, tal como viene de la máquina de Colada Continua, es laminado directamente en la Planta de Productos No Planos.

En lo que sigue del presente tema, dada su complejidad y extensión, me concretaré a resumir los aspectos generales de la laminación en SIDER - PERU de nuestro acero SAE 6140.

1. Laminación Preliminar en la Planta de Productos Planos.

En esta planta, cuya capacidad nominal es de 150,000 Tons/año, se desbastan los lingotes de 5 Tons. provenientes de la Planta de Acero a fin de transformarlos en tochos, los que se definen como semiterminados de menor peso y dimensiones, que presentan en su sección transversal lados de por lo menos 130 mm. de longitud. En nuestro caso la sección transversal es de 220 x 250 mm.

Estos semiterminados serán desbastados posteriormente en los trenes de No Planos a fin de obtener las barras lisas, que se definen como productos terminados que presentan una sección circular y cuya superficie está libre de resaltes o nervios especiales.

En las figuras 8, 9 y 10 del Apéndice, se muestran en forma objetiva los semiterminados y terminados en mención.

a. Equipos.

En la obtención de los tochos son fundamentales dos equipos: los hornos de foso y el laminador "blooming" Duo-Cuarto Reversible.

Los hornos de foso tienen la función de calentar los lingotes fríos o calientes (800°C) provenientes de la Planta de Acero, hasta la temperatura de laminación (1280°C). Se componen de 8 celdas, de forma paralelepípeda rectangular, agrupadas en parejas, equipadas con recuperadores de calor de tipo metálico para aire comburente, con levanta tapas, electroventiladores y equipos eléctricos de mando y control. Tienen por dimensiones, 7.62 mts. largo x 3.20 mts. ancho x 3.60 mts. alto, una capacidad de carga de 80 - 90 Tons y emplean quemadores (2 por celda) para la producción del calor necesario para el calentamiento.

El laminador Duo-Cuarto Reversible tiene por función deformar plásticamente los lingotes provenientes de los hornos de foso, mediante la presión ejercida por los cilindros laminadores. Se tiende así a:

- Mejorar la calidad del acero aumentando su homogeneidad y eliminando las segregaciones.
- Conferir al metal la forma deseada.
- Afinar la estructura cristalina.
- Aumentar la resistencia del acero, mejorando sus propiedades mecánicas tales como: Límite elástico, carga de rotura y alargamiento.

La producción de lingotes a tochos se realiza trabajando con el laminador como Duo, cuya capacidad promedio es de 100 Tons/hora.

Un laminador Duo utiliza dos rodillos en la laminación, mientras que un laminador Cuarto utiliza cuatro rodillos, los cuales están uno sobre otro, tal como se aprecia en los esquemas de la figura adjunta.

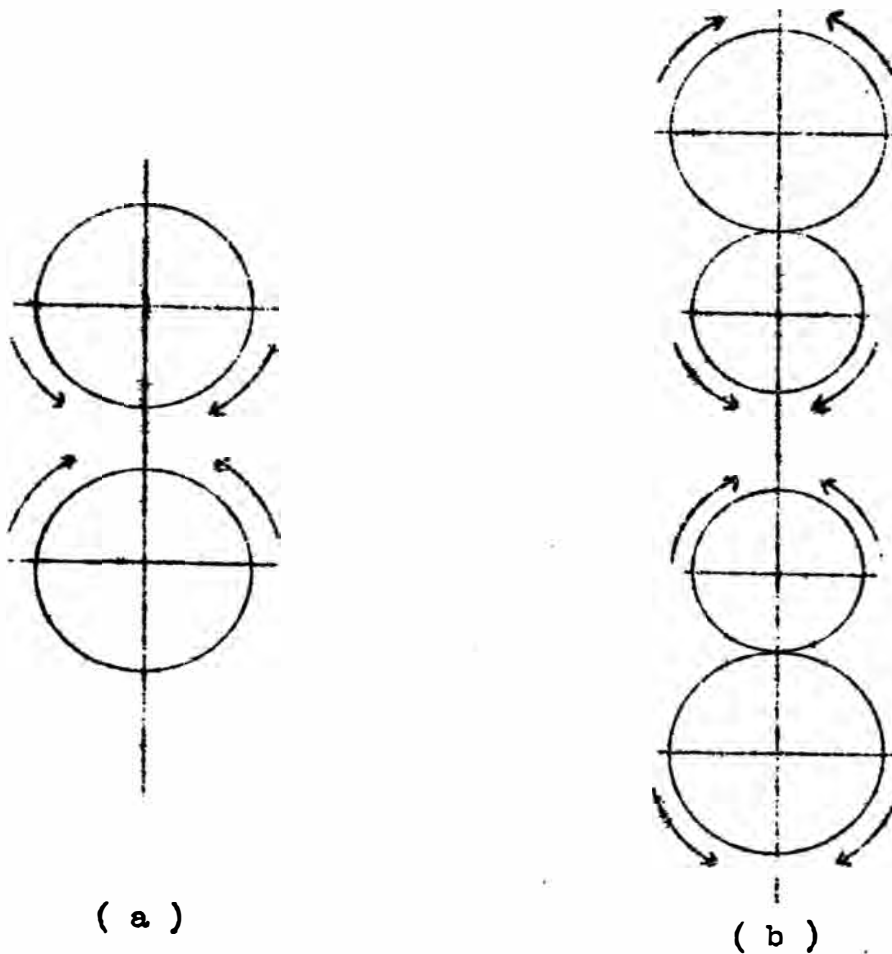


Fig. 11 : Esquemas de Cajas de Laminación : (a) Duo Reversible.
(b) Cuarto Reversible.

Ampliando conceptos, un conjunto de rodillos montados en un par de alojamientos constituye una "caja". Si se usan dos o más cajas, las mismas constituyen un Tren Laminador y pueden disponerse de distintas maneras.

El Laminador Cuarto representa un tipo especial de unidades para la laminación en caliente y en frío, empleándose los rodillos superior é inferior en reforzar o absorber la carga de los rodillos pequeños de trabajo. Los rodillos de soporte permiten operar a los rodillos de trabajo sin flexionarse, haciéndolos más eficientes para la pro -

ducción de planchas y bandas anchas laminadas en frío o en caliente, con dimensiones uniformes.

En los casos mencionados, el laminado puede realizarse alternativa - mente en direcciones opuestas.

b. Prácticas de Calentamiento-Laminado.

Las prácticas de calentamiento de los lingotes en hornos de foso es tán en función de diversos factores, principalmente:

- Su estado térmico inicial, puesto que los hornos pueden ser cargada dos sea con lingotes calientes o con fríos.
- Las dimensiones del lingote a calentar, puesto que hay diversos tipos de lingotes con variadas dimensiones.
- La calidad del acero. Los lingotes de más bajo carbono requieren de mayor temperatura y menor tiempo, mientras que los de alto carbo no requieren de menor temperatura y mayor tiempo de calentamiento.
- La presencia de elementos especiales de aleación en el acero, tales como el cromo y vanadio, con tendencia a fragilizar al acero a una alta velocidad de calentamiento.

En la Tabla N° 4 del Apéndice aparece la práctica de calentamiento que siguen los lingotes del acero SAE 6140 en SIDERPERU, notándose los controles que se realizan. Asimismo, el Apéndice muestra el Cuadro N° 3 que contiene un informe real de dicho calentamiento, y la figura 12 en que aparece su gráfico respectivo.

Luego de cumplida la práctica de calentamiento los lingotes pasan a ser laminados en el Duo, lo cual requiere un detenido tratamiento del material.

Con las primeras pasadas se suprime la conicidad del lingote. Seguidamente se destruye la estructura de fundición, de propiedades desfavorables, para lo cual en las primeras pasadas la reducción relativa de altura ha de ser pequeña, no debiendo exceder de un 10 al 13 %. Luego, esta reducción puede ir aumentando para volver a ser pequeña en las últimas pasadas, con lo que se obtendrá una sección bien rectangular y uniforme.

Una vez eliminada la estructura de fundición aparece una estructura de grano fino y uniforme con buenas características en el material. El aumento de la resistencia a la tracción que se produce con esto no es grande en general, pero en cambio, el límite de fluencia y, sobre todo, la tenacidad aumentan considerablemente. Finalmente la reducción puede ser tan grande como lo permita el equipo laminador, en cuyo caso hay que evitar una presión lateral demasiado intensa debido al ensanchamiento restringido.

2. Laminación Final en la Planta de Productos No Planos.

Es en esta Planta en que vamos a obtener las barras lisas requeridas para el consumo interno de SIDERPERU, en diámetros de 2", 2 1/2", 3", 3 1/2" y 4", pudiendo obtenerse barras de hasta 5" de diámetro. Esto se hace realidad desbastando los tochos provenientes de Planos (200 x 250 x 3000 mm) y/o de Colada Continua (150 x 150 x 2640 mm) en el Tren Laminador 650, previo recalentamiento en el horno de lingotes.

A manera de información señalaré que barras lisas en diámetros de 1/4" 1 1/2" pueden laminarse en el Tren Mercantil de la misma Planta. Por haber sido innecesaria internamente, no se ha laminado tal serie de productos.

a. Equipos - Calentamiento y Laminado.

Al horno de recalentamiento de lingotes ingresan los tochos ya mencionados a fin de que alcancen la temperatura promedio de 1250°C, que permita su posterior laminación eficiente en el Tren 650. Este horno cuya capacidad nominal es de 15 Tons/Hr., pero que a la fecha produce aproximadamente 21 Tons/Hr., posee dos zonas bien definidas: una de calentamiento, con 8 quemadores a petróleo, y otra de igualización, con 5 quemadores a petróleo. En la primera el material entrante sufre un incremento de temperatura hasta 1050 - 1100°C, mientras que en la segunda se uniformiza la temperatura a los 1200 - 1250°C requeridos, el tiempo total de permanencia de los tochos en el horno es de 3 a 4 horas. Su accionamiento es eléctrico y tiene por dimensiones: 18 mts. largo x 35 mts. ancho x 3.5 mts. alto.

Cumplido el ciclo de calentamiento los tochos salen del horno y son transportados mediante rodillos al Tren 650. Este consta de 2 cajas Trio, que utilizan 3 rodillos y giran como se indica en la figura 13 adjunta. El material es pasado primero a través de los dos rodillos inferiores en una dirección y vuelve luego a través de la apertura superior.

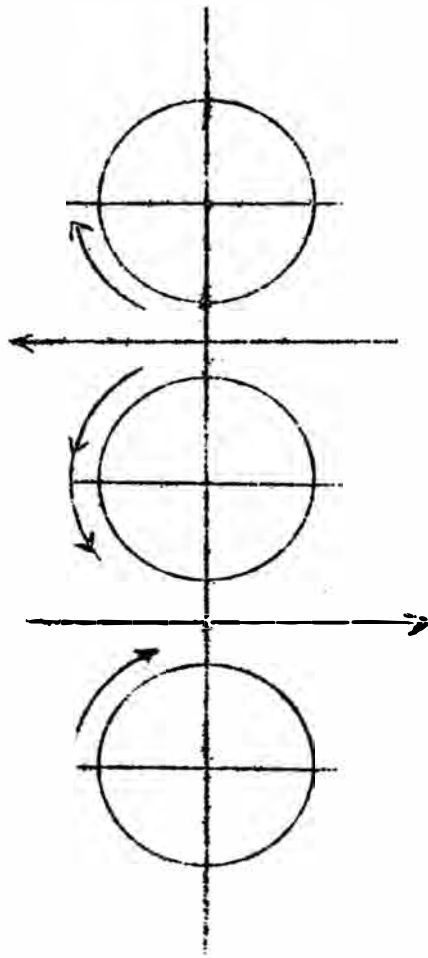


Fig. 13 Esquema de una caja de laminación trío.

Con este diseño, obviamente, se hace innecesario un gran equipo auxiliar para invertir la rotación en las laminadoras.

Las cajas laminadoras Trío que componen el Tren 650 están identificadas como N° 1 y N° 2, y colocadas en línea. En la N° 1 se dan 12 pases a los tochos, alargando y reduciendo su sección, y a continuación en la N° 2 se les dan de 4 a 6 pases, obteniendo finalmente las barras lisas. En el transcurso de los pases, la sección rectangular o cuadrada del tocho inicial ha ido variando, adoptando una sección romboidal, luego ovoide y finalmente circular. Para este efecto la tabla de los rodillos debe presentar en su longitud canales con las

diferentes secciones.

En una máquina enderezadora, que consta de rodillos hiperbólicos superiores é inferiores, se dá el acabado final a las barras, pasando luego al parque de almacenamiento.

En las figuras 14, 15 y 16 del Apéndice se muestran parte de los equipos descritos en estas etapas.

3. Inspección de Productos.

Se realiza a fin de verificar si las características propias de un producto cumplen con sus especificaciones. Tales requerimientos en nuestro caso se han centrado a la inspección de la composición química, posibles defectos internos y propiedades mecánicas, siendo menos rigurosa la inspección de la forma y aspecto del producto.

La inspección química (análisis de chequeo) se debe a la segregación del acero durante la solidificación, que origina que el contenido de C, Mn, y S varíe según la posición de donde se haya tomado la muestra durante el lingoteamiento (análisis de cuchara). Asimismo, cualquier posible resto de rechupe (defecto interno) en las barras es detectado mediante la inspección por ultrasonido, permitiendo así eliminar el material defectuoso antes de su utilización. Por otro lado, mediante la inspección de las propiedades mecánicas se determinará la resistencia del acero frente a los esfuerzos estáticos y/o dinámicos a que sea sometido, la que se podrá mejorar mediante la aplicación de los tratamientos térmicos. Para esta última inspección se emplean probetas especialmente preparadas.

Más adelante en la parte experimental se verá en detalle el análisis químico y propiedades mecánicas de las barras producidas en longitudes de

4000, 5000 y 6000 mm.

C. ESTUDIO DE LAS TRANSFORMACIONES DE LOS ACEROS.

1. Estudio Teórico de los Diagramas de Transformación.

- a. Efecto de los elementos de aleación sobre las características y propiedades de los aceros.

Cuando se adicionan al acero, los elementos de aleación pueden principalmente :

Formar una solución sólida con la ferrita.

- Combinarse con el carbono para formar carburos.
- Desoxidar el acero con la formación de óxidos (inclusio - nes).
- Permanecer sin combinarse en el acero.

El comportamiento y la tendencia a combinarse de estos elementos varía de unos casos a otros, sin embargo, cuando los aceros son de muy bajo contenido en carbono casi todos los elementos adoptan por formar solución sólida con la ferrita.

Fuerte tendencia a esto presentan el níquel, silicio, alumi - nio, cobre, cobalto, manganeso y fósforo, los que casi nunca se combinan con el carbono para formar carburos. En cambio, el cromo, wolframio, molibdeno, vanadio y titanio, tienen preferencia a formar carburos, disolviéndose en la ferrita en acero de muy bajo contenido de carbono.

En la repartición de un elemento entre la ferrita y los car - buros influye también las proporciones relativas de los dife -

rentes elementos. Así, una pequeña cantidad de wolframio en un acero de alto contenido en carbono pasará totalmente al estado de carburo, mientras que si hay una cantidad grande de wolframio, parte pasará al estado de carburo y parte se disolverá en la ferrita. Todos estos elementos al disolverse en la ferrita aumentan su dureza y resistencia, tal como se indica en la figura N° 17 adjunta, siendo el fósforo, manganeso y níquel los que en ese sentido ejercen una influencia más destacada.

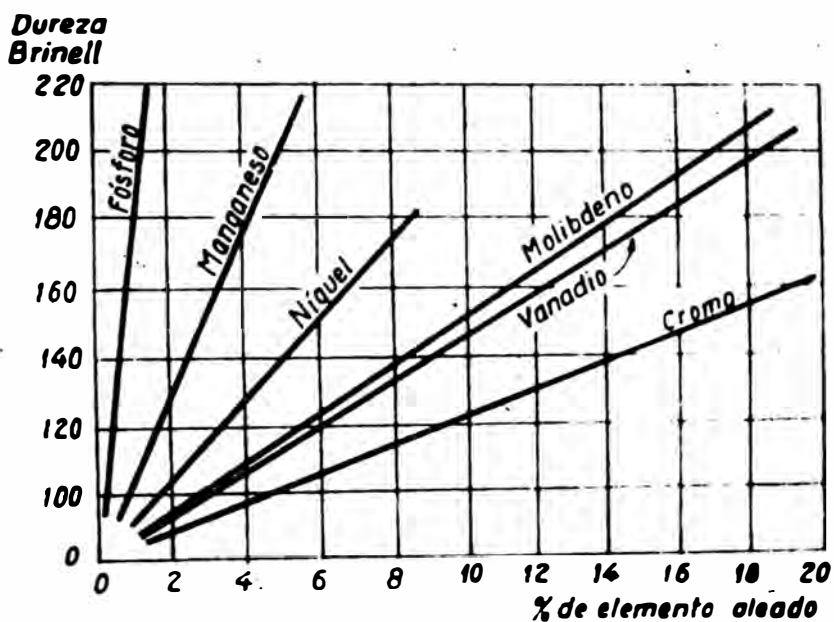


Fig. 17 : Influencia de los Elementos aleados en la dureza de la ferrita.

Los elementos formadores de carburos frecuentemente se asocian con el carburo de hierro y, a veces, se forman carburos

complejos de dos o más elementos. La naturaleza de los mismos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación, siendo diferente la aptitud que en este sentido tiene cada uno de ellos. Así, mientras el V, Ti y Mo tienen una tendencia muy fuerte a formar carburos, el W y el Cr la tienen bastante moderada mientras que en el Mn se aprecia una tendencia muy débil. La solubilidad de dichos carburos es bastante parecida a la del carburo de hierro, ya que tienden a disolverse en el calentamiento y precipitarse en el enfriamiento. Difieren sin embargo, en el grado de solubilidad y en los tiempos y temperaturas necesarios para que se realice su disolución en la austenita.

Respecto a la formación de inclusiones, el Si, Mn y Al, que son elementos añadidos en el proceso de fabricación para desoxidar los aceros, son los principales causantes apareciendo en forma de óxidos o de silicatos complejos; el manganeso suele presentarse además en forma de sulfuro de manganeso. El silicio suele presentarse en forma de silicatos, de mayor peligrosidad, rebajando las propiedades y calidad del acero. El aluminio suele aparecer en forma de alúmina.

Sin combinar en el acero se pueden encontrar al Cu y al Pb, caso que se suele dar con poca frecuencia.

A continuación se señala por separado la influencia de los principales elementos de aleación sobre las propiedades de los aceros.

a.1. Cromo.-

Es generalmente adicionado al acero para incrementar la resistencia a la corrosión y oxidación, incrementa la templeabilidad, impide las deformaciones en el temple, y mejora la resistencia a la abrasión en composiciones de alto carbono. El cromo es un fuerte formador de carburos; carburos complejos de Fe-Cr entran en solución en la austenita lentamente, por lo que es necesario un tiempo suficiente de calentamiento antes del temple.

El cromo es un elemento esencialmente endurecedor, siendo usado frecuentemente con el níquel para producir propiedades mecánicas superiores.

a.2. Níquel.-

El empleo de aceros con níquel es sobre todo interesante para la construcción de piezas y elementos para máquinas y motores de alta calidad. Desde que no forma compuestos de carburo en el acero, permanece en solución en la ferrita dando alta resistencia a esta fase.

Una de las ventajas más importantes que reporta el empleo del níquel, es evitar el crecimiento del grano en los tratamientos térmicos, lo que sirve para conseguir siempre con ellos gran tenacidad. A pesar de ser sometidos accidentalmente a temperaturas demasiado elevadas, los aceros al níquel quedan después del temple y revenido con muy buena tenacidad.

Este elemento, además hace descender los puntos críticos y por ello los tratamientos pueden hacerse a temperaturas ligeramente más bajas que las que corresponden a los aceros ordinarios. Experimentalmente se observa que con los aceros aleados con níquel se obtiene para una misma dureza, un límite elástico ligeramente superior, mayores alargamientos y resiliencias, y una resistencia a la fatiga 30 % superior que con los aceros al carbono o de baja aleación. Estas propiedades se destacan sobre todo en los aceros Cr-Ni y Cr-Ni-Mo.

a.3. Vanadio.-

Es un desoxidante poderoso, aunque pocas veces es usado con este propósito. Tiene fuerte tendencia a formar carburos, mayor que la de todos los demás elementos, excepto el columbio y titanio. Impide el crecimiento de grano a temperaturas elevadas y promueve el grano fino en los aceros, para luego darles resistencia y tenacidad.

Este elemento disminuye la templabilidad en los aceros, a menos que esté disuelto, estado en el cual incrementará notablemente dicha propiedad.

Al añadirse al acero, el vanadio forma finísimas partículas de carburo de vanadio, V_4C_3 , que actúan de núcleos de cristalización durante la solidificación produciendo estructuras de grano fino. Estas partículas impiden el crecimiento de grano cuando el acero es calentado por encima de la zona

de tratamiento, evitando el sobrecalentamiento del acero aunque los tratamientos se realicen a temperaturas un poco demasiado elevadas. Una pequeña parte del vanadio que se añade al acero, se disuelve en la ferrita a la que endurece sin disminuir su tenacidad. Suele ir aleado con el cromo en los aceros.

a.4. Molibdeno.-

Es un elemento de uso relativamente reciente. Mejora notablemente la resistencia a la tracción, la templabilidad y la resistencia al "creep" de los aceros; se disuelve en la ferrita, pero tiene fuerte tendencia a formar carburos.

Este elemento, gran estabilizador de los carburos complejos, al igual que el vanadio, tiende a retardar el ablandamiento de los aceros durante el revenido. Para ablandarlos es necesario emplear temperaturas de revenido más elevadas que las usadas normalmente para los aceros sin adición de dichos elementos.

El molibdeno aumenta también la resistencia de los aceros en caliente y reemplaza al wolframio en la fabricación de aceros rápidos.

b. Transformación de la Austenita durante el Enfriamiento Continuo.-

Para el desarrollo del presente tema utilizaremos la figura N° 18 adjunta, que muestra el diagrama de transformación en el enfriamiento continuo de un acero eutectoide, con cierto número de curvas de

enfriamiento. Se escoge esta composición particular debido a su sencillez. Las curvas dadas no son cuantitativas, sino más bien representaciones cualitativas de cómo diversas velocidades de enfriamiento pueden producir microestructuras diferentes.

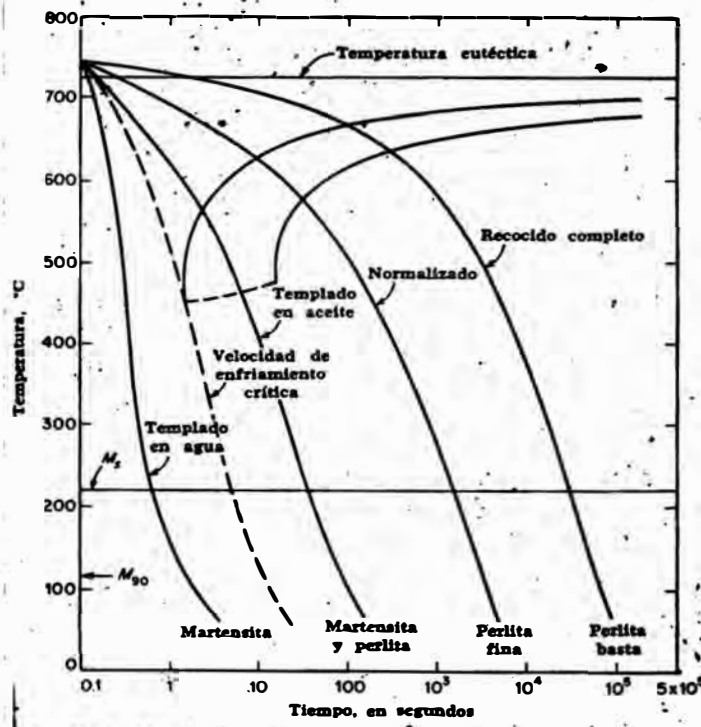


Fig. 18 : Variación de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento para un acero eutectoide.

La descomposición de la austenita a una temperatura cercana a A_1 (eutectoide), transcurre solamente en las condiciones de equilibrio, es decir, a una velocidad de enfriamiento muy pequeña. Así, la curva marcada "recocido completo" representa un enfriamiento muy lento y se obtiene usualmente enfriando piezas (austenizadas apropiadamen-

te) en un horno al que se ha cortado la energía; aquí la transformación de la austenita se efectúa a temperaturas cercanas a la temperatura eutectoide (A_1) y la estructura final es, en consecuencia, una perlita basta y cerca a la pronosticada por una transformación en equilibrio.

A velocidades reales de enfriamiento la austenita se sobreenfría por debajo de A_1 y su descomposición transcurre en un determinado intervalo de temperaturas. Con el aumento de la velocidad de enfriamiento crece el grado de sobreenfriamiento de la austenita con respecto al punto de equilibrio A_1 .

Este diagrama muestra que a bajas velocidades de enfriamiento transcurre sólo la descomposición difusiva de la austenita con la formación de mezcla ferrita-cementita con diferente grado de dispersión (perlita, sorbita, troostita). Así, la curva marcada "normalizado", representa un tratamiento térmico en el cual las partes son enfriadas a una velocidad intermedia retirándolas del horno de austenizado y dejándolas enfriar al aire. En este caso el enfriamiento se efectúa en cuestión de minutos y la parte se transforma en la zona de temperaturas entre 550°C y 600°C . La estructura obtenida es nuevamente perlítica, pero más fina que la anterior.

La siguiente curva de enfriamiento representa una velocidad de enfriamiento todavía más rápida, tal como podría obtenerse cuando se temple una pieza calentada al rojo directamente en un baño de aceite. El enfriamiento a esta velocidad produce una microestructura que es una mezcla de perlita y martensita.

A altas velocidades de enfriamiento del acero al carbono, las descomposiciones anteriores se hacen imposibles, como consecuencia de lo cual toda la austenita se sobreenfría hasta el punto M_s y se transforma en martensita. Así, la curva más alejada a la izquierda y marcada "templado en agua" representa una velocidad de enfriamiento tan rápida que no se puede formar perlita y la estructura es totalmente martensita. En el acero aleado se presenta también la zona de transformación intermedia, donde la austenita se descompone formando bainita.

La transformación de la austenita en martensita transcurre no hasta el final, por lo que en el acero templado junto con la martensita siempre está presente cierta cantidad de austenita remanente.

La curva de trazos cortos en la figura 18 indica la curva de la velocidad de enfriamiento crítico. Cualquier velocidad de enfriamiento más rápida que ésta produce una estructura martensítica, en tanto que cualquier velocidad más lenta produce una estructura que contiene algo de perlita.

c. Comparación entre los diagramas isotérmicos y los de enfriamiento continuo.

Las relaciones temperatura-tiempo delineadas sobre un diagrama de transformación isotérmica se aplican sólo a las transformaciones efectuadas a temperaturas constantes, no frecuentes en los tratamientos térmicos comerciales. En casi todos los casos, se calienta el metal hasta la zona austenítica y entonces se le enfría continuamente hasta la temperatura ambiente, variando la velocidad de enfriamiento con

el tipo de tratamiento y con el tamaño y forma de la pieza.

A fin de comparar los diagramas isotérmicos y los de enfriamiento con tínuo, y comprenderlos posiblemente con mayor facilidad se adjunta la figura N° 19, que muestra estas dos formas para un acero de composición eutectoide, con dos curvas de enfriamiento correspondientes a diferentes velocidades de enfriamiento continuo.

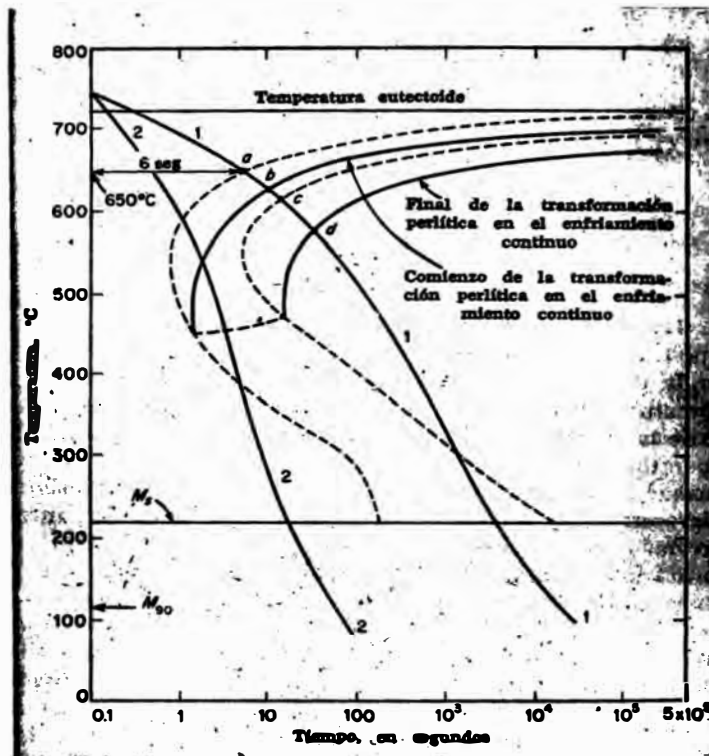


Fig. 19 : Relación del diagrama de enfriamiento continuo al diagrama isotérmico para un acero eutectoide.

En cada caso, las curvas de enfriamiento comienzan por encima de la temperatura eutectoide y bajan de temperatura con el tiempo en aumento. La forma invertida de estas curvas se debe al hecho de gra-

ficar las coordenadas de tiempo (abscisas) de acuerdo con una escala logarítmica; en una escala de tiempo lineal las curvas serían cóncavas hacia la derecha, significando una disminución en la velocidad de enfriamiento con un aumento de tiempo.

Consideremos ahora la curva marcada con 1. Al final de 6 segs., aproximadamente, esta curva cruza la línea que representa el comienzo de la transformación perlítica; la intersección está marcada en el diagrama como punto "a", que representa el tiempo requerido para nuclear perlita isotérmicamente a 650°C (la temperatura del punto a). Luego, una probeta llevada a lo largo de la línea 1 solamente alcanza la isotérmica de 650°C al cabo de 6 segs. y puede considerarse que ha estado a temperaturas sobre los 650°C durante todo el intervalo de 6 segs. Debido a que el tiempo requerido para comenzar la transformación perlítica es mayor a temperaturas por encima de 650°C que a los mismos 650°C , la muestra enfriada continuamente no está lista para formar perlita al final de 6 segs., por lo que puede suponerse en forma aproximada que el enfriamiento a lo largo de la trayectoria 1 a 650°C solamente tiene un efecto ligeramente mayor sobre la reacción perlítica que el del temple instantáneo a esta temperatura. En otras palabras, se necesita más tiempo antes que pueda comenzar la transformación. Como en el enfriamiento continuo un aumento en el tiempo está asociado con una caída en la temperatura, el punto al que comienza realmente la transformación queda a la derecha y por debajo del punto "a". Esta posición se designa con la letra "b", y de idéntica manera se puede demostrar que el final de la transformación perlítica, punto "d", es abatido hacia abajo y a la derecha del punto "c", el punto donde la curva de enfriamiento continuo cruza la línea que representa el final

de la transformación isotérmica.

El razonamiento anterior explica cualitativamente porqué las líneas de transformación en el enfriamiento continuo representando el comienzo y el final de la transformación perlítica son desplazadas con respecto a las líneas de transformación isotérmicas correspondientes.

Es necesario también explicar el porqué no aparece en este metal la reacción bainítica en el enfriamiento continuo. Esto no es difícil de comprender y está relacionado con el hecho de que las líneas de la reacción perlítica se extienden sobre y más allá de las líneas de transformación bainítica. Así, a velocidades de enfriamiento lentas o moderadas (curva 1), la austenita en las probetas es convertida completamente a perlita antes que la curva de enfriamiento alcance la zona de la transformación bainítica. Como la austenita ya ha sido completamente transformada no se puede formar bainita.

Alternativamente, como se muestra por la curva 2, la probeta estaría en la región de la transformación bainítica por un período de tiempo demasiado corto para dejar que se forme cualquier cantidad apreciable de bainita. En el dibujo de los diagramas de transformación en el enfriamiento para esta aleación particular, se supone generalmente que la transformación a lo largo de una trayectoria como la de la curva 2, se detiene en la región donde se traslapan las transformaciones bainítica y perlítica en el diagrama isotérmico; como resultado, las microestructuras correspondientes a la trayectoria 2 consistirán en una mezcla de perlita y martensita, con quizá una pequeña cantidad de bainita que ignoraremos. La martensita, por supuesto, se forma

desde la austenita que no se transformó en perlita a temperaturas más elevadas.

Resumiendo vemos que durante el enfriamiento continuo las reacciones de descomposición de la austenita se producen con algún retardo sobre las isotérmicas. El conjunto de todos los puntos de comienzo y fin de transformación en el enfriamiento continuo, forma unas curvas que son muy parecidas a las isotérmicas. Estas curvas llamadas curvas de la "S" de enfriamiento continuo, están desplazadas algo hacia la derecha y hacia abajo, es decir, las transformaciones se presentan a temperaturas más bajas y más tarde de lo que teóricamente les correspondería. Las diferencias entre ambas familias de curvas son pequeñas, y el diagrama isotérmico puede dar, en primera aproximación, idea de la naturaleza de las transformaciones que ocurrirán en el enfriamiento continuo y de la microestructura final.

Las dificultades experimentales son considerablemente mayores para la determinación de los diagramas de enfriamiento continuo que para los isotérmicos y solamente se conoce un número limitado de ellos.

2. Temple.

El temple es un tratamiento térmico realizado con el fin de endurecer el acero. Consiste en calentar hasta una temperatura de $30 - 70^{\circ}\text{C}$ sobre A_3 (para los aceros hipoeutectoides) o A_1 (para los aceros hipereutectoides) con un mantenimiento a ésta para finalizar las transformaciones de fase, y un enfriamiento ulterior con una velocidad más alta que la crítica.

Los aceros hipoeutectoides, con una estructura original de perli-

ta + ferrita, obtienen durante el calentamiento una estructura austenítica que se transforma en martensita durante el posterior enfriamiento con una velocidad superior a la crítica. Después del temple de este tipo de acero, calentado sobre A_1 pero por debajo de A_3 , junto con la martensita se conservan zonas de ferrita no transformadas en austenita durante el calentamiento; la presencia de la ferrita disminuye la dureza del acero después del temple y sus propiedades mecánicas después del revenido, por lo que dicho temple no se emplea.

Si se calienta el acero a una temperatura bastante superior a A_3 produce un crecimiento grosero del grano de austenita, que conduce a la formación, durante el enfriamiento, de martensita acicular grosera, que va a aumentar la deformación de las piezas a templar, aumenta la formación de grietas y la descarburación.

En la figura N° 20 adjunta, se muestra zona del diagrama Fe-Fe₃C indicando la temperatura de calentamiento para el temple del acero.

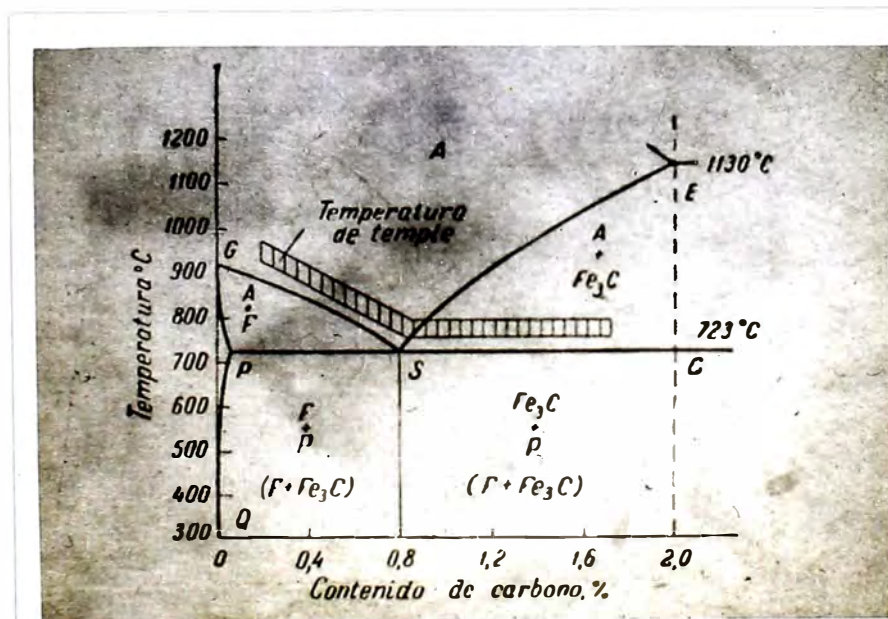


Fig. 20: Zona del diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C, indicando la temperatura de calentamiento para el temple del acero.

El calentamiento de los aceros hipereutectoides conduce a la formación de austenita pero siempre se conserva cierta cantidad de cementita; por eso, luego del temple en la estructura martensítica fundamental están presentes partículas de cementita no disueltas durante el calentamiento. Esta estructura garantiza mayor dureza y resistencia al desgaste en comparación con la obtenida durante el temple con un calentamiento por sobre A_3 , zona de la austenita homogénea. La cementita posee una dureza más alta que la martensita.

a. Influencia de diversos factores en el temple de los aceros.

Los factores que intervienen en el temple del acero, pueden clasificarse en dos grupos. En el primero se encuentran los que son inherentes a la calidad del material y determinan su velocidad crítica de temple: composición y tamaño de grano, entre los más importantes. Al segundo grupo pertenecen los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo los importantes: la forma y dimensiones de las piezas, su estado superficial, la conductibilidad térmica del acero y el medio empleado para el enfriamiento.

a.1. Influencia de la composición.

Conociendo la curva de la "S" de enfriamiento continuo de un acero, se puede determinar su velocidad crítica de temple, ya que es precisamente la correspondiente a la línea de enfriamiento tangente a la nariz de la curva de la "S". Cuando dicha curva presenta más de un bucle o nariz, la velocidad crítica de temple queda determinada

por la curva tangente, de enfriamiento más rápido. (Fig. 21, e y f). Para conseguir un temple perfecto y una estructura totalmente martensítica, la velocidad de enfriamiento del acero deberá ser superior a la de la tangente citada anteriormente. En las curvas de la "S" de la Fig. 21, se reflejan claramente la influencia que tiene la composición y el porcentaje de elementos de aleación sobre la velocidad crítica de temple. Se observa que las curvas de la "S" se desplazan hacia la derecha al aumentar el porcentaje de Mn y Cr y, por tanto, las velocidades críticas de temple disminuyen al aumentar el contenido de elementos de aleación.

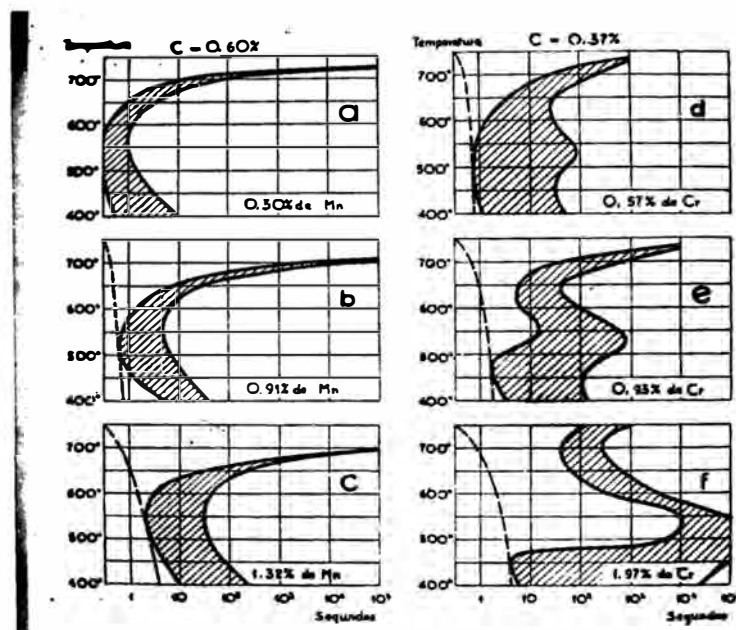


Fig. 21: Curvas de la "S" de tres aceros de 0.60 % C y contenidos variables de Mn, y de tres aceros de 0.37 % C y contenidos variables de Cr.

Aunque el estudio de las velocidades críticas de temple debe hacerse con ayuda de las curvas de la "S" de enfriamiento continuo, también las curvas de transformación isotérmica permiten prever con bastante aproximación lo que ocurre en cada caso.

a.2. Influencia del tamaño de grano.

El tamaño de grano modifica la situación y forma de la curva de la "S", modificándose por tanto la velocidad crítica de temple. En aceros de la misma composición, las velocidades críticas de temple de los aceros de grano grueso son menores que las velocidades críticas de temple de los aceros de grano fino.

En la figura N° 22 se puede observar la influencia que tiene el tamaño de grano en un acero de 0.63 % C. En este caso, la diferencia del tamaño de grano es debido a que las muestras fueron calentadas a temperaturas variables desde 842° a 1093°C.

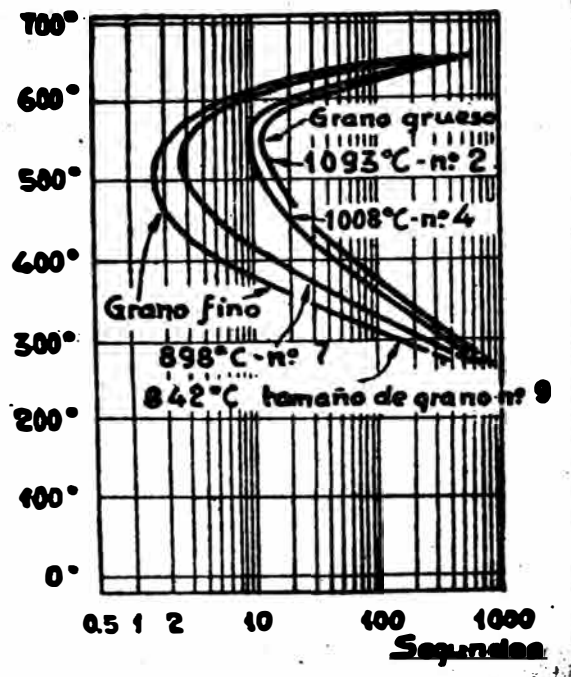


Fig. 22: Curvas de la "S" correspondientes a la transformación del 50 % de austenita de un acero de 0.63 % C, austenizado a diferentes temperaturas.

Las probetas calentadas a baja temperatura (842 y 898°C) quedaron con grano fino (N° 9 y N° 7), y las calentadas a alta temperatura,

con grano grueso. (N° 2 y N° 4). Las curvas de la "S" correspondientes a cada muestra son distintas y, como consecuencia, también lo serán las velocidades críticas de temple de cada una de ellas.

a.3. Influencia del Tamaño de las Piezas.

El volumen y espesor de las piezas tiene gran importancia en el temple de los aceros. Si estudiamos el enfriamiento en agua de un redondo que ha sido calentado a alta temperatura, fácilmente se comprende que la capa exterior de acero, que está en contacto con el líquido, es la que se enfría primero y más rápidamente. La capa siguiente no se enfría con tanta rapidez, porque el calor no se transmite directamente al líquido sino que debe atravesar antes la capa superficial del acero, la que tiene una conductibilidad bastante limitada. Una tercera capa del acero, situada más hacia el centro, se enfría todavía más lentamente.

La influencia de la masa en la velocidad de enfriamiento se puede ver en las Tablas N° 5 y 6 del Apéndice, en las que se señalan las velocidades de enfriamiento a 704°C que se consiguen aproximadamente en diversos puntos de los redondos de acero de varios diámetros, templados en agua o en aceite ligeramente agitados.

a.4. Influencia del medio de enfriamiento.

Para obtener en el temple de los aceros los mejores resultados, conviene utilizar el medio de enfriamiento menos enérgico que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica, para conseguir de este modo una estructura totalmente martensítica, la máxima dureza compatible con su composición y

evitar en lo posible las grietas y deformaciones.

Con el enfriamiento en agua salada muy agitada se consiguen las mayores velocidades, y enfriando las piezas dentro del horno se obtienen los menores. Con enfriamiento en aceite, al aire, en sales, etc., se consiguen velocidades intermedias, pudiendo elegirse entre todos ellos el medio que mejor cumpla las condiciones de enfriamiento deseadas en cada caso.

Las velocidades críticas de temple varían bastante de unos aceros a otros. Así, los aceros al carbono exigen las mayores velocidades, que son aproximadamente, para 0.50 % C, 350°C por segundo; para 0.80 % C, 200°C por segundo. En cambio, los aceros especiales tienen velocidades de temple más pequeñas. Así por ejemplo, la de un acero para brocas de bajo contenido en wolframio es, aproximadamente, de 35°C por segundo.

En el Cuadro N° 4 adjunto se dan las velocidades de enfriamiento que se consiguen a 570°C en el centro de los redondos de 25, 50 y 75 mm. enfriados en diversos medios.

CUADRO N° 4

ENFRIAMIENTO.	D I A M E T R O S		
	25 mm.	50 mm.	75 mm.
Agua agitada.....	56	15	7
Aceite agitado.....	27	10	5
Corriente de aire...	1.8	0.9	0.6
Aire tranquilo.....	0.85	0.4	0.3
Velocidades en grados por segundo.			

Las velocidades de enfriamiento consideradas normales corresponden casi siempre a piezas de 25 a 50 mm. de diámetro, que son a las que se suelen referir los catálogos.

Cabe resaltar que en los tratamientos térmicos la velocidad de enfriamiento varía bastante de unos momentos a otros y, por tanto, siempre que se cite una velocidad debe señalarse a qué momento corresponde. En la figura N° 23, por ejemplo, se vé que el centro del redondo de 20 mm., templado en agua muy agitada, tendrá a 850°C una velocidad de enfriamiento de 80°C por segundo; a 800°C, 140°C por segundo; a 700°C, 152°C por segundo, y a 400°, 82°C por segundo.

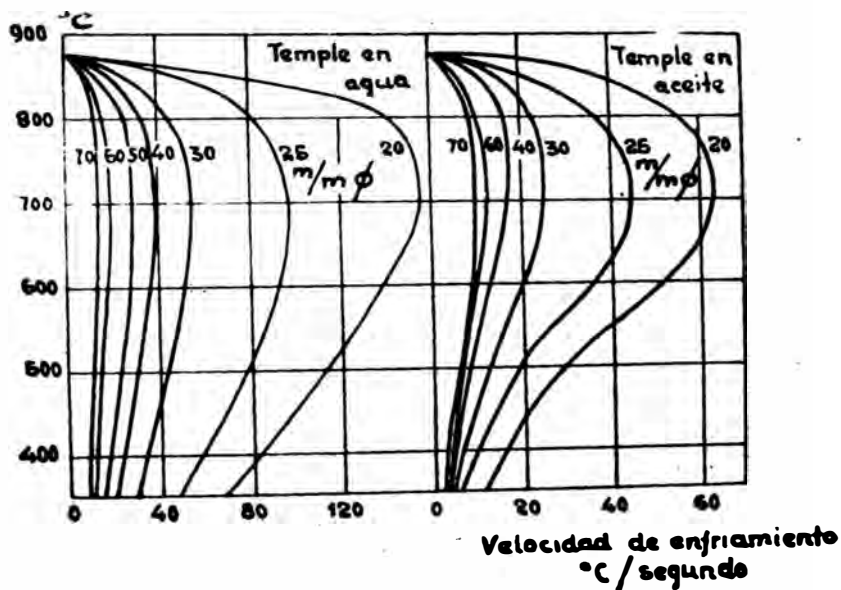


Fig. 23: Velocidades instantáneas de enfriamiento a diversas temperaturas del centro de redondos de acero templados en agua y aceite muy agitados.

Cuando no se indica a qué momento corresponde una determinada velocidad, suele sobrentenderse que es la media en el intervalo 725 - 500°C.

Finalmente, para conocer la influencia que sobre el temple ejercen los diferentes medios de enfriamiento, es muy interesante estudiar las diversas etapas que se presentan en estos procesos. Pilling y Lynch al determinar las curvas de enfriamiento del acero empleando diversos medios refrigerantes, revelan la existencia de tres mecanismos muy diferentes de disipación del calor, comprobados por Spherth y Lange. De la curva de enfriamiento que corresponde a un redondo de acero de poco diámetro, templado en agua a 76°C , y que se muestra en la figura 24, se puede observar que la velocidad de enfriamiento, que al principio es lenta, va aumentando, alcanza un máximo y luego disminuye, llegando por fin a igualarse la temperatura del acero y la del líquido, advirtiéndose tres etapas muy señaladas, cuyas características se explican a continuación.

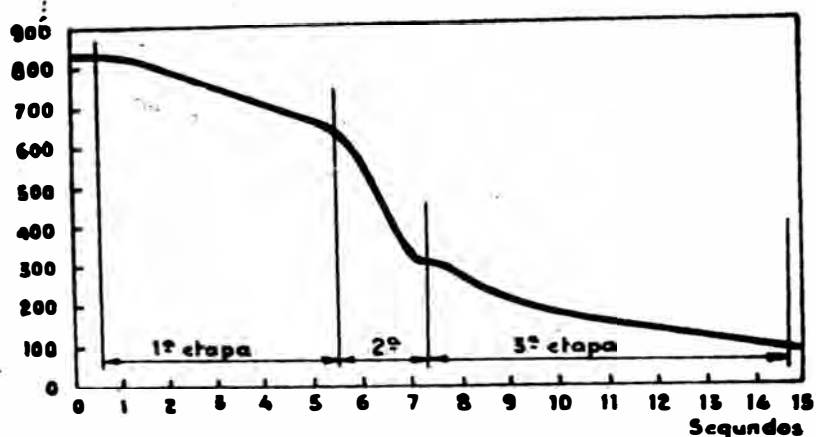


Fig. 24: Curva de enfriamiento del centro de un redondo de poco diámetro templado en agua caliente a 76°C , determinada por Pilling y Lynch.

PRIMERA ETAPA :- Cuando el acero es introducido en el líquido, como su temperatura es muy alta, se forma una capa de vapor que rodea el metal y el enfriamiento se hace por conducción y radiación a través de la capa gaseosa. El enfriamiento en el comienzo de esta etapa es relativamente lento, influyendo principalmente la temperatura de ebullición del líquido y la conductibilidad del vapor.

SEGUNDA ETAPA :- Al descender la temperatura de la superficie del metal la película de vapor va desapareciendo. Sin embargo, el líquido hierve todavía alrededor de las piezas y se forman muchas burbujas que rodean el acero. Estas son transportadas principalmente por corrientes de convección; el vapor se va separando de la superficie de la pieza y va siendo reemplazado por líquido. Esta es la etapa de más rápido enfriamiento.

TERCERA ETAPA :- Se presenta generalmente por debajo de 300°C. El enfriamiento lo hace el líquido por conducción y convección, cuando la diferencia de temperatura, entre la superficie y el medio refrigerante es ya pequeña. Es más lenta que las anteriores, dependiendo su importancia de la conductibilidad térmica del líquido y de su agitación.

Para conseguir que los aceros templen, la primera etapa debe ser lo más corta posible, evitando con esto que en la zona de los 650° á 500°C (correspondiente a la nariz de la "S") se formen estructuras blandas. Asimismo, se comprende la necesidad de que el agua no se caliente ni pase de los 30°C, porque sino se prolonga demasiado el enfriamiento por vapor y aparecen puntos blandos; es conveniente utilizar agua con cloruro de sodio (sal común) a fin de evitar la aparición de puntos blandos en la superficie de los aceros de herramientas o aceros de cementación templados.

Empleando aceite, la primera fase de vapor es menos decisiva que en el agua, ya que el aceite se suele utilizar siempre para aceros que tienen velocidades críticas de temple relativamente bajas. La segunda etapa tiene en aceite bastante importancia. Es interesante destacar que el enfriamiento es más rápido en aceite caliente que en aceite frío, debido a que al elevarse la temperatura el aceite se vuelve más fluido y la transmisión del calor se efectúa mucho mejor.

b. Templabilidad.

Una vez conocidas las condiciones en que se realizan las transformaciones de la austenita durante el enfriamiento continuo, interesa al usuario conocer cómo, cuándo y de qué manera puede emplearse un acero para un uso determinado.

Cuando una pieza de acero es endurecida por el temple, se encuentra, generalmente, que no sólo se endurece en su superficie exterior sino también a una profundidad mayor o menor en el interior de la pieza. Esta mayor o menor profundidad de endurecimiento nos indica una mayor o menor "capacidad de endurecimiento" del acero, que se denomina su "templabilidad". Así, pues, la templabilidad se define como la aptitud de los aceros para dejarse penetrar por el temple. El problema de la templabilidad es de importancia fundamental para el conocimiento del acero.

En un principio se intentó resolver mediante sencillos ensayos de taller, tales como el examen de la fractura de barras templadas; mas tarde se empezaron estudios normalizados en los cuales se fijaba el tamaño y forma de la probeta y, posteriormente, y para mayor control

del enfriamiento, el modo en que se ha de enfriar y el medio a utilizar en el mismo.

De los muchos métodos propuestos para determinar la templabilidad del acero, el ensayo Jominy es uno de los más ampliamente utilizados por ser relativamente sencilla su realización. Entre la velocidad de enfriamiento y la dureza obtenida a distancias iguales del extremo templado, existe una relación fundamental y pueden compararse los datos obtenidos con distintos aceros siempre que se utilicen probetas y condiciones de ensayo tipificadas. Las templabilidades de los diferentes aceros se comparan mediante una representación gráfica adecuada, tal como se muestra en la figura N° 25 adjunta, y además, los datos del ensayo Jominy permiten predecir con cierta seguridad la dureza que se obtendrá por el tratamiento térmico en un punto cualquiera del interior de una pieza de forma determinada fabricada con un acero dado.

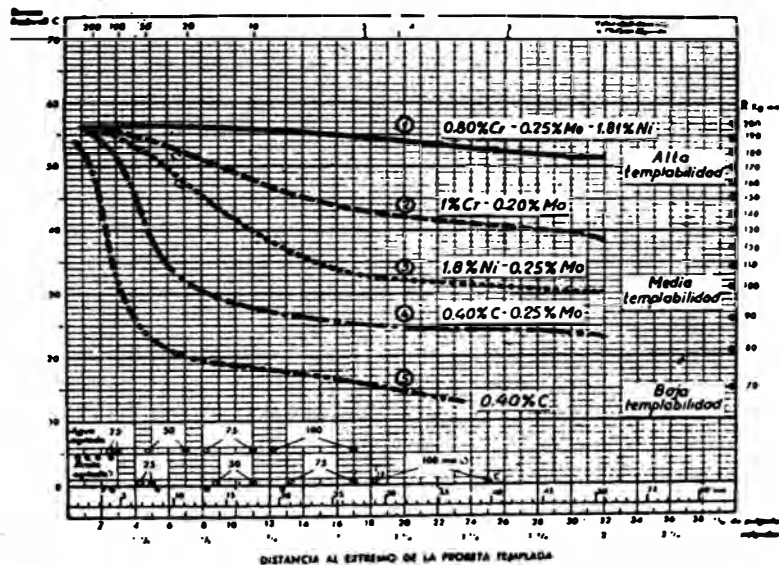


Fig. 25: Curvas Jominy de varios aceros de 0.40 % C y diferentes elementos de aleación.

Más adelante, en la parte referente a los Tratamientos Térmicos, específicamente en la aplicación de la Técnica de Liedholm, veremos con mayor detenimiento la utilidad del ensayo Jominy, así como también el cálculo de la templabilidad desde el punto de vista de la composición química y tamaño de grano. Este último método se basa en el principio de que cada elemento químico en la composición tiene un factor multiplicador de templabilidad, y funciona bien en aceros al carbono y de baja aleación.

b.1. Interpretación de las Curvas Jominy.

El estudio de las curvas Jominy facilita mucho el conocimiento de las propiedades de los aceros después del temple y permite sacar conclusiones inmediatas acerca del comportamiento de los mismos.

La máxima dureza que se consigue en el temple, es función del contenido en carbono del acero y es la que se obtiene precisamente en el extremo de la probeta Jominy enfriado por el agua. La dureza que se obtiene en el otro extremo corresponde, aproximadamente, al estado de normalizado.

Los aceros muy aleados tienen curvas Jominy que son rectas horizontales o casi horizontales, como corresponde a una elevada templabilidad, pero frecuentemente pequeñas cantidades de elementos aleados convenientemente seleccionados, ejercen una influencia más efectiva en la templabilidad que un porcentaje de un solo elemento. Como consecuencia aparecen los llamados aceros de baja aleación, pero de alta templabilidad.

Otros factores influyen negativamente sobre la templabilidad, tales

como el tamaño de grano (la templabilidad disminuye al disminuir éste) fácilmente controlable o la presencia de inclusiones, segregaciones, heterogeneidades, etc., cuya acción es más difícil de determinar.

De acuerdo con estas ideas expuestas, la curva de templabilidad J_0 miny (en figura anterior), puede suponerse, en principio, que está determinada por la composición y tamaño de grano austenítico y ha llegado a lograrse el cálculo de dichas curvas a partir de estos datos, utilizando bases puramente empíricas y postulados más o menos discutidos.

En la curva que podríamos llamar normal, se tiene, junto al extremo templado, la máxima dureza de la martensita, y al alejarse de dicho extremo y mezclarse dicho constituyente puro con otras estructuras más blandas se produce una pérdida de dureza, brusca al principio y más suave después de un punto de inflexión que corresponde, aproximadamente, al 50 % de martensita, hasta alcanzar la de normalizado del acero en cuestión en el extremo opuesto.

b.2. Grado de Endurecimiento de los Aceros Aleados.

Estos aceros se pueden considerar en cinco grupos sobre la base del contenido medio aproximado de carbono de las especificaciones SAE, que figuran en el Cuadro adjunto. Consiguientemente, los aceros SAE 1330 y 4137, por ejemplo, se incluyen en el grupo que figura con el encabezamiento "0.30 - 0.37".

CUADRO N° 5

Contenido medio de Carbono según especificación SAE (%)	Aplicaciones Comunes.
0.30 - 0.37	Piezas tratadas térmicamente que requieren resistencia moderada y gran tenacidad.
0.40 - 0.42	Piezas tratadas térmicamente que requieren alta resistencia y buena tenacidad.
0.45 - 0.50	Piezas tratadas térmicamente que requieren de alta dureza y resistencia, con moderada tenacidad.
0.50 - 0.60	Resortes y herramientas de mano.
1.02	Cojinetes de bolas.

D. TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Dentro del campo de los tratamientos térmicos se presenta, frecuentemente en la práctica, la necesidad de conocer previamente la estructura y dureza que adquirirá un acero cuando se temple en condiciones normales. El diagrama de enfriamiento continuo es el que refleja mejor los resultados que deben operarse, por lo cual se pondrá en evidencia que el método de Liedholm, llamado también "método modificado de temple por el extremo", puede darnos con rapidez y garantía los datos necesarios para construir el diagrama y predecir si el acero en estudio puede ser templado en la forma deseada.

1. Determinación Experimental del diagrama de transformaciones en enfriamiento continuo del acero SAE 6140, mediante la técnica de Liedholm.

a. Características originales del acero SAE 6140 nacional.

Dichas características están referidas a su condición de barras redondas laminadas en caliente.

a.1. Microestructura.

Tal como se aprecia en las figuras 26 y 27 del Apéndice, el acero SAE 6140 presenta una matriz perlítica lamelar fina (90 %) con ferrita (10 %) que tiende a formar bordes de grano. Las inclusiones las conforman sulfuros de manganeso finos N° 1, silicatos gruesos N° 2 y óxidos globulares finos N° 1 ASTM.

a.2. Composición Química.

Se aprecia en el Cuadro N° 6 adjunto.

CUADRO N° 6 : Composición Química Acero SAE 6140.

% C	% Mn	% S	% Si	% P	% Cr	% V
0.43	0.85	0.022	0.24	0.018	1.10	0.28

a.3. Propiedades Mecánicas.

Se aprecian en el Cuadro siguiente y corresponden a las barras redondas laminadas en caliente (2-2 1/2" ϕ).

Cuadro N° 7: Props. Mecánicas Acero SAE 6140.

E (Kg/mm ²)	R (Kg/mm ²)	A (%)	D U R E Z A		CH. ₂ (Kg/cm ²)
			HRC	HB	
86.0	92.0	15.0	27.0	265	.51

E	=	Límite Elástico.	HRC	=	Dureza Rockwell C.
R	=	Resistencia a la Rotura.	HB	=	Dureza Brinell.
A	=	Alargamiento.	CH	=	Impacto Charpy.

Se realizaron ensayos de impacto Charpy a - 20 - 10, 0, + 10°C y temperatura ambiente (28°C) no habiendo mayor diferencia entre los resultados obtenidos.

Las probetas de tracción utilizadas se han confeccionado según la Norma JIS Z 2201, recomendable principalmente en el ensayo de aceros fundidos, aceros laminados en barras, fundiciones maleables y nodulares, y barras y piezas fundidas de metales no ferrosos y sus aleaciones. En la confección de las probetas de impacto se ha seguido la Norma JIS Z 2202.

En la figura 28 adjunta, se muestra una de las probetas de tracción y otra de impacto, utilizadas en los ensayos respectivos.



Fig. 28 : (a) Probeta de Tracción, (b) Probeta de Impacto Charpy.

En las figuras 29 y 30 del Apéndice se hallan el diseño y dimensiones de las probetas en mención.

b. Equipo Experimental.

Para las pruebas de tratamientos térmicos y la determinación de sus resultados, han sido fundamentales los equipos de los Laboratorios Metalográfico y de Ensayos Mecánicos de SIDERPERU. Estos se describen seguidamente.

b.1. Equipo Jominy - Horno de Tratamientos Térmicos.

El ensayo Jominy, que es muy empleado para aceros de menos de 0.60 % de carbono, consiste en templar una probeta cilíndrica de 25 mm. de diámetro y 100 mm. de longitud aproximadamente, por medio de un chorro de agua que enfría solamente la base inferior. El equipo Jominy empleado, cuyo diseño es sencillo, ha sido construido en nuestros Talleres y se aprecia en pleno funcionamiento en la figura 31 adjunta.

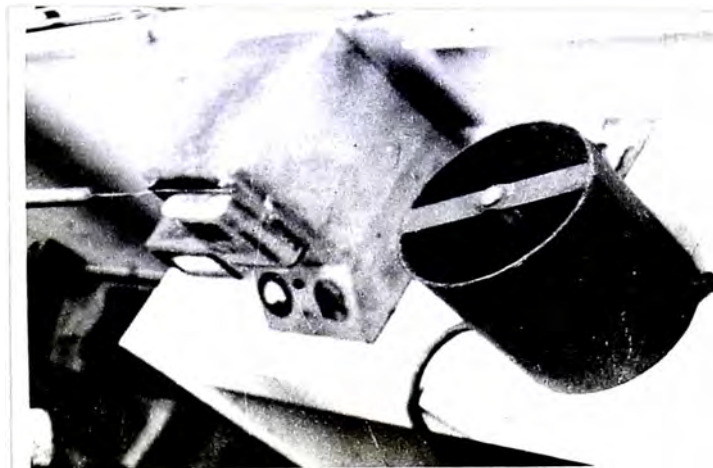


Fig. 31 : Temple de la Probeta Jominy.

Con el fin de regularizar las condiciones del ensayo previamente se normaliza el material a una temperatura de 70 á 80°C más

elevada que el punto A_{c3} . El calentamiento para el temple se realiza a una temperatura semejante o ligeramente menor, debiendo colocarse la probeta en el horno dentro de un molde de grafito para evitar descarburaciones ó oxidaciones superficiales. En la figura 32 adjunta se muestra el horno eléctrico en que se austenizaron las probetas Jominy.

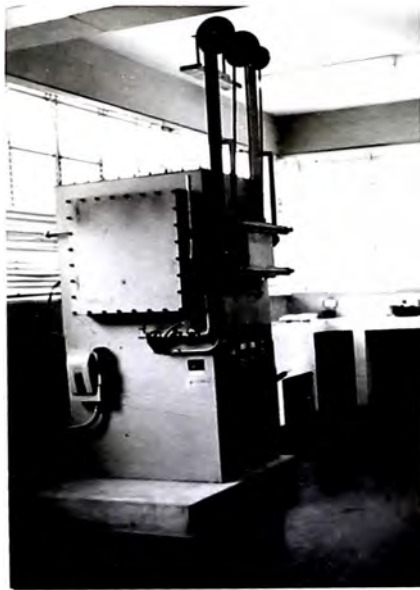


Fig. 32 : Horno Eléctrico para Tratamientos Térmicos.

Las probetas permanecen a la temperatura de austenizado 30 minutos aproximadamente, para luego ser colocadas muy rápidamente en el dispositivo Jominy de enfriamiento, evitando así que descienda demasiado la temperatura del acero antes de iniciarse el temple por la base; esta operación debe efectuarse en menos de 5 segundos. Normalmente el enfriamiento con el chorro de agua se hace durante 10 minutos, y luego se puede enfriar ya la probeta totalmente en agua o al aire sin peligro de que se modifiquen los resultados. De este modo se obtienen en la probeta velocidades de enfriamiento variables desde

333°C/seg. á 2.2°C/seg.

Finalizado el enfriamiento se planean 2 generatrices de la probeta situadas a 180°, rebajando 0.5 mm. de profundidad aproximadamente; se debe evitar en esta operación que la probeta se caliente por encima de 100°C. Luego se mide la dureza en la línea central de la superficie plana en puntos situados a intervalos de 1/16. de pulgada, apoyando la probeta en un bloque Equitron, para finalmente dibujar con los valores obtenidos la curva Jominy correspondiente. En la figura N° 33 se muestra una probeta Jominy antes de ser austenizada, y otra ya tratada con una de las generatrices y las huellas de las durezas ensayadas.



Fig. 33 : Probetas Jominy. Antes del Ensayo (a) y luego del mismo (b).

b.2. Durómetro Rockwell.

El ensayo Rockwell de dureza se basa en la resistencia que oponen los materiales a ser penetrados por un cuerpo más duro, determinándose la dureza en función de la profundidad de penetración. El durómetro permite medir la dureza de las probetas de

tracción y de las probetas Jominy . Aproximadamente se efectúan 64 ensayos de dureza (Rockwell C) por cada probeta Jominy tratada.

En la figura N° 34 se muestra un típico durómetro Rockwell, con el bloque Equitron en el que se asienta la probeta Jominy para realizar a intervalos de $1/16''$ y en una longitud de $32/16''$ $40/16''$, la toma respectiva de durezas.



Fig. 34 : Durómetro Rockwell.

b.3. Equipo Metalográfico.

Mediante la metalografía se determina la estructura resultante en el acero SAE 6140, tanto en el estado de laminado como tratado térmicamente. En la figura adjunta se muestra el microscopio utilizado, Neophot 2, de diseño invertido o de Le Chatellier, cuya magnificación máxima alcanza los 2,000 aumentos.

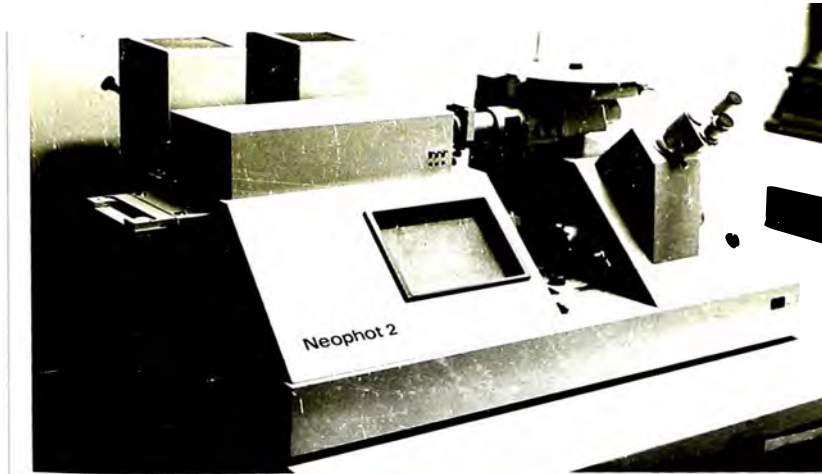


Fig. 35 : Microscopio Metalográfico de Diseño Invertido.

c. Aplicación de la Técnica de Liedholm.

En la aplicación de esta técnica se han empleado 14 probetas Jominy SAE 6140 con las características ya descritas.

c.1. Cálculos Preliminares.

c.1.1. Determinación del Tamaño de Grano Austenítico.

El tamaño de grano se determinó usando el método de Mc Quaid -Ehn. Para tal efecto se cementó un redondo de 25 mm. de diámetro y 4 mm. de espesor, consistiendo la mezcla cementante de 90 grs. de carbón vegetal y 10 grs. de carbonato bórico. En el horno se calentó hasta la temperatura de austenizado (860°C) y se mantuvo durante 8 horas, para luego dejar enfriar al aire. En el microscopio se observó un tamaño de grano comprendido entre el N° 8.0 y 8.5 ASTM (Ver figuras 36 y 37 del Apéndice).

c.1.2. Cálculo del Diámetro Crítico Ideal (Di).

El D_i es el diámetro que ha de tener un redondo de acero, para que al templarlo en un medio cuya severidad al temple es infinito, en su centro forme un 50 % de martensita. En su cálculo utilizamos el método de Grossman, que toma en cuenta a la composición química y tamaño de grano del acero, y que se basa en el principio de que cada elemento químico en la composición tiene un factor multiplicador de templabilidad. Dichos factores figuran en la Tabla N° 7 del Apéndice.

Para realizar el cálculo, el valor del diámetro crítico en función del contenido de carbono y del tamaño de grano austenítico, lo multiplicamos por los factores proporcionales a los tantos por ciento de los elementos aleantes contenidos en el acero (Tabla N° 7), tal como aparece en la siguiente expresión:

$$D_i = (D_i)_c \times FM.\% \text{ Mn} \times FM.\% \text{ Si} \times FM.\% \text{ Cr.}$$

$$= 0.2042 \times 3.833 \times 1.168 \times 3.376 \quad (8)$$

$$D_i = 3.1" = 78.7 \text{ mm.}$$

Se han despreciado en este cálculo los efectos del azufre y del fósforo, que al estar presentes en pequeñas cantidades se contrarrestan. Igual consideración se hace al vanadio, cuyo aporte a la templabilidad es mínimo.

c.1.3. Cálculo de la Temperatura Ms.

Para la determinación de la temperatura de inicio de

transformación de la austenita en martensita (Ms), se conoce un número considerable de fórmulas empíricas entre las que se cuentan las de Grange y Stewart, Payson y Savage, Nehrenberg, Steven y Haynes, y Andrews. Estas fórmulas guardan similitud, no excediendo la variación entre los resultados de un máximo del 5 %, por lo que éstos tienen basante interés práctico y no es necesaria su determinación experimental.

Las fórmulas más representativas son las de Steven y Haynes:

$$\begin{aligned} Ms (\text{°C}) = & 561 - 474. \% C - 33. \% Mn - 17. \% Ni - 17. \% Cr \\ & - 21. \% Mo. \end{aligned} \quad (9)$$

También, las de Payson y Savage:

$$\begin{aligned} Ms (\text{°C}) = & 480 - 279. \% C - 31. \% Mn - 21. \% Cr - 15. \% Ni \\ & - 10. \% Si - 10. \% Mo. \end{aligned} \quad (10)$$

Reemplazando valores tenemos que, según Steven y Haynes:

$$\begin{aligned} Ms (\text{°C}) &= 310.5 \\ \text{---} & \text{---} \end{aligned}$$

Asimismo, según Payson y Savage:

$$\begin{aligned} Ms (\text{°C}) &= 308 \\ \text{---} & \text{---} \end{aligned}$$

c.2. Austenización y Temple de las Probetas Jominy.

El normalizado de las 14 probetas Jominy se realizó a 860°C, al igual que el austenizado para el temple. Para el empleo de esta temperatura se tuvo en cuenta como base la temperatu

ra del punto A_{c3} , determinada a partir del diagrama Fe-C y también la ecuación empírica propuesta por Andrews para aceros conteniendo menos de 0.6 % carbono y menos de 5 % en otros elementos de aleación, y que figura a continuación:

$$\begin{aligned} A_{c3} = & 910 - 203 \sqrt{\% C} - 15.2 (\% Ni) + 44.7 (\% Si) + 104 (\% V) \\ & + 31.5 (\% Mo) + 13.1 (\% W) - 30 (\% Mn) \\ & - 11 (\% Cr) - 20 (\% Cu) + (700 P + 400 Al + \\ & 120 As + 400 Ti) \end{aligned} \quad (11)$$

- Reemplazando valores:

$$A_{c3} = 910 - 132 + 11 + 29 - 25 - 12 + 14$$

$$A_{c3} = 795^{\circ}C.$$

El temple aplicado es del tipo "interrumpido", y consiste en que luego de iniciado el enfriamiento por el chorro de agua en el dispositivo Jominy, se interrumpe éste y se introduce rápidamente toda la probeta en agua salada helada. Esta agua la hemos utilizado con una concentración al 10 % ClNa, y una temperatura de alrededor de los 5°C. Luego del ensayo dicha temperatura incrementaba a un promedio de 7°C.

Tal como se indica en el Cuadro N° 8, la duración del enfriamiento por el chorro varía de 10 á 360 segundos.

CUADRO N° 8
=====

N° PROBETA	DURACION CHORRO AGUA (SEGS.).
1	10
2	30
3	60
4	80
5	100
6	120
7	140
8	160
9	180
10	190
11	200
12	240
13	300
14	360

c.3. Determinación de las Curvas de Enfriamiento.

Es necesario conocer las curvas de enfriamiento para un número suficiente de posiciones a lo largo de la probeta Jominy.

Para trazar dichas curvas se han utilizado los valores del coeficiente de enfriamiento U_F de acuerdo con Russell y Williamson (Iron and Steel Inst., London, 1946) definido por:

$$U_F = \frac{T - T_2}{T_1 - T_2} \quad (12)$$

donde :

T = Temperatura variable en el proceso (a calcular).

T₁ = Temperatura de austenizado del acero SAE 6140 (860°C).

T₂ = Temperatura ambiente (25°C).

Los valores de U_F son función de la distancia al extremo templado y del período de enfriamiento de la probeta al chorro del agua en el dispositivo Jominy.

Mediante una representación gráfica de los valores de U_F, mostrada en la figura N° 38 del Apéndice, se han podido obtener datos del mismo en función de los períodos de temple, correspondiendo las posiciones seleccionadas en la probeta Jominy con las distancias 1/8, 3/16, 1/4, 3/8, 1/2, 5/8, 3/4, 1, 1.1/2 y 2" al extremo templado.

Los resultados de los cálculos para el trazado de las curvas de enfriamiento, a partir de los datos de U_F extraídos de la figura N° 38, se muestran en la Tabla N° 8 del Apéndice y se han determinado despejando T de la expresión anterior:

$$T = U_F (T_1 - T_2) + T_2$$
$$T = \frac{835}{U_F} + 25 \quad (13)$$

La figura N° 39 del Apéndice muestra el diagrama tiempo-temperatura que contiene las curvas de enfriamiento de los diversos puntos de la probeta Jominy, determinadas de acuerdo con los valores de la Tabla N° 8, y en las que aparecen anotadas ordenadamente las durezas de cada posición y de cada probeta Jominy

correspondientes a los respectivos períodos de enfriamiento. Así por ejemplo, en las intersecciones de estas curvas con la ordenada correspondiente a los 10 segundos, aparecen anotadas las durezas obtenidas en los respectivos puntos de la probeta templada en agua, después de permanecer 10 segundos en la instalación Jominy. Asimismo, aquellas posiciones que poseen para distintos tiempos las mismas cifras de dureza, están unidas mediante líneas de trazos. Estas son las "líneas de igual dureza" que separan las regiones que comprenden distintos intervalos de dureza, y que resultan interesantes si se trazan con criterio acertado, pues suministran, junto con las curvas de enfriamiento, un diagrama que ya puede utilizarse para fines de control de operaciones de temple. La microestructura obtenida puede estimarse entonces a partir de la cifra de dureza leída, aunque esta estimación puede presentar aún alguna discrepancia con los resultados experimentales.

Las líneas de igual dureza corresponden a las cifras de dureza Rockwell C de valores 58.5, 55, 50, 45 y 41.

Las curvas de enfriamiento y las líneas de igual dureza se utilizarán en la construcción del diagrama de transformación en enfriamiento continuo del acero nacional SAE 6140.

c. 4. Determinación de las Curvas Jominy.

Las durezas (Rockwell C) empleadas en el acápite anterior se determinaron a partir del extremo templado de las probetas Jominy, en intervalos de $1/16''$ y hasta una distancia de $2 \frac{1}{2}''$. En las

Tablas N° 9a y 9b del Apéndice figuran los valores promedios de las durezas obtenidas; puntos idénticos en ambas generatrices de una probeta Jominy presentan valores de dureza con una variación máxima de 5 %.

Estos valores de dureza se representan en función de la distancia al extremo templado expresada en dieciseisavos de pulgada, obteniéndose para cada probeta la curva Jominy correspondiente que se representan en la figura N° 40 del Apéndice.

Estas curvas presentan una forma muy singular. De su estudio podremos deducir cuándo y dónde se inicia y finaliza la transformación. En la curva correspondiente a la probeta que estuvo sometida 120 segundos al chorro de agua, por ejemplo, se observa que en la zona situada desde el punto F hacia la izquierda, en el momento de introducir la probeta en el agua fría, se había efectuado ya la transformación completa de la austenita, de lo contrario al haber algo de ésta y templarse en el baño de salmuera, se transformaría en martensita, lo que se traduciría en una elevación de las cifras de dureza Rockwell C. Asimismo, desde el punto F hacia la derecha, en ese mismo momento, parte del acero estaba todavía en estado austenítico, pues solo partiendo de ese estado se pueden obtener con el enfriamiento rápido durezas tan elevadas como las obtenidas, que corresponden a estructuras de tipo martensítico. Por tanto, puede asegurarse que a los 120 segundos en el punto F se estaba terminando la transformación, mientras que en el punto J se estaba iniciando.

Conocidas las curvas de enfriamiento, determinadas anteriormente para cada posición de la probeta Jominy, se puede estimar la condición estructural del acero en cualquier instante durante el temple.

c.5. Estudio Micrográfico de las Probetas Jominy.

Las superficies rectificadas de las probetas Jominy suministran dos bandas que son lo suficientemente anchas para que permitan el pulido y la observación micrográfica.

Como corresponde al ensayo Jominy normal, se observa la sucesiva aparición de los diversos microconstituyentes del acero a partir del extremo templado. En primer lugar aparece una zona de martensita de un espesor aproximado de $7/16''$, la que en el extremo es fina y que gradualmente va engrosando conforme se aleja de dicho extremo. Seguidamente una zona con mezcla de martensita y bandas de bainita que van creciendo, inmediatamente partículas de ferrita tendiendo a formar bordes de grano bainítico con áreas mínimas de martensita, luego bainita que tiende a esferoidizarse persistiendo la martensita y ferrita, y por último sorbita.

De las probetas con temple interrumpido he seleccionado puntos para el estudio micrográfico que permitirá determinar la ubicación de los diversos microconstituyentes del acero en el diagrama de transformaciones en enfriamiento continuo. Así, los puntos H - I - J - K y L ubicados en las curvas Jominy de la figura 40 nos indican el inicio de las transformaciones, los puntos

C - D - E - F y G el fin de las transformaciones, y los puntos restantes las transformaciones que ocurren en las zonas intermedias. Estos puntos aparecen tabulados en el Apéndice, Tabla N° 10, juntamente con sus características de operación y contenido porcentual de microconstituyentes.

C.6. Confección del Diagrama de Enfriamiento Continuo.

Para el trazado del diagrama de enfriamiento continuo, se dibujan las curvas de enfriamiento "temperatura-logaritmo del tiempo" para cada una de las distintas posiciones en las probetas Jominy seleccionadas. Finalmente en base a la ubicación y combinación de las "líneas de igual dureza" y puntos micrográficos (Figs. 39 y 40), obtendremos las curvas de transformación en enfriamiento continuo del acero en cuestión. para velocidades que se aproximan a aquellas que se obtienen en temples industriales y cuya utilidad ya ha sido señalada. Dicho diagrama se puede apreciar en la figura N° 41 a continuación, donde las líneas de trazo grueso delimitan los campos en que existen los diversos microconstituyentes y señalan el principio y fin de las transformaciones. Micrografías representativas de los puntos ubicados en el diagrama se pueden apreciar en el Apéndice, figuras N° 42 á 55 (1600 aumentos).

Fijándonos en este diagrama podremos explicar la forma en la cual, como consecuencia del comportamiento de la transformación durante el enfriamiento continuo, se obtienen las estructuras finales.

Si consideramos primero una velocidad de enfriamiento relativamente lenta que puede corresponder, por ejemplo, a 2" del ex -

tremo templado de la probeta Jominy, el acero será enfriado a través de las zonas en las que ocurren las transformaciones austenita-bainita, austenita-bainita, ferrita y austenita-sorbita, bainita, ferrita, martensita, y, por lo tanto la microestructura final estará formada por estos constituyentes, tal como se aprecia en la figura 53 (micrografía A). La curva de enfriamiento que corresponde aproximadamente a 1.5" del extremo templado, indica una velocidad también lenta con transformaciones semejantes a la anterior, si bien el contenido de bainita es mayor, figura 51 (micrografía R).

A una velocidad ligeramente superior (1" del extremo templado), se atraviesan los campos de bainita, ferrita y martensita, y la microestructura final contendrá todos estos constituyentes. Análogamente sucede en los enfriamientos correspondientes a 3/4 y 5/8", en los que la velocidad de enfriamiento es sensiblemente del mismo tipo. Estructuras de este tipo se observan en las figuras 49 y 52 (micrografías G y E).

Con velocidades de enfriamiento mayores (1/2, 3/8 y 1/4") desaparece completamente la ferrita proeutectoide, apareciendo solo bainita y martensita.

Por último, a partir de una velocidad de enfriamiento medida a 1/8" del extremo templado, la austenita se transforma íntegramente en martensita, tal como se muestra en la figura 42 (micrografía L); con éste y ya siempre con enfriamientos a velocidades mayores, se podrá conseguir el temple correcto, puesto que se obtiene una estructura martensítica pura y se evita la formación de los constituyentes blandos.

2. Temple y Revenido del Acero SAE 6140.

Los aceros después del temple suelen quedar generalmente demasiado duros y frágiles para los usos a que van a ser destinados. Estos inconvenientes se corrigen por medio del revenido, que es un tratamiento que consiste en calentar el acero a una temperatura más baja que su temperatura crítica inferior A_{c1} , enfriándolo luego generalmente al aire y otras veces en aceite o agua, según la composición. El objeto del revenido no es eliminar los efectos del temple sino modificarlos, disminuyendo la dureza y resistencia, aumentando la tenacidad y eliminando también las tensiones internas que tienen siempre los aceros templados.

Para comprender el fundamento de este tratamiento, veremos más adelante el efecto que ejerce sobre las propiedades mecánicas del acero y sobre su microestructura.

a. Determinación de la temperatura óptima de temple.

El empleo de una temperatura óptima durante el temple del acero SAE 6140 obedece a la necesidad de darle al material las máximas propiedades mecánicas posibles. Esta temperatura se deduce de distintas maneras, a saber, apreciando a simple vista o con ayuda de una lupa de pocos aumentos el grano de la fractura en una probeta entallada con tal fin, observando al microscopio la microestructura resultante, que debe presentar una matriz martensítica fina en casi su totalidad, y determinando la dureza resultante que debe ser máxima.

Su determinación teórica se realiza teniendo como base la temperatura crítica A_{c3} , calculada con anterioridad mediante la ecuación

de Andrews (11); en la práctica se han hecho pruebas con temperaturas de temple que varían de 760 á 940°C, en intervalos de 30°C.

En la figura N° 56 adjunta, se muestra gráficamente la variación de la dureza del acero SAE 6140 luego del temple en aceite, con respecto a su temperatura de temple.

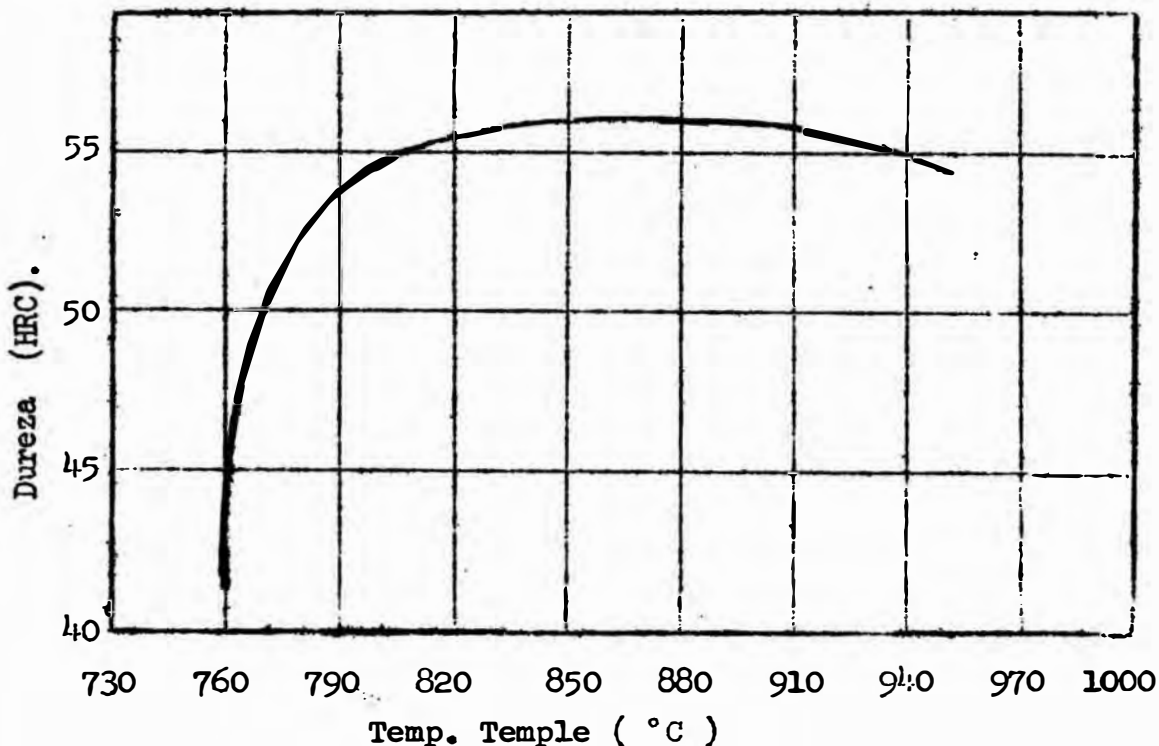


Fig. 56 : Determinación Temperatura óptima de temple. (Acero SAE 6140).

Las micrografías correspondientes a las pruebas mencionadas aparecen en el Apéndice, figuras N° 57 al 63, en que se pueden ver agujas finas y gruesas de martensita con mínimo contenido de probable austenita retenida. La figura 57 muestra una microestructura compuesta por perlita además de microagujas de martensita, lo cual indica un temple incompleto de nuestro acero a la temperatura de 760°C. La martensita se presenta fina a las temperaturas comprendidas entre 820 y 880°C, siendo grosera a las temperaturas de 790, 910 y 940°C.

En base a las consideraciones anteriores y luego de apreciar el grano de las fracturas en las probetas respectivas, se puede considerar a 850°C como la temperatura óptima de temple del acero nacional SAE 6140, que puede extenderse además con seguridad a un rango de temperaturas de trabajo de 830 á 890°C.

b. Enfriamiento en diversos medios.

Durante el temple del acero SAE 6140 se han empleado el agua y aceite como medios de enfriamiento, no habiéndose originado de formaciones ni grieta alguna en las probetas utilizadas.

Los mejores aceites para el temple son los aceites minerales obtenidos en la destilación fraccionada del petróleo que deben poseer las siguientes propiedades:

- Viscosidad comprendida entre ciertos límites. Una alta viscosidad origina que la película de aceite próxima a la superficie del metal tienda a carbonizarse, disminuyendo el poder refrigerante del aceite. Si la viscosidad es baja, el aceite se adhiera menos a las piezas pero se volatiliza rápidamente con la consiguiente pérdida de líquido. Por tanto, la viscosidad a la temperatura ambiente debe estar entre 5 á 9° Engler. y a 50°C entre 2 á 4° Engler.
- Volatilidad no demasiado elevada, porque se pierde aceite con el uso y, al ponerse en contacto con el metal caliente, se forma mucho vapor alrededor de las piezas disminuyendo la velocidad de enfriamiento.
- Temperaturas de inflamación y combustión lo más elevadas posible, para evitar excesivo humo en el taller y también el peli-

gro de que se inflame el baño. En los aceites corrientes la temperatura de inflamación suele oscilar entre 180 y 275°C y la de combustión entre 200 y 325°C, considerándose las de 215 y 275°C como satisfactorias.

Para el temple en aceite del acero SAE 6140 se ha utilizado el Turbinol 65, de viscosidad ligeramente elevada y con un punto de inflamación de 225°C.

c. Aplicación de Temperaturas bajas, intermedias y altas en el revenido.

Los aceros al carbono luego de un temple teóricamente perfecto están constituidos por cristales de martensita. En esta forma el acero es muy resistente pero tiene muy poca ductilidad y tenacidad. Si éste se vuelve a calentar a diferentes temperaturas comprendidas entre la temperatura ambiente y 700°C, y después se enfría al aire, la resistencia a la tracción disminuye progresivamente a medida que se eleva la temperatura de revenido y al mismo tiempo aumenta la ductilidad y la tenacidad.

A nuestro acero SAE 6140 le hemos aplicado temperaturas de revenido bajas (200-350°C), intermedias (450°C) y altas (580-680°C), notándose en sus propiedades mecánicas, como se verá más adelante, los efectos ya mencionados. Un revenido efectuado a 200°C contribuye además a la eliminación de tensiones en el material templado.

d. Características Resultantes.

d.1. Microestructura.

Las variaciones de características que experimentan los

aceros por efecto del revenido son debidos a cambios de microestructuras que consisten, principalmente, en la descomposición más o menos completa de la martensita que se había obtenido en el temple y que se transforma en otros constituyentes más estables.

Años atrás se pensaba que por calentamientos a temperaturas inferiores a 400°C la martensita se transformaba en el microconstituyente denominado troostita y que a unos 400°C la transformación era completa. Se pensaba que al continuar el calentamiento a partir de 400°C comenzaba a formarse sorbita y que a 600°C la estructura era ya totalmente sorbítica. En la actualidad se han cambiado bastante las ideas que se tenían a este respecto y como veremos más adelante a todos los constituyentes que se obtienen en el revenido de la martensita se les conoce con el nombre de martensita revenida.

Generalmente la microestructura de los aceros revenidos se presenta muy fina y difusos los constituyentes, por lo que vistos al microscopio óptico suele ser difícil su interpretación. Sin embargo, con ayuda del microscopio electrónico y de los rayos X se han podido estudiar con deta-lle los fenómenos que ocurren durante el revenido, llegando a la conclusión de que éste se produce en 3 etapas principales:

- La primera etapa se realiza a bajas temperaturas, inferiores a 300°C, y en ella se precipita un carburo de hierro ϵ (épsilon), el contenido de carbono de la martensita baja a 0.25 % y se produce además la transforma

ción de su red tetragonal en cúbica. El carburo épsilon cristaliza en el sistema hexagonal, su fórmula es $Fe_{2,4}C$, y la precipitación se realiza en los límites de los subgranos heredados de la austenita, los cuales se siguen manifestando en la martensita.

- La segunda etapa sólo se presenta cuando aparece austenita retenida en la microestructura del acero templado, produciéndose la transformación de dicha austenita retenida en bainita. La zona de temperaturas en que se produce esta etapa solapa a las temperaturas en que se producen las etapas primera y tercera. Esa bainita, al ser luego calentada en el revenido a altas temperaturas, sufre también una precipitación de carburo de hierro con formación final de cementita y ferrita.
- En la tercera etapa el carburo épsilon, que apareció en la primera etapa, se transforma en cementita, Fe_3C . Al aumentar progresivamente la temperatura del acero se forma primero un precipitado de cementita en los límites de las agujas de martensita y también en su interior. Luego, al seguir incrementando la temperatura se redisuelve la cementita del interior de las agujas, mientras se engruesa, en cambio, la cementita que envuelve a la martensita. Al continuar elevando aún más la temperatura, se va rompiendo la envolvente de cementita, que se va presentando cada vez más discontinua en las zonas límites de las antiguas agujas de martensita. Al seguir progresando el calentamiento, la coalescencia y globulización de la cementita prosigue, y a $500^{\circ}C$ la matriz queda

ya constituída por ferrita. Al final la martensita se ha transformado en cementita y ferrita.

Micrografías de nuestro Acero SAE 6140, revenido a diversas temperaturas se aprecian en el Apéndice, figuras 64 á 68. La microestructura de la probeta revenida a 200°C contiene agujas martensíticas semejantes a las del material templado, aunque cabe anotar que se produce la transformación de la martensita de red tetragonal en cúbica, idéntica a la del hierro alfa, que muchos autores denominan transformación de martensita alfa en beta, y la precipitación del carburo épsilon manifestada por un progresivo oscurecimiento de las agujas de martensita.

A mayores temperaturas de revenido las micrografías muestran una microestructura bastante fina. A 350°C, la microestructura se oscurece con mayor intensidad, desaparece la martensita y se produce la precipitación del carburo de hierro con formación final de cementita y ferrita. Las micrografías correspondientes a las temperaturas de revenido de 450 y 580°C muestran la coalescencia de la cementita en aumento, produciéndose un incremento de la matriz ferrítica, microestructura conocida años atrás como sorbita.

A 680°C se ha producido la coalescencia casi total de la cementita, siendo más uniforme su distribución juntamente con la ferrita.

d.2. Propiedades Mecánicas.

Las propiedades mecánicas de nuestro acero SAE 6140 se han determinado a partir de los ensayos de tracción é impacto

realizados. El primero es un ensayo estático, en el cual las cargas se aplican gradualmente de un modo lento y progresivo, y que nos permite juzgar la calidad del acero a través de la resistencia, límite elástico y alargamiento que presenta. El ensayo de impacto, en cambio, nos permitirá conocer el posible comportamiento del acero cuando se halla sometido a esfuerzos dinámicos, como ocurre con algunos mecanismos móviles de automóviles y máquinas. En este ensayo las cargas actúan instantáneamente y en algunos casos el esfuerzo a que se somete el material actúa en condiciones en cierto modo parecidas a las de servicio.

Luego de ser templado y revenido, el acero SAE 6140 fue sometido a los ensayos mencionados presentando sus propiedades los valores que figuran en la Tabla N° 11 del Apéndice.

Se aprecia que las propiedades del acero revenido cuyo temple se realizó en agua son ligeramente superiores a las del acero cuyo temple se realizó en aceite. Asimismo, se cumple el hecho de que al incrementar la temperatura de revenido tiende a disminuir la resistencia a la rotura y a incrementar la tenacidad (resistencia al impacto). En la figura N° 69 se aprecia gráficamente la variación de la resistencia de nuestro acero revenido, previo temple en aceite, con respecto a la temperatura de revenido.

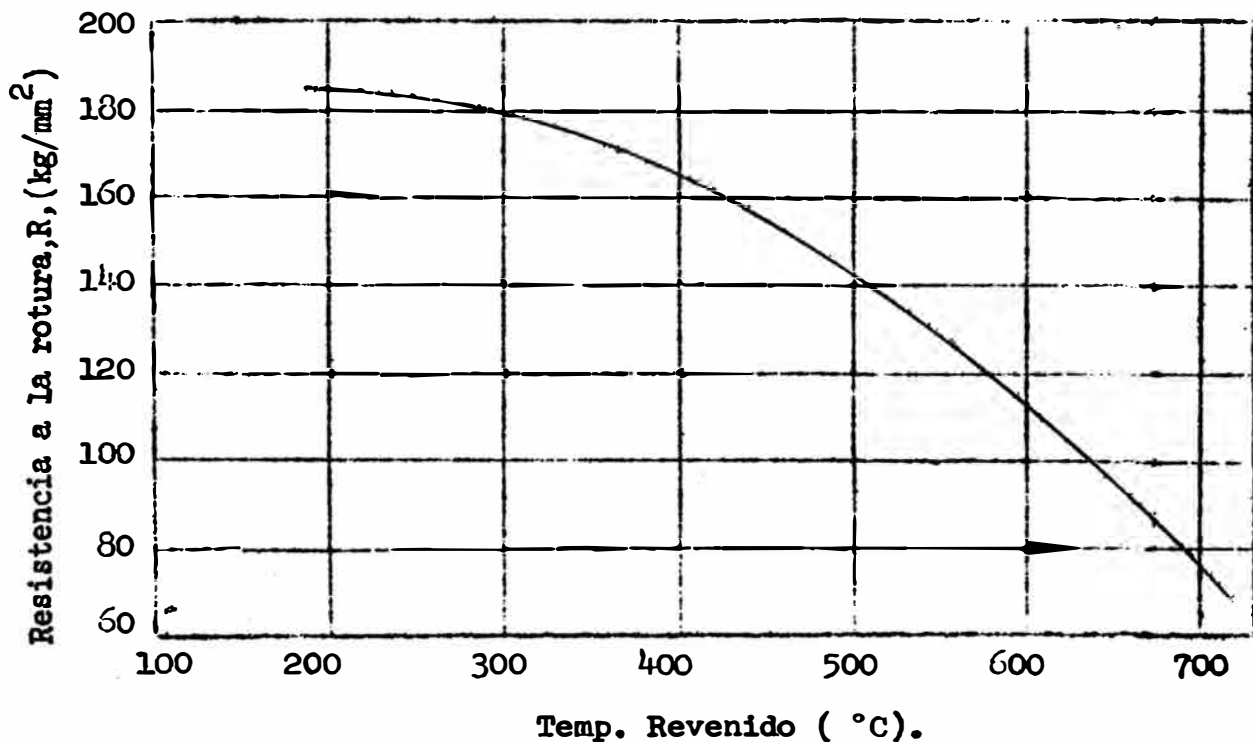


FIG. 69: Resistencia a la Rotura del Acero Nacional SAE 6140, previo temple en aceite.

Referente a la resistencia al impacto, vemos que a la temperatura de revenido de 350°C se produce una caída en su valor, hecho que nos muestra el fenómeno de "fragilidad de revenido", producido en ciertos aceros que se revienen en la zona de 250 a 400°C, y del cual hay que tomar suma observación. En la figura 70 adjunta se muestra tal efecto.

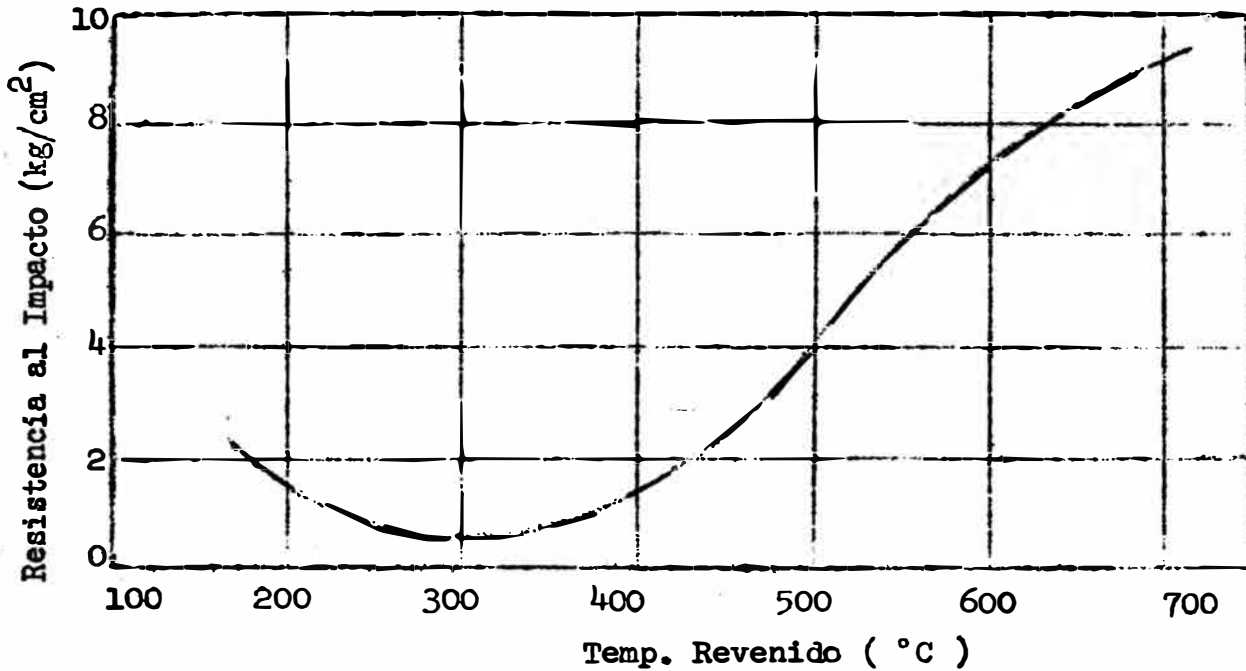


FIG. 70: Fragilidad de Revenido a los 350°C, del acero nacional SAE 6140 (Ensayos a Temperatura 23°C).

A manera de comparación, en la Tabla 12 del Apéndice figuran los valores de las propiedades mecánicas del acero SAE 6150 importado, similar al SAE 6140 pero con un incremento en el carbono de 0.10 %.

3. Tratamientos Térmicos varios en el acero SAE 6140.

a. Normalizado.

Este tratamiento térmico es uno de los más fáciles de efectuar, y consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior, seguido de un enfriamiento en aire tranquilo. De esta forma se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se consideran como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido deformaciones en caliente, deformaciones frío, en enfriamientos irregulares o sobrecalentamiento, y para eliminar los

efectos de un tratamiento anterior defectuoso. Por medio del normalizado se eliminan las tensiones internas y se uniformiza el tamaño de grano del acero.

Más adelante veremos los efectos que causa sobre la microestructura y propiedades mecánicas de nuestro SAE 6140.

b. Recocido.

El objetivo principal de este tratamiento es ablandar el acero, aunque otras veces se persigue regenerar su estructura o eliminar tensiones internas. Consiste en calentamientos a temperaturas adecuadas, seguidas generalmente de enfriamientos lentos (en el horno).

Los recocidos empleados en la industria se pueden clasificar en 3 grupos: con austenización completa, subcríticos y con austenización incompleta. El primero es conocido también como recocido de regeneración, realizándose el calentamiento a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior (Ac_3) y el enfriamiento del material muy lentamente; sirve para ablandar el acero y regenerar su estructura. En el recocido subcrítico el calentamiento se hace por debajo de la temperatura crítica inferior (A_{c1}), no siendo de tanta importancia como en el caso anterior la velocidad de enfriamiento, pudiendo incluso enfriarse al aire el acero sin que se endurezca; con este tratamiento se eliminan las tensiones del material y se aumenta su ductilidad.

El recocido de austenización incompleta se suele dar a los aceros al carbono o aleados, de más de 0.50 % carbono, para ablandarlos y mejorar su maquinabilidad. Consiste en calentamientos prolongados a temperaturas intermedias entre la crítica superior y la in-

ferior, seguidos siempre de un enfriamiento lento, a fin de obtener la menor dureza posible y una microestructura, cementita globulizada, favorable para el mecanizado de las piezas.

A nuestro acero SAE 6140 le hemos aplicado un recocido con austenización completa a 850°C.

c. Características Resultantes.

c.1. Microestructura.

Al aplicar el normalizado y recocido a los aceros se obtendrá generalmente una microestructura de equilibrio, constituida por la ferrita y perlita.

Tal como se aprecia en la figura 71 del Apéndice, nuestro acero SAE 6140 luego del normalizado presenta una microestructura compuesta, además de ferrita (20 %) y perlita (65 %), por sorbita (5 %) y martensita (10 %), constituyentes últimos que denotan un temple parcial del mismo y que permiten calificar como acero de autotemple al SAE 6140.

La probeta recocida en cambio estará constituida únicamente por ferrita y perlita lamelar, habiéndose producido con respecto al material laminado un engrosamiento de las lamelas de la perlita, tal como se aprecia en la micrografía de la figura 72 (Apéndice).

c.2. Propiedades Mecánicas.

En la Tabla N° 11 del Apéndice figuran los valores resultantes de las propiedades mecánicas del acero SAE 6140 normalizado y recocido. Destaca la alta resistencia a la rotura del

material normalizado, debida a la martensita presente, así como la buena ductilidad del material recocido, favorecida por la presencia de la perlita lamelar gruesa.

E. CONSIDERACIONES ECONOMICAS.

1. Costos de Producción del Acero Nacional SAE 6140.

a. Control de la eficiencia de la producción.

El control de la eficiencia en el proceso productivo de SIDER PERU es base para establecer los costos de producción, y ésto se logra determinando los Ratios y Rendimientos metálicos, característicos para cada calidad de acero.

a.1. Ratio o Índice de Productividad (IP).

Se define como la cantidad necesaria de material de carga para obtener una unidad de producto, que en nuestro caso es la tonelada métrica (Ton). Asi por ejemplo, un IP = 1.177 en el laminador Duo significa que para obtener 1 Ton de tochos, se necesita como material de carga 1,177 Kg ó 1.177 Ton de lingotes.

a.2. Rendimiento (R).

Se define como el grado de aprovechamiento del material que se procesa en cada línea de producción; se expresa en porcentaje. Es conocido también como la inversa del IP, multiplicado por cien para expresarlo en porcentaje. Asi por ejemplo, un rendimiento de 86 % en los tochos del laminador Duo significa que la diferencia (14 %), constituye la chatarra, o sea, lo que se pierde por despuntes, escamas, etc.

b. Elementos del Costo de Producción.

Conforman los distintos rubros a tenerse en cuenta para el calculo del costo de producción respectivo, y aparecen en todos

los procesos requeridos para tal fin. Los veremos a continuación.

b.1. Material de carga.

Está conformado por las materias primas requeridas para la obtención del producto terminado. Así tenemos al coque metalúrgico, la chatarra, las ferroaleaciones, etc.

b.2. Créditos.

Se considera en este rubro a la chatarra, escamas y mermas que se generan en los procesos, y cuyo costo es absorbido por las unidades del proceso respectivo. La chatarra y escamas conforman desperdicios y residuos del material de carga, mientras que las mermas son pérdidas mínimas del material por acción del fuego.

Costo de Transformación.

Es la suma del costo de mano de obra más los gastos de producción que intervienen en la transformación de la materia prima. Se le conoce también como "costo de operación".

Los elementos que conforman dicho costo son: mano de obra, materiales varios, repuestos, servicios comprados (energía eléctrica, equipos pesados, etc.), servicios y mantenimiento, y reservas de operación. Estas reservas son provisiones mensuales que se cargan a los centros de costos a fin de evitar que en un determinado mes sea cargada una fuerte suma, ocasionando una deformación de los costos.

c. Determinación del Costo de Producción.

El sistema de costos empleado en la determinación del costo de producción de nuestro acero SAE 6140 se establece principalmente en base a la producción de 1 ton. de producto terminado y de los ratios presentes en las operaciones y procesos productivos. Dicho costo se determinará asimismo, siguiendo las 2 alternativas de producción ya mencionadas anteriormente, éste es:

(I) Utilizando lingotes de 5 tons. provenientes de Nave de Colada.

(II) Utilizando tochos de 445 Kgs provenientes de la Máquina de Colada Continua.

c.1. Costo de Producción: Utilizando lingotes de Nave de Colada.

Como paso inicial para calcular el costo de producción del acero SAE 6140 empleando la alternativa de la Nave de Colada, se presenta el Cuadro N° 9 del Apéndice, en que figuran los ratios del proceso productivo y los pesos netos de materiales necesarios, que tienen de base 1,000 Kgs (1 Ton) de este acero como producto terminado en el Tren Desbastador de la Planta de No Planos. Se ha considerado el arrabio sólido producido en el Alto Horno, por ser material de carga al Horno Eléctrico aunque en cantidad mínima.

Dichos ratios nos permiten deducir que para la obtención de 1 Ton. de producto terminado, se necesitan 1.405 Ton de acero líquido. De este modo, el proceso productivo en general presenta:

$$\frac{I P}{\text{---}} = \frac{1.405}{\text{---}} \quad (\text{ratio}).$$

$$R = \frac{1}{1.405} \times 100$$

$$\frac{R}{\text{---}} = \frac{71\%}{\text{---}} \quad (\text{rendimiento metálico}).$$

Seguidamente, en el Cuadro N° 10 del Apéndice se muestra el consumo de materiales de carga en el Horno Eléctrico, necesarios para la producción del acero líquido. De semejante forma, el arrabio sólido que aparece como material de carga en el Horno Eléctrico, origina un consumo de materiales en el Alto Horno que se esquematiza en el Cuadro N° 11.

En base a los cuadros mencionados y a las consideraciones descritas, ya se puede determinar el costo de producción de nuestro acero SAE 6140, que llega a un monto de 39,978.1 soles/tonelada. El resumen de dicha determinación aparece en el Cuadro N° 12 del Apéndice.

El valor de la energía eléctrica consumida en el proceso productivo se ha considerado dentro de los costos de transformación, y representa aproximadamente el 90 % del monto de los servicios comprados.

c.2. Costo de Producción: Utilizando tochos de la Máquina de Colada Continua.

El proceso seguido en la determinación del costo de producción del acero nacional SAE 6140 es similar al caso anterior, aunque al provenir los tochos de la Máquina de Cola-

da Continúa se elimina la utilización del Laminador Duo de la Planta de Productos Planos.

A partir de los ratios que figuran en el Cuadro N° 13 del Apéndice, deducimos que para la obtención de 1 Ton. de producto terminado, se necesitan 1.198 Ton. de acero líquido. De esta manera, el proceso productivo en general presenta:

$$\frac{I P}{- - - - -} = \frac{1.198}{- - - - -} \quad (\text{ratio}).$$

$$R = \frac{1}{1.198} \times 100$$

$$\frac{R}{- - - - -} = \frac{83.5}{- - - - -} \% \quad (\text{rendimiento metálico}).$$

Como en el caso anterior, los Cuadros N° 14 y 15 del Apéndice muestran el consumo de materiales de carga en el Horno Eléctrico y Alto Horno, que están en función de los nuevos ratios.

De esta manera ya se puede determinar el costo de producción según la nueva alternativa, el que llega a un monto de 33,475.5 soles/tonelada. El resumen de tal determinación aparece en el Cuadro N° 16 del Apéndice.

2. Demanda Nacional.

a. Breve reseña de su comportamiento histórico.

El Mercado Nacional se encuentra con un incremento anual en el consumo de todo tipo de acero. Cifrándonos a la demanda en nuestro país de productos siderúrgicos No Planos, durante el periodo de 1964 a 1974 ésta se incrementó en 126.5 %, a la vez que

las importaciones aumentaron en 27.8 % incluyendo las ventas de material importado por SIDERPERU.

Tales importaciones en 1974 fueron de 50,195 TM. con un monto de 837'513,289 soles, abasteciendo SIDERPERU en ese mismo año al Mercado Nacional con 205,019 TM. por un monto de 2,021'462,000 soles, constituyendo así las importaciones el 20 % del total de acero consumido en nuestro país. Según el tipo de acero importado, el 73.94 % correspondió a aceros al carbono y el 19.64 % a aceros aleados, de los cuales el 25.69 % correspondió a la importación de alambrón, el 17.23 % a perfiles, el 16.92 % a platinas, el 13.35 % a barras redondas y el 11.28 % a alambres, productos utilizados principalmente en el sector minero, en la construcción de infraestructuras y como insumos en la producción manufacturera.

b. Demanda del Acero Nacional SAE 6140 - Consideraciones.

Nuestro acero SAE 6140, tal como ya se ha mencionado con anterioridad, se ubica dentro del grupo de los aceros aleados utilizados en la confección de piezas para repuestos de maquinarias y equipos. Los valores de sus propiedades mecánicas, que figuran en la Tabla N° 11 del Apéndice, y su composición química, nos han permitido agrupar aceros aleados importados de diferentes calidades, pero de composición química más o menos semejante, y con valores nominales de sus propiedades mecánicas comprendidas en el rango de las del SAE 6140, tal como aparece en la Tabla 13 del Apéndice. De este modo se ha buscado justificar la producción del acero en estudio en un volumen adecuado, para reemplazar así en nuestro país a los tradicionalmente importados.

En la Tabla 14 del Apéndice figura la importación realizada durante 1975 de productos No Planos de aceros aleados en calidades que se semejan tan solo al SAE 6140. Vemos que se importa ron 1669.9 Tons., siendo sus rubros principales las barras redondas (61.4 %) y las platinas (18.9 %). De acuerdo a lo mencionado y considerando una tasa de aumento en el consumo de acero de 10 % con respecto al del año anterior, para los años de 1976 a 1978, y de 15 % en 1979 y 1980, se deduce que el consumo de este tipo de acero durante los años de 1975 a 1980 se registrará según el esquema que se adjunta:

Año ===	Consumo Nacional Acero SAE 6140. =====
1975	1,669.9 Tons.
1976	1,855.4 Tons.
1977	2,061.6 Tons.
1978	2,290.7 Tons.
1979	2,695.0 Tons.
1980	3,170.6 Tons.

Tal demanda se establece no desde un punto de vista puramente técnico, sino considerando un margen de opciones que pueden presentarse entre la Industria Siderúrgica y la economía en su conjunto.

El esquema mostrado líneas arriba nos indica que para abastecer el Mercado Nacional durante el próximo año (1979), habría que producir en SIDERPERU:

- Según la alternativa de Nave de Colada: 3786.5 Tons. de acero líquido. (aproximadamente 126 coladas).

- Según la alternativa de la Máquina de Colada Continua:
3,228.6 Tons. de acero líquido. (aproximadamente 108 coladas).

En la determinación anterior se han empleado los ratios ya conocidos.

3. Indices de Evaluación.

Se ha visto que el costo de producción del acero SAE 6140 presenta montos que obedecen a 2 alternativas ya conocidas. A fin de cotizar su costo de venta al consumidor, se puede asumir un incremento del 100 % en el valor de dichos montos, con lo cual nuestro acero se vendería en:

- .- 79,956.2 soles/Ton. (Según alternativa de Nave de Colada).
- .- 66,951.0 soles/Ton. (Según alternativa de la Máquina de Colada Continua).

Por otra parte, considerando que el acero importado SAE 4140, similar al SAE 6140, está valorizado a la fecha en 280,000 soles/Tn. son indudables luego las ventajas económicas que ofrece nuestro material. El importe que ocasionaría su demanda nacional el próximo año, 1979, se muestra en el Cuadro adjunto.

Es notoria la ventaja económica que representa el empleo de la Máquina de Colada Continua con respecto al sistema tradicional de Nave de Colada, puesto que durante el año 1979 se conseguiría un ahorro de 35' 049,014 soles. Asimismo, la ventaja económica con respecto al material importado sería del orden de los 575 millones de soles (aproximadamente 3' 600,000 dólares).

CUADRO N°17: Costo de la Demanda Nacional del Acero SAE 6140 = Año 1979.

Alternativa de Producción	Demanda Acero 1979 (Tons)	Precio de Venta. (Soles/Tn)	Costo Total (Soles)	Costo Total (Dólares)
Nave de Colada.	2695.0	79,956.2	215'481,959.0	1'346,762.2
Máquina de Colada Continua.	2695.0	66,951.0	180'432,945.0	1'127,706.0
Importación	2695.0	280,000.0	754'600,000.0	4'716,250.0

CAPITULO III

CONCLUSIONES y RECOMENDACIONES.

Aunque a lo largo de la descripción del proceso de fabricación del acero SAE 6140 se han ido apreciando las conclusiones del caso, es necesario señalar las siguientes recomendaciones:

1°) La fabricación debe realizarse fundamentalmente en el horno eléctrico básico, debido a la gran pureza que se obtiene en el baño de acero y que es necesaria para garantizar la calidad en un producto de la responsabilidad del SAE 6140.

2°) El afino y la desoxidación son etapas básicas que nos conducirán a reducir al mínimo el contenido de inclusiones no metálicas, logrando una limpieza adecuada en beneficio de sus propiedades.

Durante el desarrollo de estas etapas se emplearán dos escorias como mínimo. Luego del afino se debe vaciar la primera escoria, negra u oxidante, que luego se reconstituirá por medio de una mezcla de cal y espato fluor (escoria reductora).

3°) Es conveniente realizar el colado del acero según el sistema de Colada Continua, por presentar mejores ratio y rendimiento metálico que el sistema tradicional de Nave de Colada.

El empleo del sistema recomendado requiere una temperatura alta del acero líquido, lo cual ha sido difícil de obtener hasta hace poco dada la distancia existente entre los hornos eléctricos y la máquina de colada continua N° 1. Con la puesta en marcha en SIDERPERU de la Nueva Máquina de Colada Continua (N° 2), tal problema se deja de lado mejorando nuestra productividad.

Respecto al laminado de los semiproductos anteriores se concluye que:

4°) Es fundamental la aplicación de una adecuada práctica de calentamiento, especialmente con los lingotes de 5 Tons. que se calientan en los

hornos de foso.

La velocidad de calentamiento debe ser lo más reducida posible, dadas las dimensiones del lingote y la presencia del cromo en el acero, que favorecen su agrietamiento por efecto de cambios bruscos de temperatura.

Luego, de las propiedades resultantes en el acero SAE 6140 como producto acabado, el estudio de las transformaciones de los aceros y las pruebas experimentales de tratamientos térmicos realizados, se tienen las siguientes conclusiones y recomendaciones:

- 5°) Aunque el contenido de inclusiones no metálicas se presenta en un nivel aceptable, es conveniente reducirlo aún más en beneficio de la calidad del acero.
- 6°) Las barras obtenidas presentan alta resistencia a la rotura y reducida tenacidad. Se recomienda luego tratar térmicamente nuestro acero antes de su empleo, a fin de aumentarle su resistencia frente a los esfuerzos dinámicos.
- 7°) La aplicación de la técnica de Liedholm sobre nuestro acero SAE 6140 se resume en el diagrama de transformaciones en el enfriamiento continuo de la figura 41, en que se aprecian sus diferentes estados microestructurales en función de la velocidad de enfriamiento. Fundamental ha sido el empleo de la metalografía, lo que ha permitido nuestra familiarización con los diversos microconstituyentes de los aceros, que pueden observarse en el Apéndice.
- 8°) El empleo del diagrama ya mencionado a nivel industrial es de principal importancia, por lo que se recomienda hacer extensiva la aplicación de la técnica de Liedholm a otras calidades de acero producidas

en SIDERPERU, tales como el SAE 5160 H, SAE 1090, etc.

9°) La observación macroscópica de la fractura de probetas de acero SAE 6140, templadas en un rango de temperaturas comprendido entre 820 y 910°C, nos muestra un grano finísimo en las mismas; ésto es muy conveniente para la obtención de excelentes propiedades mecánicas.

Tal finura de grano, en tan amplio rango de temperaturas, obedece a la influencia del vanadio.

10°) Durante el temple del acero en estudio se recomienda emplear aceite como medio de enfriamiento, ésto por ser un refrigerante de mediana energía que nos asegura obtener la máxima dureza compatible con la composición del acero, evitando la aparición de grietas y deformaciones.

11°) Durante el revenido de nuestro acero vemos que en el rango de temperaturas comprendido entre 200 y 400°C se produce el fenómeno conocido como "fragilidad de revenido", que afecta notoriamente su tenacidad. Es conveniente luego evitar el revenir nuestro acero en este rango de temperaturas.

12°) El normalizado del acero SAE 6140 nos muestra a un acero de autotemple. Esto se deduce por la presencia en el mismo, aunque en reducido porcentaje, del microconstituyente denominado martensita.

Dicha facilidad para adquirir temple parece deberse a la influencia de sus elementos de aleación, Cr - V, y básicamente al porcentaje en que se presentan.

13°) Los valores de las propiedades mecánicas que presenta nuestro acero SAE 6140 luego de ser tratado térmicamente son altamente satisfactorios. Así, con respecto a los aceros importados SAE 6150, 5140, 8640

y SAE 4140, tales valores son similares é incluso superiores en algunos casos. En cambio, con respecto al acero importado SAE 4340 estos valores se sitúan en el límite inferior del rango respectivo.

- 14°) Pruebas adicionales de templabilidad se resumen en la figura N° 73 del Apéndice, en donde se aprecian las curvas de templabilidad de nuestro acero SAE 6140 y del importado SAE 4140. Es notoria la mayor templabilidad de nuestro acero, aún más si consideramos que el acero SAE 4140 presenta un elemento aleante que proporciona mayor templabilidad a los aceros, como es el molibdeno.
- 15°) A manera de ilustración la figura N°74 del apéndice muestra numerosas piezas utilizadas en el mantenimiento de los equipos y maquinarias que posee SIDERPERU. Estas han sido confeccionadas en el Taller Mecánico de SIDERPERU empleando el acero nacional SAE 6140.

En lo referente al aspecto económico del presente trabajo, se concluye que:

- 16°) La fabricación en nuestro país del acero SAE 6140 con respecto a su importación, es muy ventajosa económicamente .
Tal ventaja el próximo año (1979) estaría representada por la suma de 3'600,000 dólares (575'000,000 soles).
- 17°) Asimismo, su fabricación daría oportunidad a la creación de nuevas industrias y talleres dedicados al tratamiento térmico de los aceros.
- 18°) El ahorro de divisas a generar es amplio. Durante el próximo año se llegaría a un ahorro de 4'716,250 dólares (750'600,000 soles), con los consiguientes beneficios para la balanza de pagos de nuestro país

Todas las consideraciones ya descritas confirman la buena calidad de nuestro acero y la ventaja económica que significa su producción en nuestro

país. Luego, se justifica plenamente hacer extensiva la incursión en SIDERPERU de fabricar el acero especial SAE 6140, ya no solo para su consumo interno, sino para atender la demanda del Mercado Nacional.

CAPITULO IV
=====

BIBLIOGRAFIA

- 1.- **Tratamientos Térmicos de los Aceros.**
José Apraiz E.
Editorial Dossat, Madrid.
- 2.- **Aceros Especiales.**
José Apraiz E.
Editorial Dossat, Madrid.
- 3.- **Metallurgy Theory and Practice.**
Dell K. Allen.
American Technical Society. Chicago.
- 4.- **Fabricación del Acero en Horno de Arco.**
J. Colin.
Société des Forges et Ateliere du Creusot, Francia. Julio, 1963.
- 5.- **Evolución Tecnológica de los Hornos Eléctricos de SIDERPERU.**
Luis Chinchayán, E. Bazán. P. Rioja, Refractarios.
I Forum de Metalurgia del Hierro y el Acero. Chimbote, 1975.
- 6.- **Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures.**
E. S. Davenport and E. C. Bain.
Metallurgical Transactions, Volume 1. December. 1970.
- 7.- **El Diagrama de Transformación en Enfriamiento Continuo del Acero de Herramientas F-514.**
F. García, M. P. de Andrés y J. Terraza.
CENIM, Vol. 7, 1971. N° 6.
- 8.- **Principios de Tratamiento Térmico.**
M. A. Grossman y E. C. Bain.
Editorial Blume, Rosario. Madrid.

- 9.- Metalurgia Física para Ingenieros.
Albert G. Guy.
Fondo Educativo Interamericano S. A.
- 10.- JIS Handbook 1974: Ferrous Materials and Metallurgy.
Japanese Standards Association.
- 11.- Metalografía y Tratamiento Térmico de los Metales.
Yu M. Lajtin.
Editorial MIR, Moscú.
- 12.- Continuous Cooling Transformation Diagram, From Modified End-Quench Method.
C. A. Liedholm.
Metal Progress, January 1944.
- 13.- Principios de Metalurgia Física.
Robert E. Reed-Hill.
C.E.C.S.A.
- 14.- SAE Handbook 1976: Materials, Parts and Components.
Society Automotive of Engineers.
- 15.- Importación de Productos No Planos en el Perú: 1974.
SIDERPERU, Investigación de Mercado.
- 16.- Nomenclador de Aceros del Instituto del Hierro y Acero.
EditorialRUEDARSA, Madrid.

CAPITULO V
=====

A P E N D I C E

(Anexos, Tablas, Cuadros, Gráficos).

TABLA N° 1: SISTEMA BASICO DE NUMERACION PARA ACEROS SAE

Identificación.	Tipo de Acero y Composición Química Promedio (%).	Identificación.	Tipo de Acero y Composición Química Promedio (%).	Identificación.	Tipo de Acero y Composición Química Promedio (%).
10XX	ACEROS AL CARBONO. Ordinario al carbono (1.00 % máx. Mn).	43BVXX	1.82 Ni, 0.50 Cr, 0.12 y 0.25 Mo, 0.03 V mín.	72XX	1.75 W, 0.75 Cr. ACEROS AL SILICIO-MANGANESO.
11XX	Resulfurizado.	47XX	1.05 Ni, 0.45 Cr, 0.20 y 0.35 Mo.	92XX	1.40 y 2.00 Si, 0.65, 0.82 y 0.85 Mn; 0.00 y 0.65 Cr.
12XX	Resulfurizado y refosforizado.	81XX	0.30 Ni, 0.40 Cr, 0.12 Mo.		ACEROS DE BAJA ALEACION Y ALTA RESISTENCIA.
15XX	Ordinario al carbono (Mn máx. en rango de 1.00-1.65 %)	86XX	0.55 Ni, 0.50 Cr, 0.20 Mo.		Varios.
	ACEROS AL MANGANESO.	87XX	0.55 Ni, 0.50 Cr, 0.25 Mo.	9XX	ACEROS INOXIDABLES.
13XX	1.75 Mn.	88XX	0.55 Ni, 0.50 Cr, 0.35 Mo.		(Cromo-Manganeso-Níquel).
	ACEROS AL NIQUEL.	93XX	3.25 Ni, 1.20 Cr, 0.12 Mo.		17.00 y 18.00 Cr, 6.50 y 8.75 Mn, 4.50 y 5.00 Ni.
23XX	3.50 Ni.	94XX	0.45 Ni, 0.40 Cr, 0.12 Mo.	302XX	(Cromo-Níquel).
25XX	5.00 Ni.	97XX	0.55 Ni, 0.20 Cr, 0.20 Mo.		8.50, 15.50, 17.00, 18.00, 19.00, 20.00, 20.50, 23.00, 25.00 Cr.
	ACEROS AL CROMO-NIQUEL.	98XX	1.00 Ni, 0.80 Cr, 0.25 Mo.		7.00, 9.00, 10.00, 10.50, 11.00, 11.50, 12.00, 13.00, 13.50, 20.50 21.00, 35.00 Ni.
31XX	1.25 Ni, 0.65 y 0.80 Cr.	46XX	ACEROS AL NIQUEL-MOLIBDENO. 0.85 y 1.82 Ni, 0.20 y 0.25 Mo.	303XX	(Cromo).
32XX	1.75 Ni, 1.07 Cr.	48XX	3.50 Ni, 0.25 Mo.	514XX	11.12, 12.25, 12.50, 13.00, 16.00, 17.00, 20.50 y 25.00 Cr.
33XX	3.50 Ni, 1.50 y 1.57 Cr.	50XX	ACEROS AL CROMO. 0.27, 0.40, 0.50 y 0.65 Cr.	515XX	5.00 Cr.
34XX	3.00 Ni, 0.77 Cr.	51XX	0.80, 0.87, 0.92, 0.95, 1.00 y 1.05 Cr.		ACEROS CON ALTO BORO. B denota Acero al Boro.
40XX	0.20 y 0.25 Mo.	501XX	0.50 Cr.		ACEROS AL PLOMO. L denota Acero al Plomo.
44XX	0.40 y 0.52 Mo.	511XX	1.02 Cr.		
	ACEROS AL CROMO-MOLIBDENO.	521XX	1.45 Cr.		
41XX	0.50, 0.80 y 0.95 Cr, 0.12, 0.20, 0.25 y 0.30 Mo.	61XX	ACEROS AL CROMO-VANADIO. 0.60, 0.80 y 0.95 Cr, 0.10 y 0.15 V. mín.		
	ACEROS AL NIQUEL-CROMO-MOLIBDENO.		ACEROS AL CROMO-TUNGSTENO. 13.50 y 16.50 W, 3.50 Cr.		
43XX	1.02 Ni; 0.50 y 0.80 Cr; 0.25 Mo.	71XX			

TABLA N° 2
=====

Características Técnicas de Horno Eléctrico de 30 Tons.

- Año de Construcción. -----		1957.
- Constructor. -----		Stein-Roubaix.
- Peso medio obtenido por colada. ---	Ton.	30.5
- Capacidad nominal. -----	Ton.	25-30
MEDIDAS DEL HORNO.		
- Diámetro de la cuba. -----	mm.	4,570
- Diámetro interior de la cuba. ----	mm.	3,874
- Altura de la cuba. -----	mm.	2,705
- Diámetro del baño. -----	mm.	3,200
- Profundidad del baño. -----	mm.	622-700
- Diámetro de electrodos. -----	mm.	450
- Medida del círculo de electrodos. -	mm.	1,600
- Longitud de electrodos. -----	mm.	5,550
- Consumo especificado de electrodos.	Kg/Ton.	3.5-8.0
DATOS TRANSFORMADOR.		
- Constructor. -----		Leumont-Schneider.
- Año de fabricación. -----		1971
- Potencia nominal efectiva (aparente).	MVA.	15
- Potencia nominal activa (durante fusión)	MW.	12
- Potencia activa media (valor real).	MW.	13.2
- Corriente eléctrica máxima por cada fase (valor real). -----	KA.	25.0
- Intensidad de corriente por fase (valor real). -----	KA.	25-30
- Factor de potencia Cos ϕ (valor real).		0.8
- Consumo total de energía por Ton.--	KVA-Hr/Ton.	383-480

TABLA N° 3: Composición Química Materiales de Carga.

Composición Química. Materiales.	% C	% Mn	% S	% Si	% P	% Cr	% V	% Al	% Ca	% CaF ₂	% CaO	% SiO ₂	% CaCO ₃	% Fe ₂ O ₃	% Al ₂ O ₃	% MgO	% H ₂ O
Chatarra.	.28	.66	.020	.14	.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Arrabio Sólido.	4.20	.05	.030- .050	.55	.047	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Cal.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	80.0	5.0	-	5.0	4.0	4.0	2.0
Espato Fluor.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	85.0	3.5	3.0	3.5	.4	-	-	.4
Coque. *	85- 89	-	.90	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	4.0
Calcio-Silicio.	1.0	-	.070	60- 65	.020	-	-	1.5	30- 33	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-Mn Standard.	7.5	76- 78	.050	1.2	.35	.30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-Si Standard.	0.10	.40	.025	74- 79	.035	.30	-	1.5	.75	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-Cr.	4- 7	* 52- 55	.030	3.0	.030	52- 55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe - V.	1.5	0.50	.050	2.5	.060	0.50	70- 80	1.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-

* El Coque debe contener además 10.0 % máx. de cenizas y 1.0 % de materias volátiles.

PRACTICA STANDARD CALENTAMIENTO LINGOTES ACERO SAE 6110 EN HORNOS DE FOSO SIDERPERU.

(CAPAC. MAX. CARGA : 90 TONS/CELDA).

TABLA N° 4

TIPO DE CARGA	T° CARGA (°C)	MANTEN.FIN DE CARGA (Hrs).	VELOC. EN ZONA CRITICA. (°C/Hr).	MANTENIMIENTO		VELOC. a T° IGUALIZAC. (°C/Hr)	T° IGUALIZACION (°C)	MANTEN. T° IGUALIZACION (Hrs/Tipo Ling)			TIEMPO FOSO (Hrs./Tipo Ling.).	
				Hrs	°C			A	ByC	DyG	A	B,C,D,G.
Fría	1000 (máx.)	1/2	90 máx. (hasta 1100°C)	1/2	1100	100 máx.	1270/ 1280	4 ¹ / ₂	5 ¹ / ₂	6	12	12 ¹ / ₂
								5	6	6 ¹ / ₂	12 ¹ / ₂	14
Caliente	1200	1/2	-	-	-	100 máx.	1280	2 á 4 ¹ / ₂			5 á 7 ¹ / ₂	

TABLAS CON VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO QUE APROXIMADAMENTE SE CONSIGUEN A 704°C, EN REDONDOS DE ACERO DE DIVERSOS DIAMETROS TEMPLADOS DESDE 850°C.

TABLA N° 5

ENFRIAMIENTO EN AGUA LIGERAMENTE AGITADA							
DIAMETRO EN MILIMETROS	DISTANCIA A LA PERIFERIA EN MILIMETROS.						
	0	10	20	30	40	50	60
200	18	10	6	5	4	3	2.8
150	48	22	12	8	5	4	3
100	120	30	15	9	6	5	-
50	240	55	28	-	-	-	-
25	361	115	-	-	-	-	-
Velocidad de Enfriamiento en Grados por Segundo.							

TABLA N° 6

ENFRIAMIENTO EN ACEITE LIGERAMENTE AGITADO							
DIAMETRO EN MILIMETROS	DISTANCIA A LA PERIFERIA EN MILIMETROS.						
	0	10	20	30	40	50	60
200	2.3	2.2	2.1	2	1.9	1.8	1.7
150	3.6	3.3	3.1	2.9	2.6	2.4	2.2
100	8.2	7.6	5	4.6	3.7	2.9	-
50	45	20	12	-	-	-	-
25	125	50	-	-	-	-	-
Velocidad de Enfriamiento en Grados por Segundo.							

TABLA N° 7. Factores de Templabilidad de los Aceros, para el Cálculo del Diámetro Crítico Ideal.

C %	tamaño de grano				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Re size	Rc 1/16"
	#5	#6	#7	#8							
0.01	0.0380	0.0340	0.0319	0.0300	1.033	1.007	1.004	1.0216	1.03	—	—
0.02	0.0530	0.0510	0.0460	0.0430	1.067	1.014	1.007	1.0432	1.06	—	—
0.03	0.0680	0.0629	0.0578	0.0538	1.100	1.021	1.011	1.0648	1.09	—	—
0.04	0.0791	0.0727	0.0672	0.0619	1.133	1.028	1.015	1.0864	1.12	—	—
0.05	0.0883	0.0814	0.0750	0.0697	1.167	1.035	1.018	1.1080	1.15	—	—
0.06	0.0940	0.0888	0.0821	0.0762	1.200	1.042	1.022	1.1296	1.18	—	—
0.07	0.1050	0.0960	0.0901	0.0833	1.233	1.049	1.026	1.1512	1.21	—	—
0.08	0.1122	0.1029	0.0957	0.0888	1.267	1.056	1.029	1.1728	1.24	—	—
0.09	0.1191	0.1090	0.1014	0.0941	1.300	1.063	1.033	1.1944	1.27	—	—
0.10	0.1259	0.1153	0.1065	0.0995	1.333	1.070	1.036	1.2160	1.30	39.0	—
0.11	0.1319	0.1217	0.1121	0.1041	1.367	1.077	1.040	1.2376	1.33	39.0	—
0.12	0.1373	0.1268	0.1177	0.1098	1.400	1.084	1.044	1.2592	1.36	40.0	—
0.13	0.1430	0.1320	0.1221	0.1137	1.433	1.091	1.047	1.2808	1.39	40.5	—
0.14	0.1480	0.1368	0.1270	0.1175	1.467	1.098	1.051	1.3024	1.42	41.0	—
0.15	0.1528	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.055	1.3240	1.45	41.5	—
0.16	0.1579	0.1460	0.1355	0.1250	1.533	1.112	1.058	1.3456	1.48	42.0	—
0.17	0.1622	0.1500	0.1399	0.1287	1.567	1.119	1.062	1.3672	1.51	42.5	—
0.18	0.1670	0.1542	0.1438	0.1322	1.600	1.126	1.066	1.3888	1.54	43.0	—
0.19	0.1720	0.1583	0.1471	0.1361	1.633	1.133	1.069	1.4104	1.57	44.0	—
0.20	0.1781	0.1623	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60	44.5	—
0.21	0.1810	0.1662	0.1542	0.1436	1.700	1.147	1.077	1.4536	1.63	45.0	—
0.22	0.1853	0.1701	0.1579	0.1462	1.733	1.154	1.080	1.4752	1.66	45.5	—
0.23	0.1897	0.1741	0.1614	0.1499	1.767	1.161	1.084	1.4968	1.69	46.0	—
0.24	0.1939	0.1780	0.1642	0.1528	1.800	1.168	1.088	1.5184	1.72	47.0	—
0.25	0.1980	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.5400	1.75	47.5	—
0.26	0.2021	0.1857	0.1712	0.1589	1.867	1.182	1.095	1.5616	1.78	48.0	—
0.27	0.2060	0.1891	0.1743	0.1619	1.900	1.189	1.098	1.5832	1.81	48.5	—
0.28	0.2099	0.1923	0.1779	0.1642	1.933	1.196	1.102	1.6048	1.84	49.0	—
0.29	0.2138	0.1960	0.1814	0.1672	1.967	1.203	1.106	1.6264	1.87	49.5	—
0.30	0.2172	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90	50.0	—
0.31	0.2205	0.2022	0.1879	0.1733	2.033	1.217	1.113	1.6696	1.93	50.5	—
0.32	0.2240	0.2059	0.1911	0.1760	2.067	1.224	1.117	1.6912	1.96	51.5	—
0.33	0.2272	0.2088	0.1941	0.1790	2.100	1.231	1.120	1.7128	1.99	52.0	—
0.34	0.2300	0.2120	0.1969	0.1819	2.133	1.238	1.124	1.7344	2.02	53.0	—
0.35	0.2339	0.2154	0.2000	0.1842	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05	53.5	—
0.36	0.2368	0.2181	0.2023	0.1869	2.200	1.252	1.131	1.7776	2.08	54.0	—
0.37	0.2401	0.2214	0.2052	0.1900	2.233	1.259	1.135	1.7992	2.11	54.5	—
0.38	0.2431	0.2241	0.2079	0.1922	2.267	1.266	1.139	1.8208	2.14	55.0	—
0.39	0.2460	0.2273	0.2107	0.1950	2.300	1.273	1.142	1.8424	2.17	55.5	—
0.40	0.2492	0.2300	0.2130	0.1978	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20	56.0	—
0.41	0.2522	0.2331	0.2159	0.2000	2.367	1.287	1.150	1.8856	2.23	56.5	—
0.42	0.2559	0.2360	0.2181	0.2021	2.400	1.294	1.153	1.9072	2.26	57.0	—
0.43	0.2586	0.2390	0.2209	0.2042	2.433	1.301	1.157	1.9288	2.29	58.0	—
0.44	0.2618	0.2420	0.2233	0.2063	2.467	1.308	1.160	1.9504	2.32	58.5	—
0.45	0.2642	0.2440	0.2250	0.2080	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35	59.0	—
0.46	0.2672	0.2465	0.2280	0.2117	2.533	1.322	1.168	1.9936	2.38	60.0	—
0.47	0.2701	0.2495	0.2301	0.2139	2.567	1.329	1.171	2.0152	2.41	60.5	—
0.48	0.2733	0.2521	0.2325	0.2159	2.600	1.336	1.175	2.0368	2.44	61.0	—
0.49	0.2762	0.2549	0.2352	0.2180	2.633	1.343	1.179	2.0584	2.47	61.5	—
0.50	0.2800	0.2580	0.2380	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800	2.50	62.0	—
0.51	0.283	0.263	0.242	0.223	2.700	1.357	1.186	2.1016	2.53	62.5	—
0.52	0.286	0.266	0.244	0.225	2.733	1.364	1.190	2.1232	2.56	63.0	—
0.53	0.289	0.269	0.246	0.227	2.767	1.371	1.193	2.1448	2.59	63.5	—
0.54	0.292	0.271	0.249	0.229	2.800	1.378	1.197	2.1664	2.62	64.0	—
0.55	0.294	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880	2.65	64.0	—

C %	tamaño de grano				Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Re size	Rc 1/16"
	#5	#6	#7	#8							
0.56	0.297	0.275	0.253	0.233	2.867	1.392	1.204	2.2096	2.68	64.0	—
0.57	0.300	0.277	0.256	0.235	2.900	1.399	1.208	2.2312	2.71	64.5	—
0.58	0.303	0.280	0.258	0.237	2.933	1.406	1.212	2.2528	2.74	64.5	—
0.59	0.305	0.282	0.260	0.239	2.967	1.413	1.215	2.2744	2.77	64.5	—
0.60	0.308	0.284	0.262	0.241	3.000	1.420	1.219	2.2960	2.80	65.0	—
0.61	0.311	0.287	0.264	0.243	3.033	1.427	1.222	2.3176	2.83	65	—
0.62	0.314	0.289	0.267	0.245	3.067	1.434	1.226	2.3392	2.86	65	—
0.63	0.316	0.291	0.269	0.247	3.100	1.441	1.230	2.3608	2.89	65	—
0.64	0.319	0.293	0.271	0.249	3.133	1.448	1.233	2.3824	2.92	65	—
0.65	0.321	0.295	0.273	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040	2.95	65	—
0.66	0.324	0.297	0.275	0.253	3.200	1.462	1.241	2.4256	2.98	65	—
0.67	0.326	0.299	0.277	0.255	3.233	1.469	1.244	2.4472	3.01	65	—
0.68	0.329	0.301	0.279	0.257	3.267	1.476	1.248	2.4688	3.04	65	—
0.69	0.331	0.303	0.281	0.259	3.300	1.483	1.252	2.4904	3.07	65	—
0.70	0.334	0.306	0.283	0.260	3.333	1.490	1.255	2.5120	3.10	65	—
0.71	0.336	0.308	0.285	0.262	3.367	1.497	1.259	2.5336	3.13	65	—
0.72	0.339	0.310	0.287	0.264	3.400	1.504	1.262	2.5552	3.16	65	—
0.73	0.341	0.312	0.289	0.266	3.433	1.511	1.266	2.5768	3.19	65	—
0.74	0.343	0.314	0.291	0.268	3.467	1.518	1.270	2.5984	3.22	65	—
0.75	0.346	0.316	0.293	0.270	3.500	1.525	1.273	2.6200	3.25	65	—
0.76	0.348	0.318	0.295	0.271	3.533	1.532	1.276	2.6416	3.28	65	—
0.77	0.350	0.320	0.297	0.273	3.567	1.539	1.280	2.6632	3.31	65	—
0.78	0.352	0.322	0.299	0.275	3.600	1.546	1.284	2.6848	3.34	65	—
0.79	0.354	0.324	0.301	0.276	3.633	1.553	1.287	2.7064	3.37	65	—
0.80	0.356	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280	3.40	65	—
0.81	0.358	0.328	0.305	0.280	3.700	1.567	1.294	2.7496	3.43	65	—
0.82	0.360	0.330	0.307	0.282	3.733	1.574	1.298	2.7712	3.46	65	—
0.83	0.362	0.332	0.309	0.284	3.767	1.581	1.301	2.7928	3.49	65	—
0.84	0.364	0.334	0.310	0.286	3.800	1.588	1.306	2.8144	3.52	65	—
0.85	0.366	0.336	0.312	0.287	3.833	1.595	1.309	2.8360	3.55	65	—
0.86	0.368	0.338	0.314	0.289	3.867	1.602	1.313	2.8576	3.58	65	—
0.87	0.370	0.340	0.316	0.291	3.900	1.609	1.317	2.8792	3.61	65	—
0.88	0.372	0.342	0.318	0.293	3.933	1.616	1.320	2.9008	3.64	65	—
0.89	0.374	0.344	0.319	0.294	3.967	1.623	1.324	2.9224	3.67	65	—

TABLA N° 8

DISTANCIAS DEL EXTREMO TEMPLADO														
1/8" = 3.175 mm.			3/16" = 4.762 mm.			1/4" = 6.35 mm.			3/8" = 9.525 mm.			1/2" = 12.7 mm.		
t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)
1	.808	700	1	.875	756	2	.858	741	2	.950	818	4	.919	792
2	.535	555	2	.761	560	4	.714	521	4	.873	754	6	.863	746
3	.542	478	3	.672	586	6	.625	547	6	.798	691	8	.821	710
4	.471	418	4	.590	518	8	.560	493	8	.730	634	10	.785	680
5	.435	388	5	.543	483	10	.502	444	10	.678	591	20	.628	549
6	.400	359	6	.512	452	14	.458	407	14	.608	533	30	.538	474
8	.350	317	8	.457	407	16	.425	380	16	.573	503	40	.470	417
10	.322	294	10	.413	370	20	.388	349	20	.520	459	50	.410	367
14	.285	263	14	.370	334	30	.305	280	30	.423	378	60	.373	336
16	.269	250	16	.349	316	40	.240	225	40	.368	332	80	.305	280
20	.242	227	20	.315	288	50	.225	213	50	.316	289	100	.268	249
			30	.245	230									
5/8" = 15.875 mm.			3/4" = 19.05 mm.			1" = 25.4 mm.			1 1/2" = 38.1 mm.			2" = 50.8 mm.		
t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)	t(seg)	U _f	T(°C)
10	.843	729	10	.881	761	10	.919	792	10	.938	808	10	.938	808
20	.710	618	20	.770	668	20	.847	732	20	.906	782	20	.914	788
30	.628	549	30	.691	602	30	.779	675	30	.865	747	30	.887	766
40	.553	487	40	.622	544	40	.723	629	40	.825	714	40	.860	743
50	.494	437	50	.565	497	50	.666	581	50	.786	681	50	.834	721
60	.450	409	60	.523	462	60	.620	543	60	.746	648	60	.806	698
80	.380	342	80	.443	395	80	.544	479	80	.680	593	80	.748	650
100	.335	305	100	.392	352	100	.484	429	100	.623	545	100	.697	607
120	.300	276	120	.349	316	120	.433	385	120	.573	503	120	.649	567
140	.263	245	140	.309	283	140	.394	354	140	.532	469	140	.606	531
			160	.282	260	160	.362	327	160	.494	437	160	.570	501
			180	.256	239	180	.334	304	180	.463	412	180	.540	476
			200	.238	224	200	.313	286	200	.438	391	200	.514	454
						240	.278	257	240	.395	355	240	.474	421
						300	.244	229	300	.343	311	300	.421	376
									360	.300	276	360	.376	339

$T = U_f (860 - 25) + 25$

$T = 835 U_f + 25$

ENSAYOS DE DUREZA ROCKWELL C A PROBETAS JOMINY LUEGO DEL TEMPLE INTERRUMPI
DO. (ACERO SAE 6140 NACIONAL).

TABLA N° 9a

DISTAN CIA AL EXTREMO TEMPLA- DO.	D U R E Z A R O C K W E L L C													
	P-1*	P-2	P-3	P-4	P-5	P-6	P-7	P-8	P-9	P-10	P-11	P-12	P-13	P-14
1/16"	59	57	54	56	56	54	55	55	56	55	56	56	56	54
2/16"	59	56	54	55	56	52	54	55	55	54	56	56	56	54
3/16"	59	56	54	55	54	52	54	54	55	54	55	54	55	54
4/16"	59	57	53	54	55	51	53	54	54	53	54	53	55	53
5/16"	59	57	54	54	54	52	52	54	54	52	52	52	54	53
6/16"	59	57	54	55	54	52	51	54	53	51	51	52	53	52
7/16"	59	58	54	55	54	52	51	52	52	50	50	51	52	51
8/16"	59	58	55	53	54	52	50	52	52	49	49	50	51	50
9/16"	59	59	56	53	53	51	49	50	50	48	48	48	50	48
10/16"	59	59	56	54	52	49	48	48	48	46	46	47	47	48
11/16"	58	59	57	54	52	48	46	47	48	46	45	45	46	46
12/16"	58	59	57	56	53	47	45	46	46	44	43	43	45	44
13/16"	58	59	58	56	54	47	44	44	45	43	43	42	43	43
14/16"	59	59	58	57	56	48	44	42	44	42	42	42	43	41
15/16"	59	58	58	58	57	50	44	43	42	40	41	40	42	40
16/16"	59	58	58	58	58	52	44	42	42	40	40	40	40	40
17/16"	57	59	58	58	59	53	44	43	41	40	39	39	40	38
18/16"	58	59	59	59	58	55	47	44	41	39	38	38	39	38
19/16"	59	59	58	59	59	56	50	44	42	39	37	38	38	36
20/16"	59	58	58	58	60	57	52	47	42	39	37	38	38	36

* Probeta Jominy N° 1.

ENSAYOS DE DUREZA ROCKWELL C A PROBETAS JOMINY LUEGO DEL TEMPLE INTERRUMPI
DO (ACERO SAE 6140 NACIONAL).

TABLA N° 9b

DISTAN- CIA AL EXTREMO TEMPLADO	D U R E Z A R O C K W E L L C.													
	P-1	P-2	P-3	P-4	P-5	P-6	P-7	P-8	P-9	P-10	P-11	P-12	P-13	P-14
21/16"	59	58	58	59	59	58	54	49	42	39	37	37	37	37
22/16"	59	58	58	59	59	58	55	51	44	40	37	37	37	36
23/16"	59	58	58	58	59	58	56	54	45	40	37	37	36	35
24/16"	59	59	58	59	59	58	57	55	48	43	38	37	36	35
25/16"	59	59	58	59	59	58	58	56	49	45	38	37	36	34
26/16"	59	59	59	59	59	58	58	56	51	46	40	37	37	34
27/16"	59	58	59	59	59	58	58	57	53	48	41	37	36	33
28/16"	58	57	59	59	59	58	58	57	54	50	42	38	37	33
29/16"	58	58	59	59	59	57	58	58	56	51	43	38	37	33
30/16"	59	59	59	59	59	57	58	58	56	52	46	39	36	33
31/16"	59	59	59	60	58	57	58	58	56	54	47	39	37	33
32/16"	59	59	59	59	59	57	58	58	56	54	48	40	37	33
33/16"	58	59	59	59	59	58	57	59	58	55	49	40	37	34
34/16"	59	59	59	59	59	58	57	58	58	55	50	42	37	34
35/16"	59	58	59	59	59	57	58	58	58	56	50	43	38	34
36/16"	58	58	59	60	59	57	57	58	58	56	51	45	38	34
37/16"	59	57	59	60	59	57	58	58	58	56	52	46	38	34
38/16"	59	57	59	59	59	58	58	58	58	56	52	47	39	34
39/16"	58	57	59	59	58	57	57	58	58	56	52	48	40	34
40/16"	58	58	59	60	58	57	57	58	58	56	52	48	40	34

CARACTERISTICAS DE OPERACION Y MICROESTRUCTURA DE LOS PUNTOS MICROGRA-
FICOS SELECCIONADOS.

TABLA N° 10

Ubica- ción Trans- form.	Mi- cro- gra- fía	Tiempo al cho- rro de agua (seg).	Distanc- ia al extre- mo temp (pulg)	Microconstituyentes *				Dureza (HRC).
				M	B	S	F	
I N I C I O	H	180	36/16	90 %	<10 %	-	Trazas	58.0
	I	140	28/16	95 %	5 %	-	-	58.0
	J	120	22/16	95 %	<5 %	-	-	58.0
	K	80	16/16	98 %	2 %	-	-	58.5
	L	10	2/16	100%	-	-	-	59.0
F I N	C	200	22/16	5 %	25 %	<70 %	Trazas	37.0
	D	190	18/16	15 %	85 %	-	-	39.5
	E	140	14/16	30 %	70 %	-	-	44.0
	F	120	12/16	30 %	70 %	-	-	47.0
	G	100	10/16	60 %	40 %	-	-	52.5
I N T E R M E D I A	A	360	32/16	10 %	5 %	80 %	5 %	33.5
	B	300	28/16	15 %	10 %	70 %	5 %	36.5
	LL	30	4/16	85 %	15 %	-	-	57.0
	M	60	10/16	85 %	15 %	-	-	56.0
	N	120	17/16	65 %	35 %	-	-	54.0
	O	140	20/16	60 %	40 %	-	-	52.0
	P	160	24/16	85 %	15 %	-	-	55.0
	Q	190	30/16	75 %	<25 %	-	Trazas	52.5
	R	190	26/16	15 %	50 %	<35 %	Trazas	45.5
	S	200	29/16	20 %	65 %	<15 %	Trazas	44.0
	T	240	36/16	50 %	50 %	-	Trazas	45.0
	U	200	12/16	20 %	80 %	-	-	43.5
	V	190	7/16	60 %	40 %	-	-	50.5
W	180	2/16	90 %	<10 %	-	-	55.0	

* M = Martensita.

S = Sorbita.

B = Bainita.

F = Ferrita.

TABLA N° 11: PROPIEDADES MECANICAS ACERO NACIONAL SAE 6140.

ESTADO.	E (Kg/mm ²).	R (Kg/mm ²).	A (%)	DUREZA		I (Kg/cm ²).			
				HRB	HRC	-20°C	0°C	+ 23°C	
Normalizado (850°C)	87	115-120	10	-	29	-	-	-	
Recocido (850°C)	48-50	75-80	22-24	90	-	-	-	-	
Temple 850°C (Agua)	-	235 ^t	-	-	59	-	-	-	
Temple 850°C (Aceite)	-	214 ^t	-	-	56	-	-	-	
Temple 850°C (agua) y revenido (aire)	200°C	-	195	1.0*	-	56	-	-	
	350°C	169	172	10.0	-	46	-	-	
	450°C	142	147	12.0	-	42	-	-	
	580°C	114	120	20.0	-	35	-	-	
	680°C	75	88	23.0	-	22	-	-	
Temple 850°C (aceite) y revenido (aire)	200°C	-	184	2.0*	-	55	1.7	0.9	1.7
	350°C	165	177	5.0	-	41	0.9	0.6	0.9
	450°C	134	145	12.0	-	39	1.4	1.7	2.5
	580°C	108	115	18.0	-	32	4.0	5.2	6.9
	680°C	72	85	20.0	-	21	9.2	6.8	9.2

E = Límite Elástico.

R = Resistencia a la Rotura.

A = Alargamiento.

HRB = Dureza Rockwell B.

HRC = Dureza Rockwell C.

I = Impacto Charpy.

* = Roto fuera de punto.

t = Resistencia Teórica.

TABLA N° 12: PROPIEDADES MECANICAS ACERO IMPORTADO SAE 6150

Estado (Tratamiento Térmico).	E (Kg/mm ²)	R (Kg/mm ²)	A (%)	DUREZA		I (Kg/cm ²)	Utilización.	
				HRB	HRC			
Normalizado (870°C).	63.0	96.0	22.0	-	27.5	4	En general en piezas de gran responsabilidad de maquinarias y equipos, muelles y resortes de automotores y ferrocarriles. También como acero de gran resistencia, tratado con una resistencia de 90-120 Kg/mm ² .	
Recocido (815°C).	42.0	68.0	23.0	93.0	-	-		
Temple 850°C (aceite).	-	230.0	-	-	59.0	-		
Temple y revenido (enfriamiento aire).	205°C	173.0	197.0	8.0	-	53.0		-
	315°C	167.0	176.0	3.0	-	49.0		-
	425°C	134.0	144.0	10.0	-	44.0		2
	540°C	109.0	118.0	13.0	-	37.0		-
	650°C	86.0	96.5	17.0	-	29.5	-	

* Handbook American Society for Metals.

TABLA N° 13: Propiedades Mecánicas de Aceros Importados Similares al SAE 6140 *

CALI-DAD.	ESTADO	E (kg/mm ²)	R (kg/mm ²)	A (%)	D U R E Z A		I (kg/cm ²)	UTILIZACION.
					HRB	HRC		
SAE 5140	Normalizado 850°C.	52	80-95	11	-	21-29	3	En la industria automotriz. Tratado se emplea con una resistencia de 85-105 kg/mm ² para fabricar árboles y pequeñas piezas de responsabilidad media.
	Temple 850°C(aceite)	-	160-190	-	-	46-54	-	
	Temple 850°C y revenido 600°C (aire).	70	90-120	14	-	27-38	4	
	Recocido ablandamiento (680°C).	-	70-75	-	95-97	-	-	
SAE 8640	Normalizado 850°C.	53	85-100	8	-	27-32	2	En la fabricación de tornillos y piezas estampadas en frío para automotores. Tratado se emplea con una resistencia de 120-130kg/mm ² .
	Temple 850°C(aceite)	-	165-200	-	-	48-54	-	
	Temple 850°C y revenido 550°C (aire).	88	102-130	12	-	32-41	5	
SAE 4140	Normalizado 850°C.	70	100-115	10	-	31-37	3	Fabricación de engranajes y partes de maquinarias. Tratado se emplea con una resistencia de 95-110 kg/mm ² .
	Temple 850°C(aceite)	-	174-220	-	-	50-56	-	
	Temple 850°C y revenido 600°C (aire).	75	100-120	12	-	31-39	6	
	Recocido (680°C).	-	76	-	97	-	-	
SAE 4340	Normalizado 850°C.	80	110-125	8	-	35-40	2	De gran templabilidad. Para fabricar piezas de gran resistencia y sometidas a grandes esfuerzos de flexión torsión, choque, etc.
	Temple 820°C(aceite)	-	173-200	-	-	50-54	-	
	Temple 820°C y revenido 600°C (aire).	85	115-130	10	-	37-42	4	
	Recocido (680°C).	-	88	-	-	27	-	

* Manual de Normas y Especificaciones del I.H.A., España.

TABLA N° 14: Aceros Aleados Importados (1,975) - Tons.

Calidad Acero	Palanquillas, Planchones.	Barras Huecas	Barras Redondas	Barras Cuadradas	Barras Exagon.	Platinas	Barras Octogonales	Total
SAE 4140	2.8	150.4	794.9	12.9	120.3	265.2	1.1	1,347.6
SAE 4145	-	-	3.8	-	-	-	-	3.8
SAE 4340	3.0	-	196.0	18.4	8.3	51.7	-	277.4
SAE 5140	-	-	30.3	-	-	-	-	30.3
SAE 5150	-	10.8	-	-	-	-	-	10.8
TOTAL	5.8	161.2	1,025.0	31.3	128.6	316.9	1.1	1,669.9

INFORME HORNO DE FOSO - DUO CUARTO

CARGA FRIA CELDA N° 3.

DIMENSIONES PROGRAMADAS: 220 x 250 x 3200 mm.

COLADAS 261033, 261032, 160905.

PESO TOTAL LINGOTES : 90.460 TONS.

NUMERO DE LINGOTES : 18.

CUADRO N° 3

=====

PROGRAMA CALENTAM. TIEMPO y TEMPERAT.	INICIO	FIN	MANTENIMIENTO	CALENTAMIENTO ZONA CRITICA			MANTENIMIENTO	CALENTAMIENTO T° IGUALIZA - CION		MANTENIMIENTO
HORA	16h35'	17h05'	17h05' / 17h35'	18h15'	19h45'	20h45'	21h30' / 22h00'	23h00'	24h00'	24h00' / 06h30'
T° HORNO (°C)	1030	730	730	840	920	1020	1100	1180	1280	1280

COSTO DE PRODUCCION : Alternativa Nave de Colada.

CUADRO N° 9 : Ratios de Producción Acero SAE 6140.

Proceso Ratios y Materiales	Alto Horno (Arrabio Sol)	Horno Eléctrico	Nave Colada	Lamina dor Duo	Tren Desbag tador.
Ratios Standard		1.143	1.020	1.177	1.170
Rendim. metal. (%)		87.5	98.0	86.0	85.5
Material carga (Kgs)			1,405.0	1,377.0	1,170.0
Chatarra proceso (Kgs)			28.0	166.0	138.0
Merma (Kgs)			-	41.0	32.0
Material Neto (Kgs)	162.0	1,405.0	1,377.0	1,170.0	1,000.0

CUADRO N° 10 : Materiales de Carga en el Horno Eléctrico.

Material de Carga	Consumo (Kg/Ton Acero Líquido)	Consumo (Kg/Ton Acero Terminado)	
NA CID NAL	Arrabio Sólido Chatarra Cal	162.0 547.2 31.0	277.6 768.8 43.6
IM FOR TA DO	Espato Fluor Chatarra Fe-Mn Stand. Fe-Si 75 % Fe-V Fe-Cr	2.5 364.8 8.7 4.9 2.9 19.4	3.5 512.5 12.2 6.9 4.1 27.2
	TOTAL.	1,143.4	1,606.4

CUADRO N° 11 : Materiales de Carga en el Alto Horno.

Material de Carga	Consumo (Kg/Ton Arrabio)	Consumo (Kg/Ton Acero Terminado).
Coque Metalúrgico	540.0	122.9
Pellets	1,481.0	337.1
Cuarcita	6.0	1.4
Balastro	6.0	1.4
Caliza	230.0	52.3
TOTAL	2,263.0	515.1

COSTO DE PRODUCCION : ALTERNATIVA NAVE DE COLADA

CUADRO N° 12 : RESUMEN DEL COSTO DE PRODUCCION, ACERO SAE 6140.

ELEMENTOS DEL COSTO DE PRODUCCION.		CONSUMO (kg/ton.acero terminado).	PRECIO (Soles/ton.)	COSTO (soles/ton.acero Terminado).
MATERIAL DE CARGA				
Nacio nal.	Chatarra	768.8	8,000.0	6,150.4
	Pellets	337.1	1,682.0	567.0
	Balastro	1.4	442.0	0.6
	Cuarcita	1.4	2,276.0	3.2
	Caliza	52.3	1,284.0	67.2
	Cal	43.6	5,900.0	257.2
	SUB-TOTAL			
Impor tado.	Chatarra	512.5	14,820.0	7,595.2
	Coque	122.9	17,200.0	2,113.8
	Fe-Mn.Standard.	12.2	65,574.0	800.0
	Fe-Si 75%	6.9	72,638.0	501.2
	Fe-V	4.1	1'007,370.0	4,130.2
	Fe-Cr	27.2	21,732.0	591.2
	Espato Fluor	3.5	23,812.0	83.4
SUB-TOTAL				15,815.0
TOTAL CARGA				22,860.6
CREDITOS :				
CHATARRA		332.0	10,000.0	3,320.0
TOTAL CREDITOS				3,320.0
TOTAL MATERIAL NETO				19,540.0
Costos transformac. :				
Mano obra directa				1,288.0
Materiales varios				2,110.0
Repuestos				326.0
Servicios comprados				1,509.0
Serv. y Mantenimiento				5,368.0
Reservas de operaci3n				1,008.0
Total Costos Transformac.:				11,609.0
Total Costo Directo				31,149.6
Gastos Administraci3n				7,062.7
Depreciaci3n				1,765.8
COSTO TOTAL				39,978.1

COSTO DE PRODUCCION : Alternativa Máquina de Colada Continua.

CUADRO N° 13: Ratios de Producción Acero SAE 6140.

Procesos Ratios y Materiales.	Alto Horno (Arrabio sól.)	Horno Eléctrico	Colada Continua	Tren Desbasta- dor
Ratios Standard. Rendim. metá. (%)		1.143 87.5	1.070 93.5	1.120 89.5
Material carga (kgs) Chatarra proc. (kgs) Merma (kgs).			1,198.0 78.0 -	1,120.0 96.0 24.0
Material neto (kgs)	162.0	1,198.0	1,120.0	1,000.0

CUADRO N° 14: Materiales de Carga en el Horno Eléctrico.

Material de Carga.		CONSUMO (kg/Ton Acero Líq)	CONSUMO (kg/Ton Acero Terminado).
NA- CIO NAL	Arrabio Sól.	162.0	194.1
	Chatarra.	547.2	655.5
	Cal.	31.0	37.1
IM- POR TA DO	Chatarra.	364.8	437.0
	Fe-Mn Stand.	8.7	10.4
	Fe-Si 75 %	4.9	5.9
	Fe-V	2.9	3.5
	Fe-Cr	19.4	23.2
	Esáato Fluor	2.5	3.0
TOTAL.		1,143.4	1,369.7

CUADRO N° 15: Materiales de Carga en el Alto Horno.

Material de Carga	CONSUMO (kg/Ton arrabio)	CONSUMO (kg/Ton acero terminado).
Coque Metalúrgico.	540.0	104.8
Pellets.	1,481.0	287.5
Cuarcita.	6.0	1.2
Balastro.	6.0	1.2
Caliza.	230.0	44.6
TOTAL.	2,263.0	439.3

COSTO DE PRODUCCION : ALTERNATIVA MAQUINA DE COLADA CONTINUA

CUADRO N° 16 : RESUMEN DEL COSTO DE PRODUCCION -ACERO SAE 6140.

ELEMENTOS DEL COSTO DE PRODUCCION.		CONSUMO (kg/ton.acero terminado)	PRECIO (soles/Ton.)	COSTO (soles/ton.acero terminado)
MATERIAL DE CARGA				
Nacio- nal.	Chatarra	655.5	8,000.0	5,244.0
	Pellets	287.5	1,682.0	483.6
	Balastro	1.2	442.0	0.6
	Cuarcita	1.2	2,276.0	2.8
	Caliza	44.6	1,284.0	57.2
	Cal	37.1	5,900.0	218.8
	SUBTOTAL			
Impor- tado.	Chatarra	437.0	14,820.0	6,476.4
	Coque	104.8	17,200.0	1,802.6
	Fe-Mn Standard	10.4	65,574.0	682.0
	Fe-Si 75%	5.9	72,638.0	428.6
	Fe-V	3.5	1,007,370.0	3,525.8
	Fe-Cr	23.2	21,732.0	504.2
	Espato Fluor	3.0	23,812.0	71.4
SUBTOTAL				13,491.0
TOTAL CARGA				19,498.0
CREDITOS :				
CHATARRA		174.0	10,000.0	1,740.0
TOTAL CREDITOS				1,740.0
TOTAL MATERIAL NETO				17,758.0
COSTOS TRANSFORMAC. :				
Hanc Obra directa				1,124.0
Materiales varios				1,062.0
Repuestos				294.0
Servicios comprados				1,389.0
Serv.y Mantenimiento				4,340.0
Reserva de Operación				163.5
TOTAL COSTOS TRANSFORM.				8,372.5
TOTAL COSTO DIRECTO				26,130.5
Gastos Administración				5,876.0
Depreciación				1,469.0
COSTO TOTAL				33,475.5

PRODUCTOS SEMITERMINADOS Y TERMINADOS - SIDERPERU.

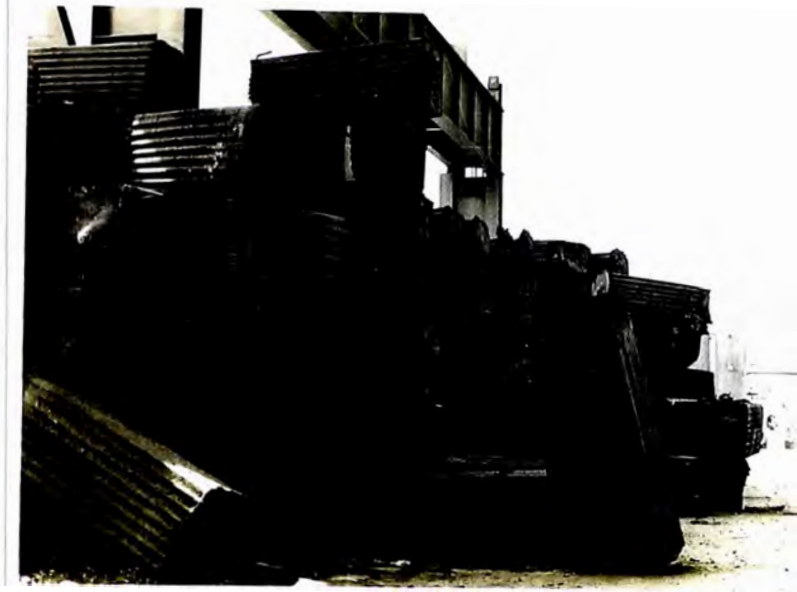


FIG. 8: Acero SAE 6140 en lingotes de 5 Tons.



FIG. 9: Tochos de Acero SAE 6140.



FIG. 10: Barras Redondas de 3" ϕ - Acero SAE 6140.

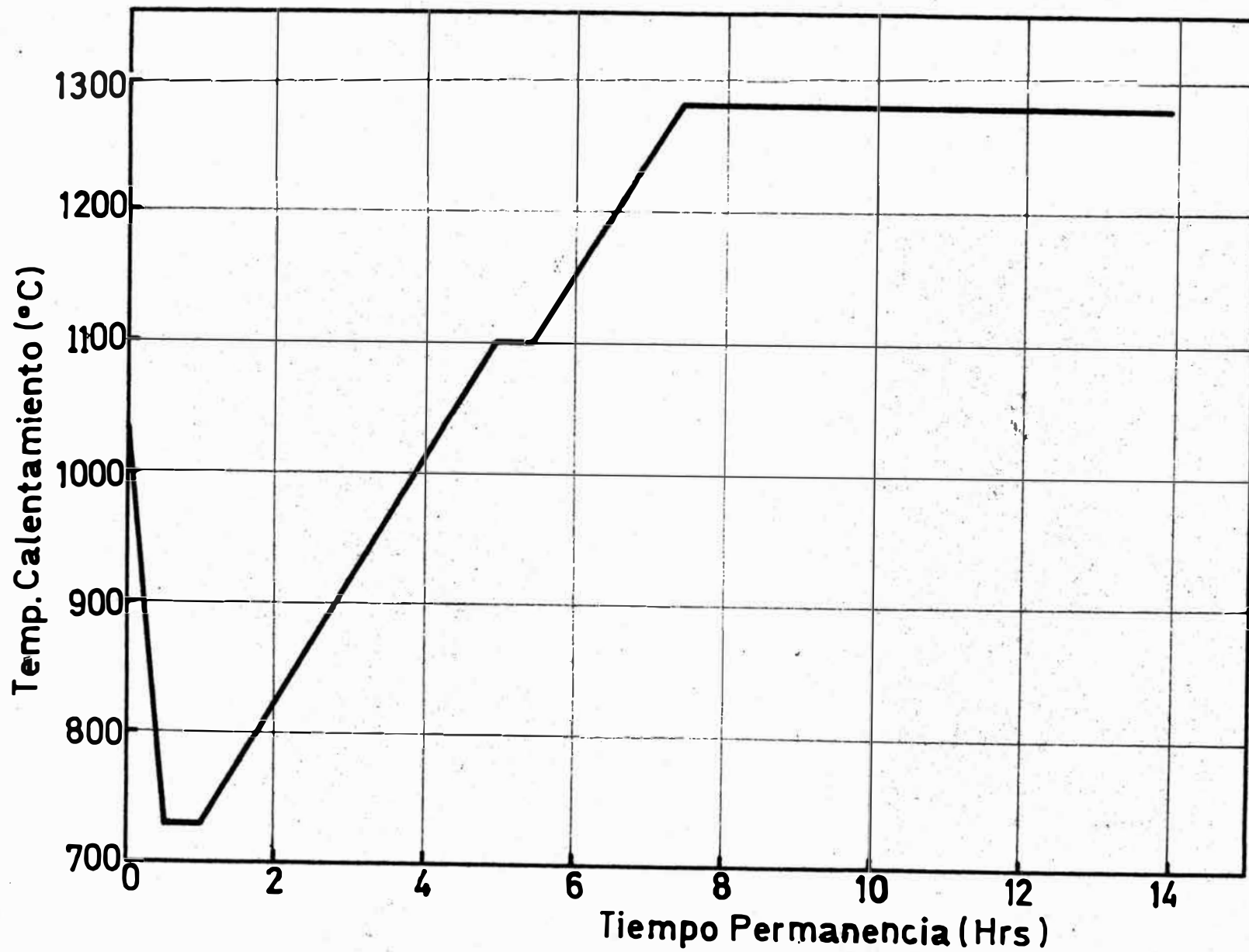


FIG.12 : Gráfica del calentamiento de lingotes calidad SAE 6140 - Hornos de Foso SIDERPERU.

EQUIPOS SIDERURGICOS - LAMINACION.
=====

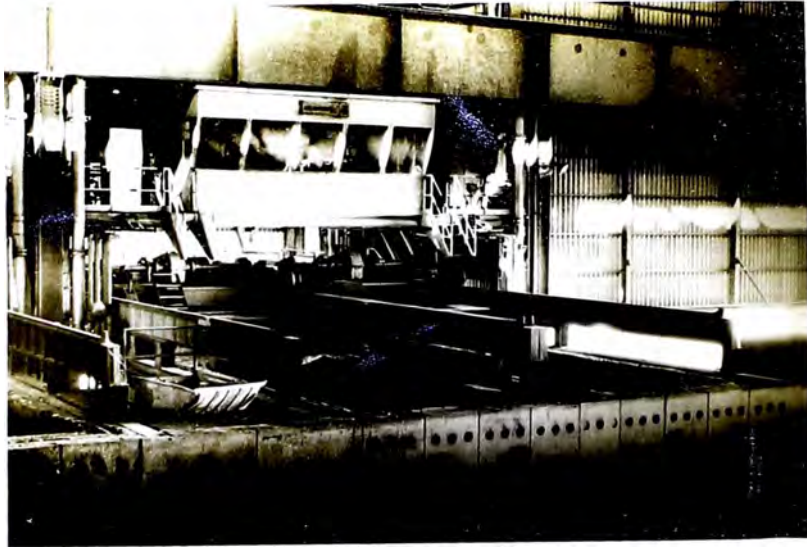


FIG. 14: Hornos de Foso para el recalentamiento de lingotes. Planta de Laminación Planos, SIDERPERU.



FIG. 15: Laminador Desbastador Duo-Cuarto Reversible. Planta de Laminación Planos, SIDERPERU.

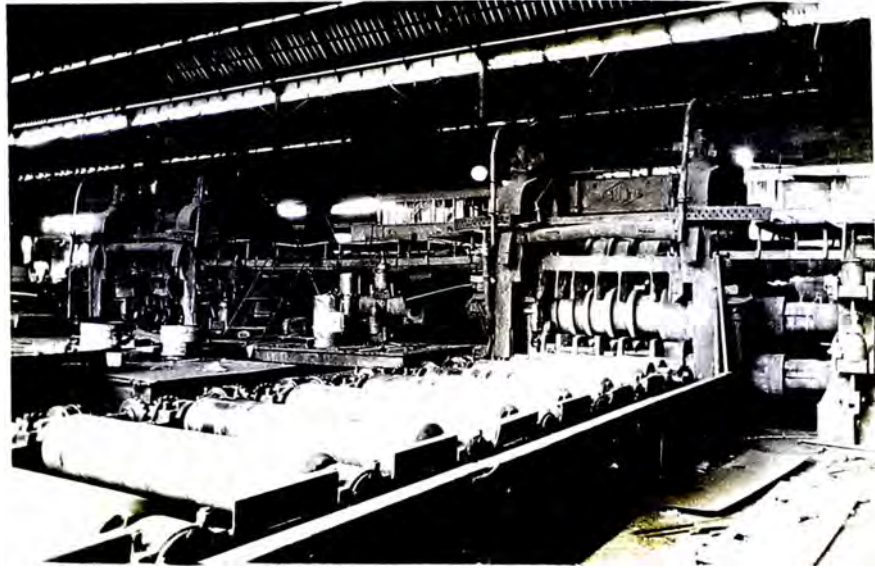
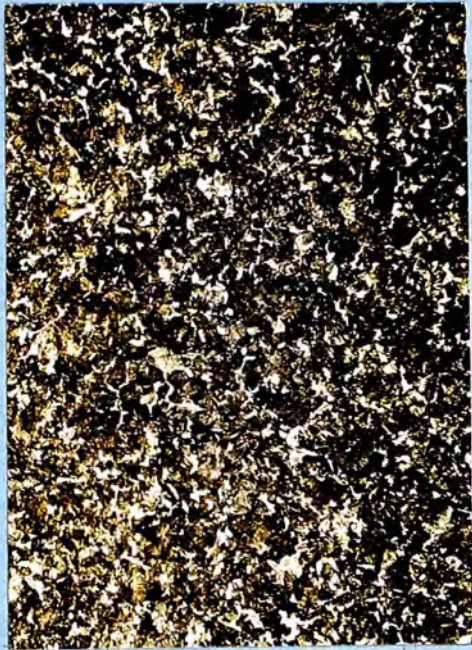
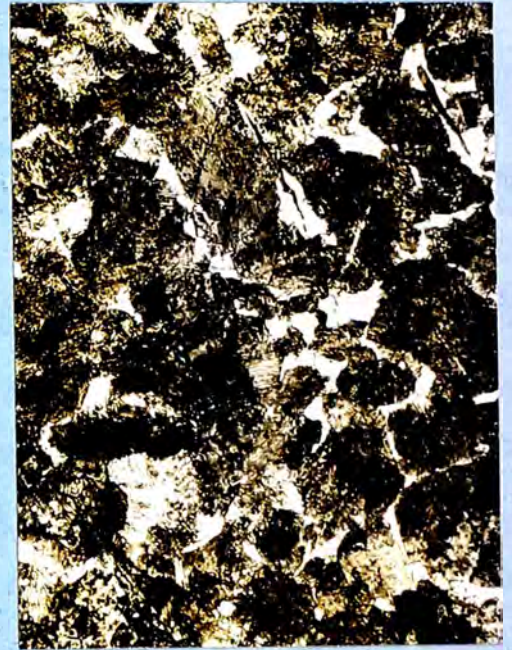


FIG. 16: Tren Laminador 650 - Planta de Laminación no Planos, SIDERPERU.

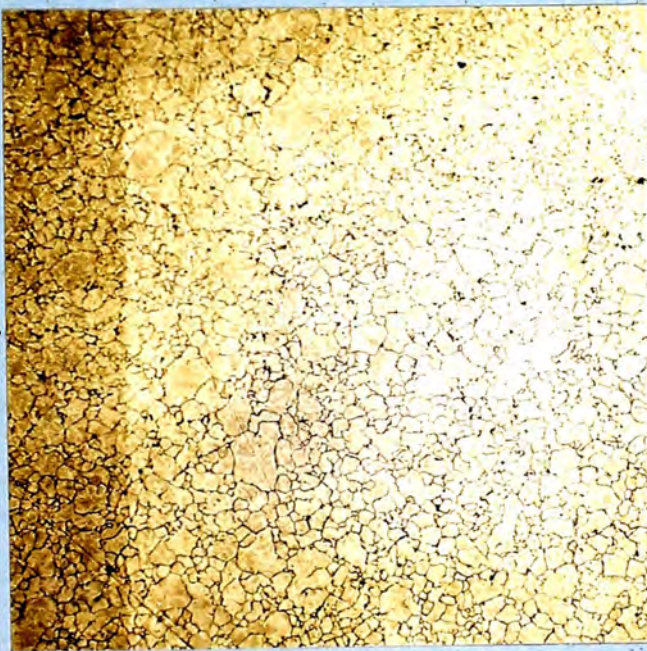


100 X

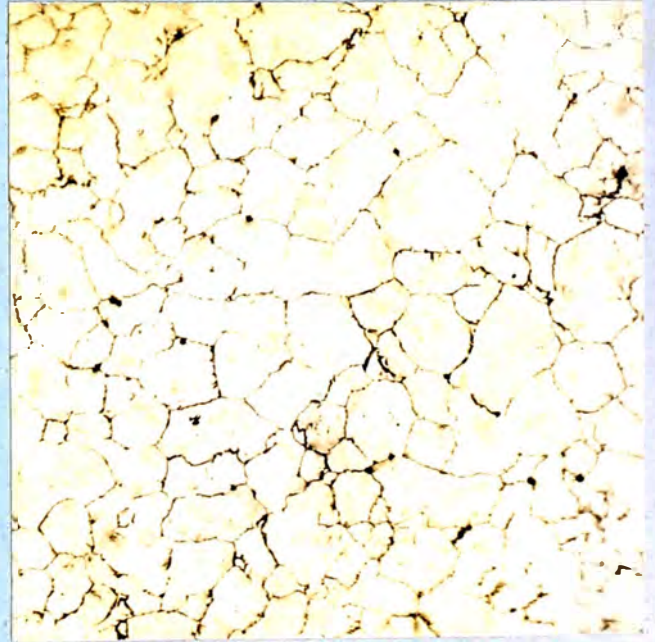


500 X

FIGS. 26 y 27: Microestructura del Acero SAE 6140 Laminado en Caliente. (Ataque con Nital).



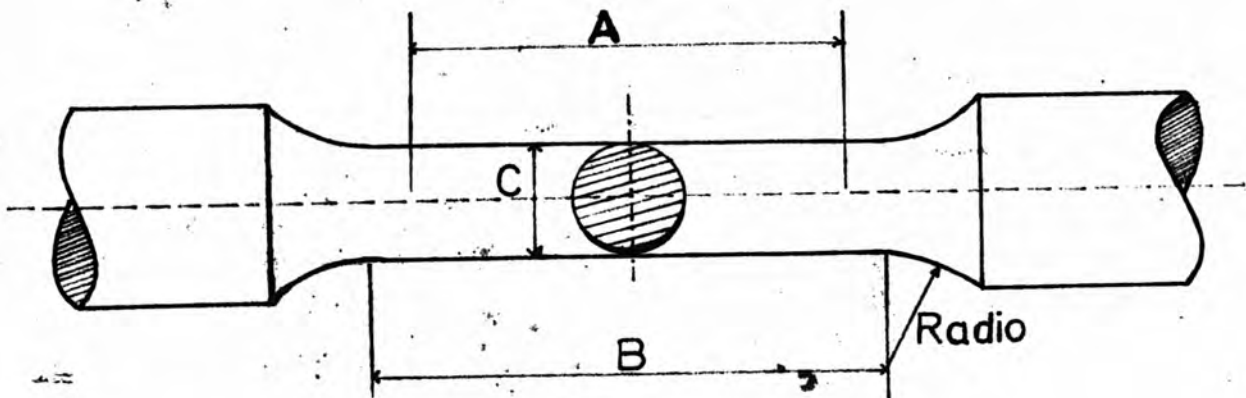
100 X



500 X

FIGS. 36 y 37: Tamaño de Grano Austenítico en el Acero SAE 6140 (N°8.0 - 8.5 ASTM).

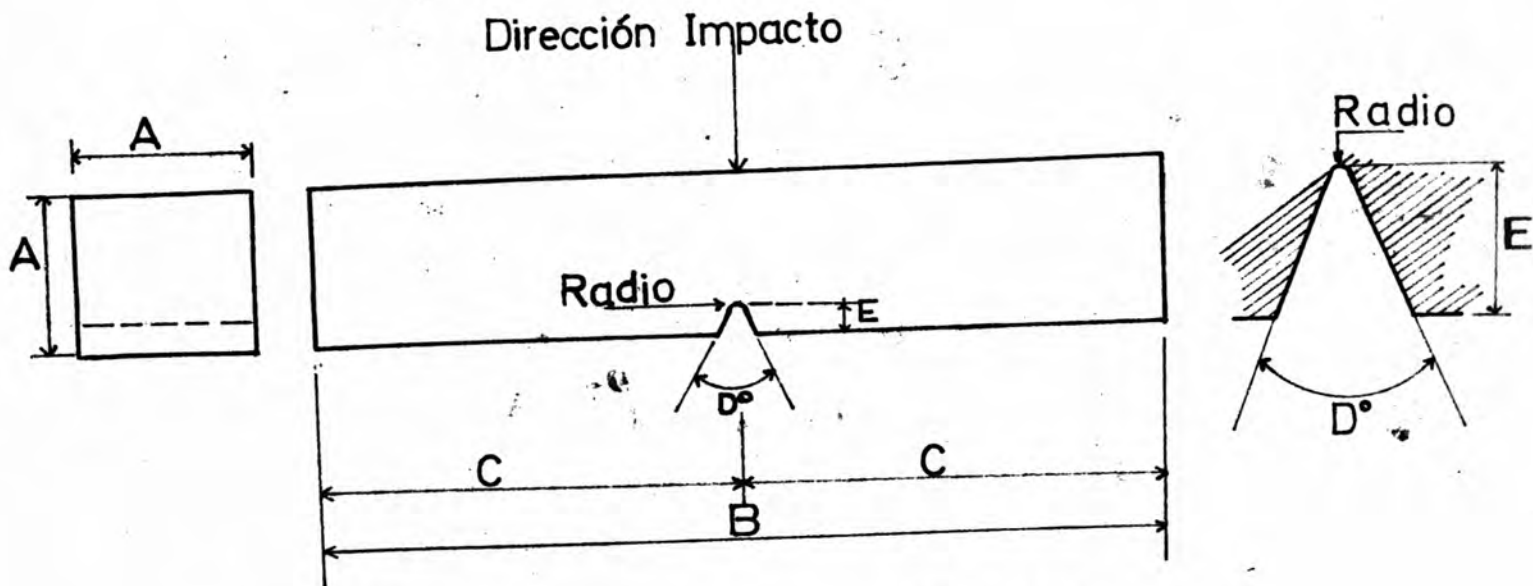
PROBETAS DE TRACCION E IMPACTO



A = 50 mm
B = 60 mm aprox.

C = 14 mm
Radio = 15 mm min.

Fig. N°29 : Probeta para ensayo de tracción (Norma JIS Z2201)



A = 10 ± 0.05 mm
B = 55 ± 0.6 mm
C = 27.5 ± 0.4 mm

$D^\circ = 45 \pm 2^\circ$
E = 2 mm
Radio = 0.25 ± 0.025 mm

Fig. N°30: Probeta para ensayo de impacto Charpy (Norma JIS Z2202)

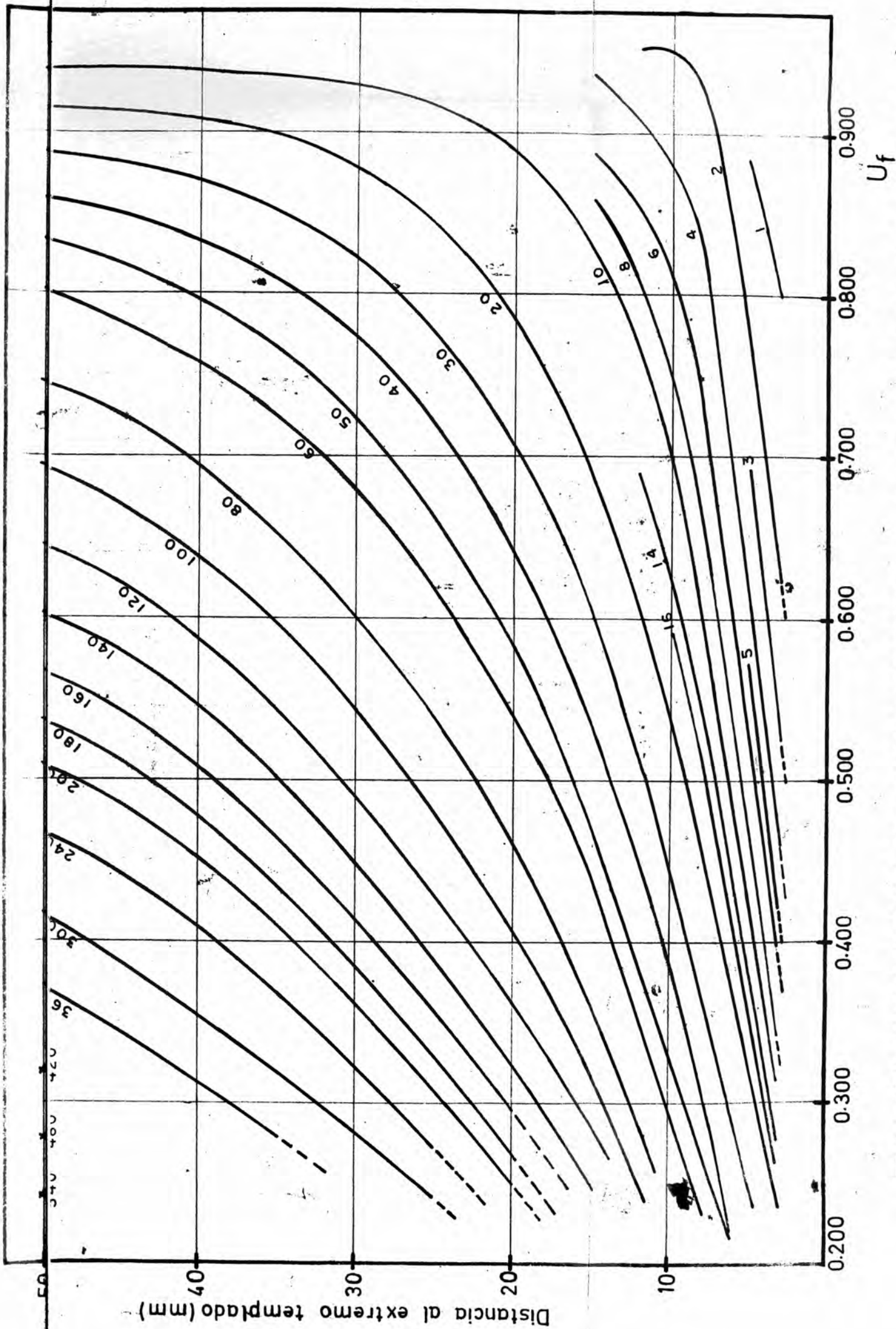


FIG. N°38: COEFICIENTE DE ENFRIAMIENTO U_f EN FUNCION DE LA DISTANCIA AL EXTREMO TEMPLADO

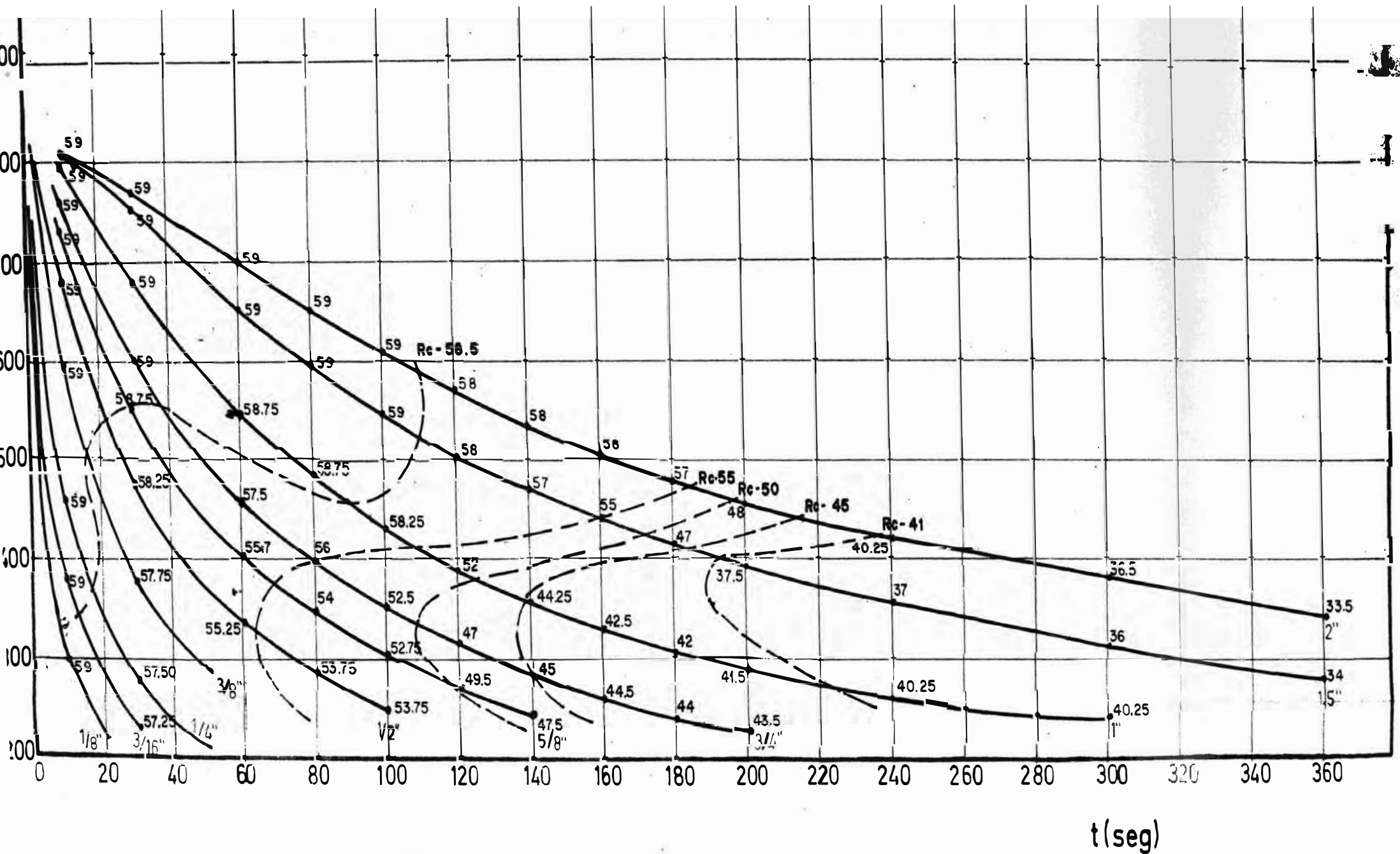


FIG. N°39: CURVAS DE ENFRIAMIENTO EN PROBETAS JOMINY CON TEMPLE INTERRUPTIDO.
LINEAS DE IGUAL DUREZA.

ACERO SAE 6140 NACIONAL

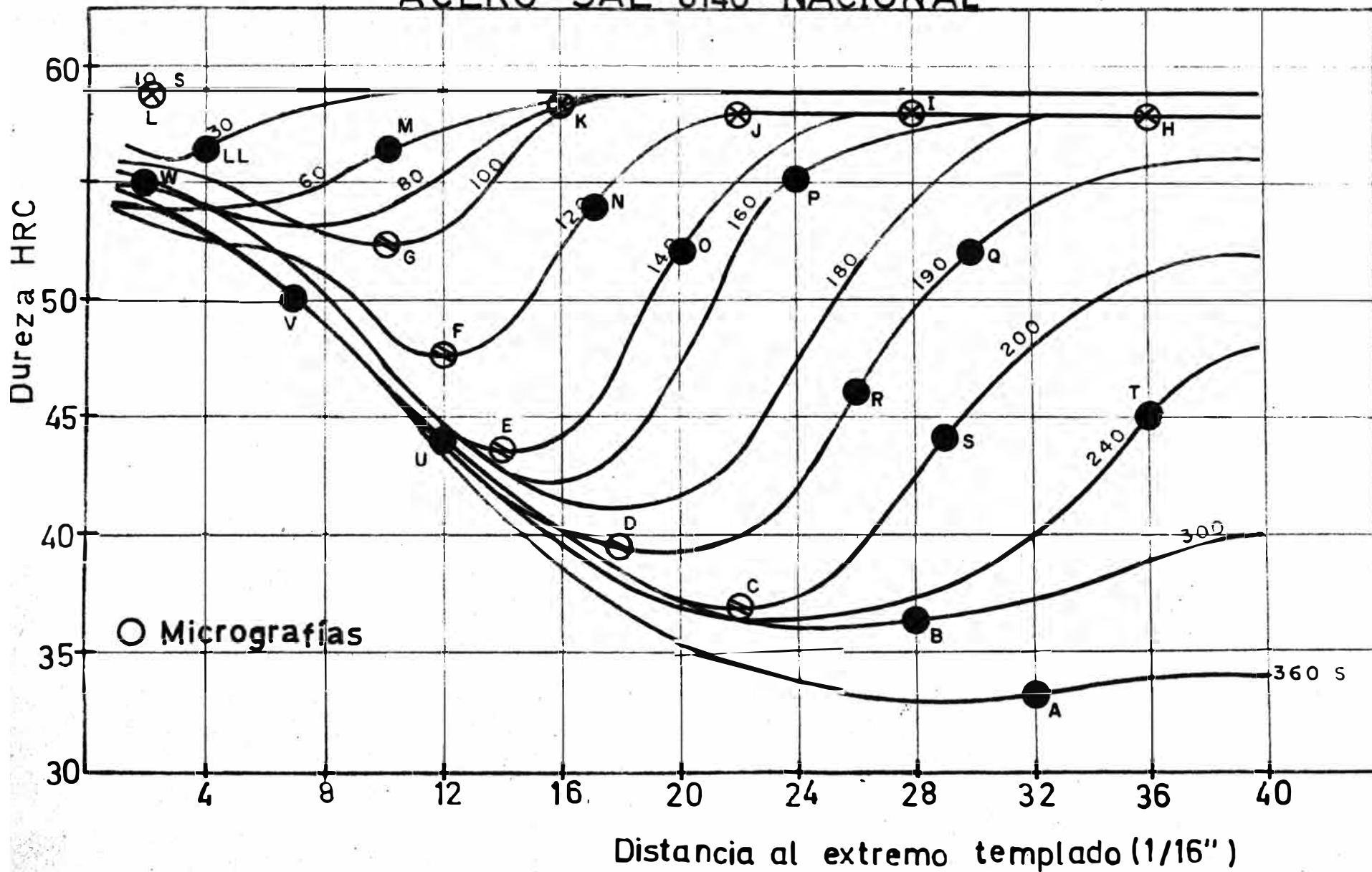
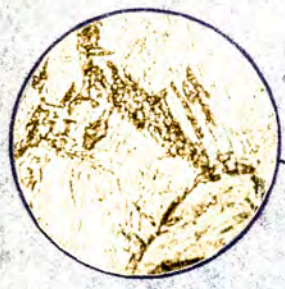


FIG. N°40: CURVAS JOMINY DE TEMPLE INTERRUMPIDO Y UBICACION DE MICROGRAFÍAS.

ACERO SAE 6140
Diagrama de Transformación en Enfriamiento Continuo.



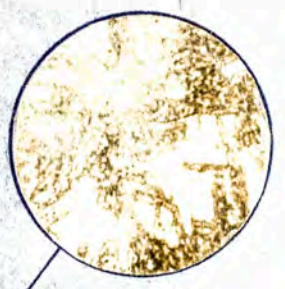
52 HRC



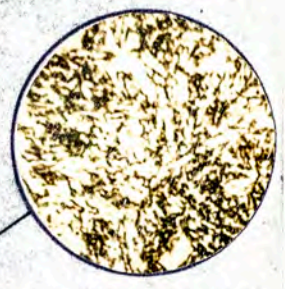
56 HRC



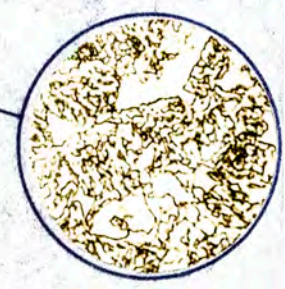
59 HRC



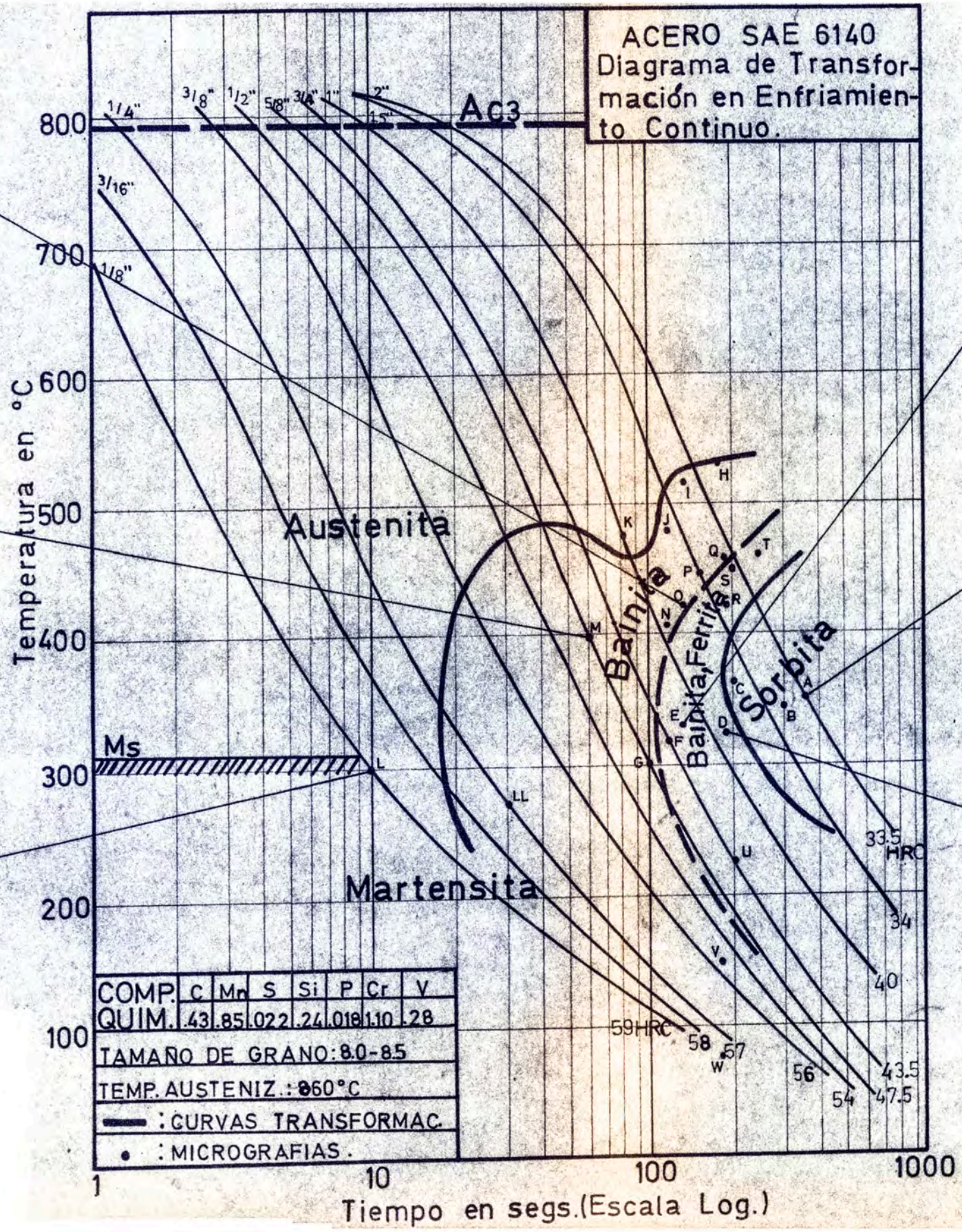
44 HRC



33.5 HRC



39.5 HRC



COMP.	C	Mn	S	Si	P	Cr	V
QUIM.	.43	.85	.022	.24	.018	1.10	.28
TAMAÑO DE GRANO: 80-85							
TEMP. AUSTENIZ.: 860°C							
— : CURVAS TRANSFORMAC.							
• : MICROGRAFIAS.							

Tiempo en segs. (Escala Log.)

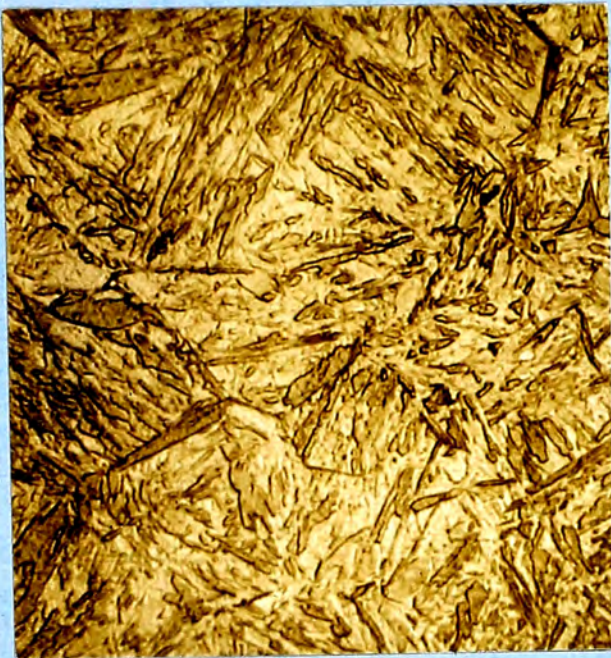


FIG. 42: Micrografía L (1600X).
Agujas gruesas de martensita.

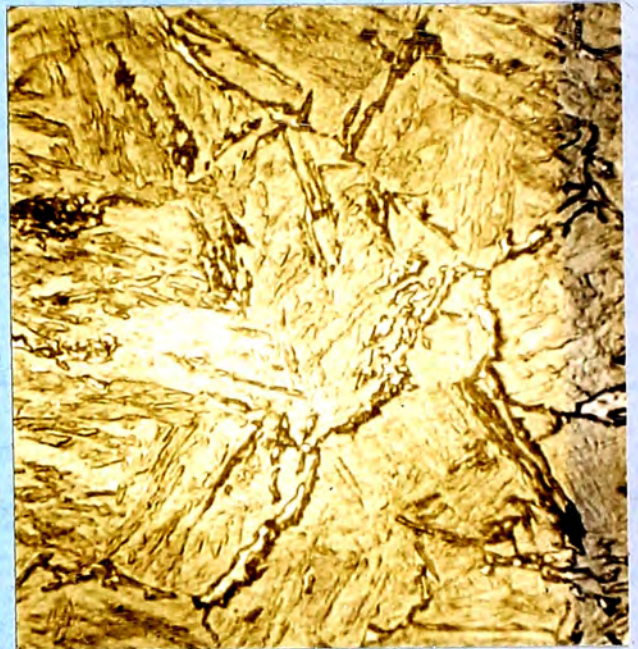


FIG. 43: Micrografía H (1600X).
Matriz martensítica, probabl.
bainita inferior en bordes d
grano austenítico (10%) y tr
zas de ferrita.

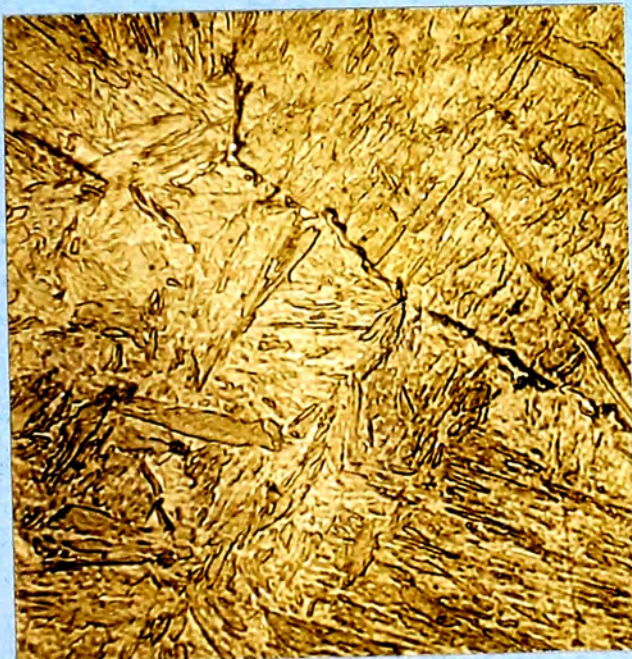


FIG. 44: Micrografía I (1600X).
Matriz martensítica, bai-
nita alineada (5%).

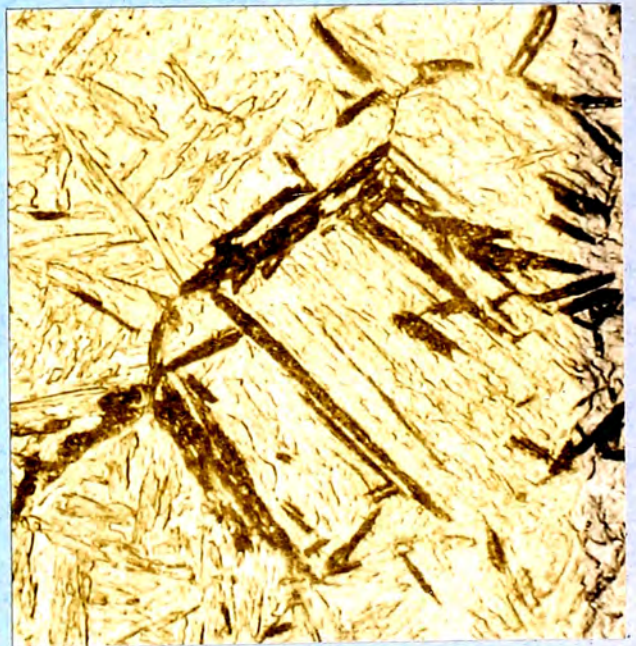


FIG. 45: Micrografía LL (1600X).
Agujas gruesas de martensi-
ta, y bainita inter é intra
granular (15%).



FIG. 46: Micrografía M (1600X).
Agujas finas de martensita,
y bainita inter é intragranular (15%).



FIG. 47: Micrografía O (1600X).
Matriz martensítica (60%)
con bainita (40%).

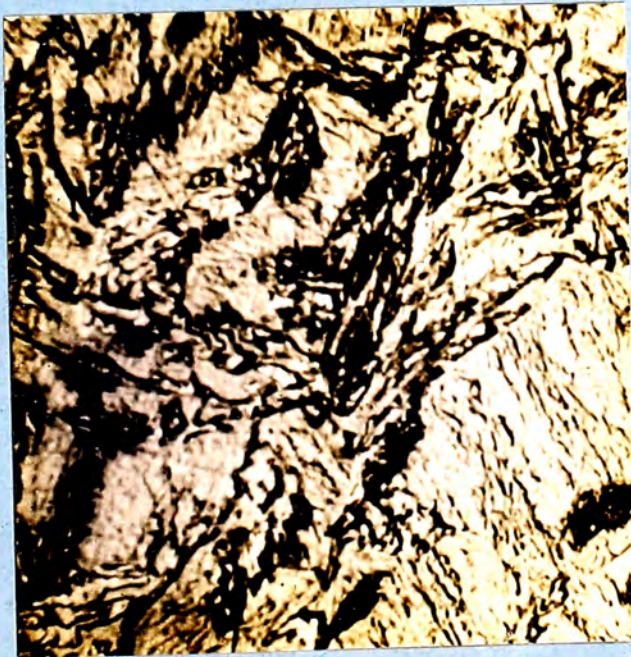


FIG. 48: Micrografía Q (1600X).
Matriz martensítica, con
bainita (25%) y trazas de
ferrita.



FIG. 49: Micrografía G (1600X).
Matriz martensítica (60%)
con bainita (40%).



FIG. 50: Micrografía V (1600X).
Matriz martensítica (60%)
con bainita acicular notoria (40%).

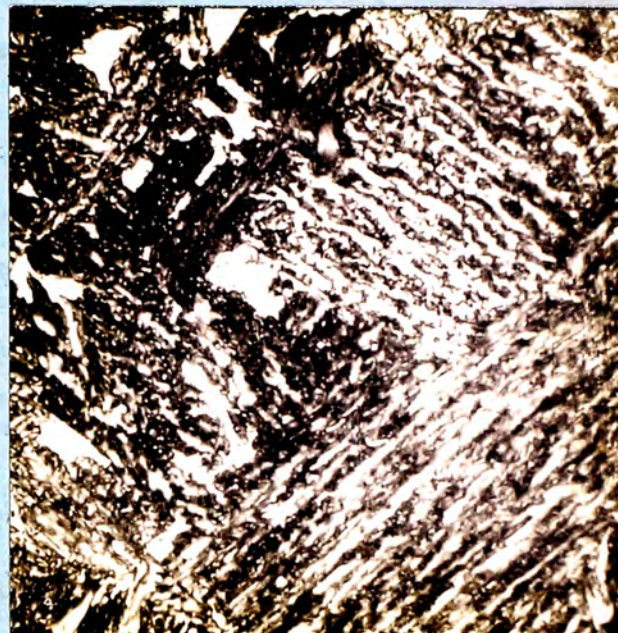


FIG. 51: Micrografía R (1600X).
Matriz bainítica (50%), temperada a sorbita (35%) y granos martensíticos (15%).



FIG. 52: Micrografía E (1600X).
Matriz bainítica (70%)
con áreas martensíticas (30%).

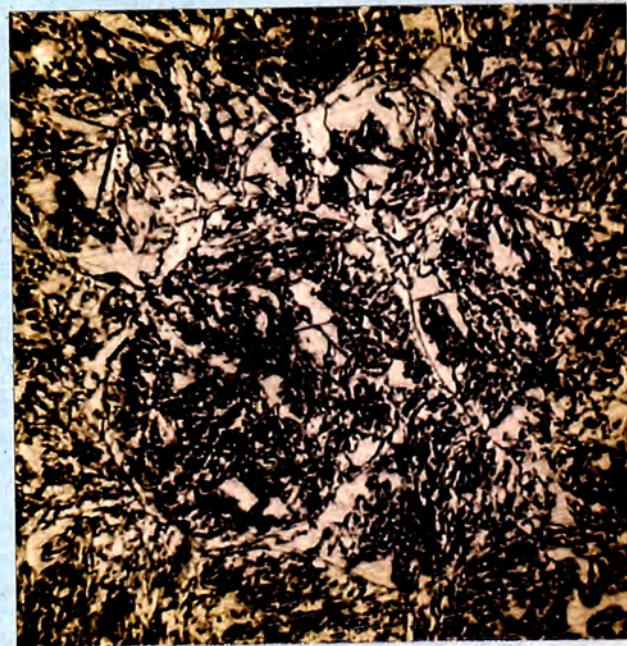


FIG. 53: Micrografía A (1600X).
Matriz sorbítica con bainita (5%), granos martensíticos aislados (10%) y ferrita (5%).

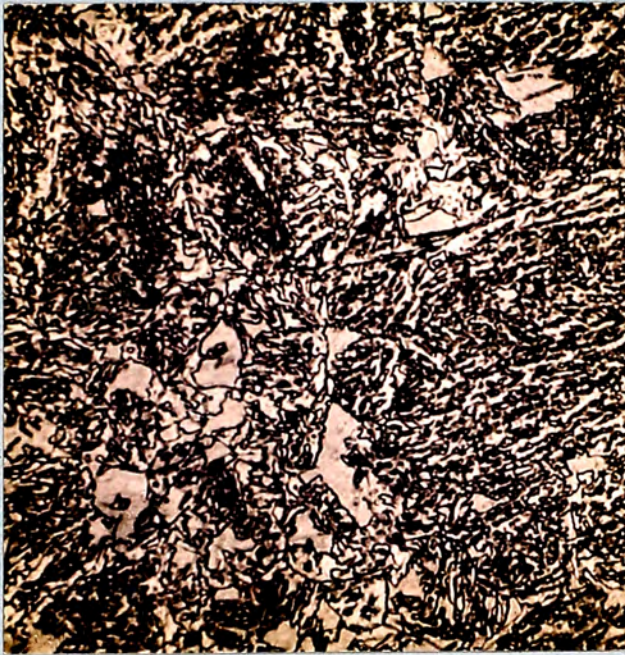


FIG. 54: Micrografía D (1600X).
Matriz de probable bainita superior (85%) y granos martensíticos (15%). Globulización de carburos.



FIG. 55: Micrografía U (1600X).
Matriz de probable bainita superior (80%) y granos martensíticos (20%).



FIG. 57: Micrografía mostrando agujas finísimas de martensita y perlita lamelar y globulizada. Temple a 760°C (aceite), 43 HRC. 1600 X.



FIG. 58: Microestructura martensítica no uniforme (agujas irregulares groseras y finas) con probable austenita retenida. Temple a 790°C, 54 HRC. 1600 X.

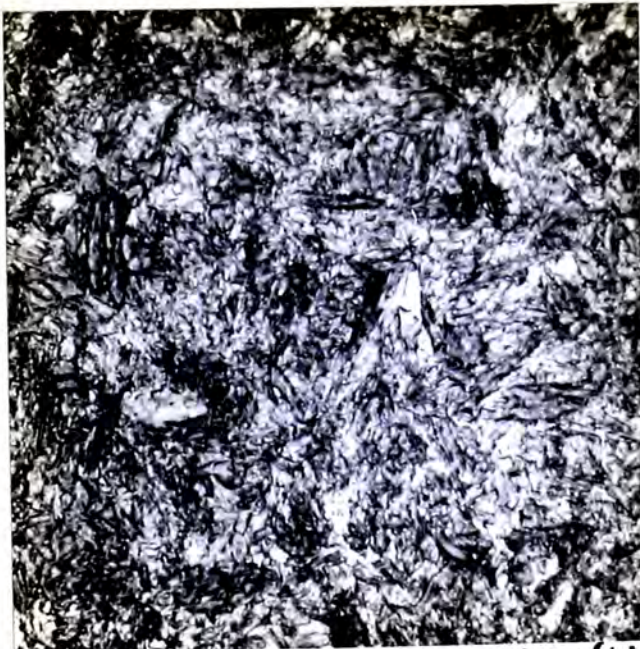


FIG. 59: Microestructura martensítica fina é irregular, que no se define. Temple a 820°C, 55.5 HRC. 1600 X.



FIG. 60: Matriz martensítica fina ya definida, con probable austenita retenida. Temple a 850°C, 56 HRC. 1600X.

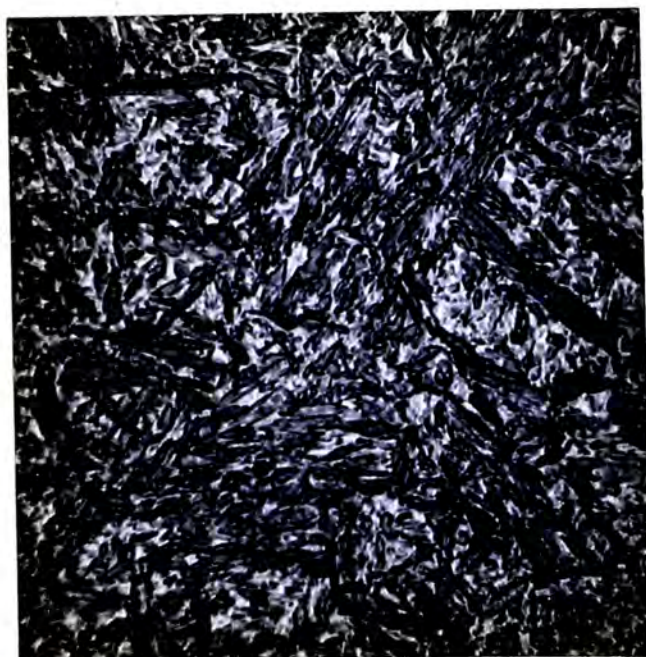


FIG. 61: Agujas finas y bien definidas de martensita. Temple a 880°C , 56 HRC. 1600X.



FIG. 62: Microestructura martensítica con agujas gruesas irregulares. Temple a 910°C , 56 HRC. 1600X.



FIG. 63: Martensita no uniforme é irregular. Temple a 940°C , 55 HRC. 1600X.

REVENIDO DEL ACERO SAE 6140 A DIVERSAS TEMPERATURAS.

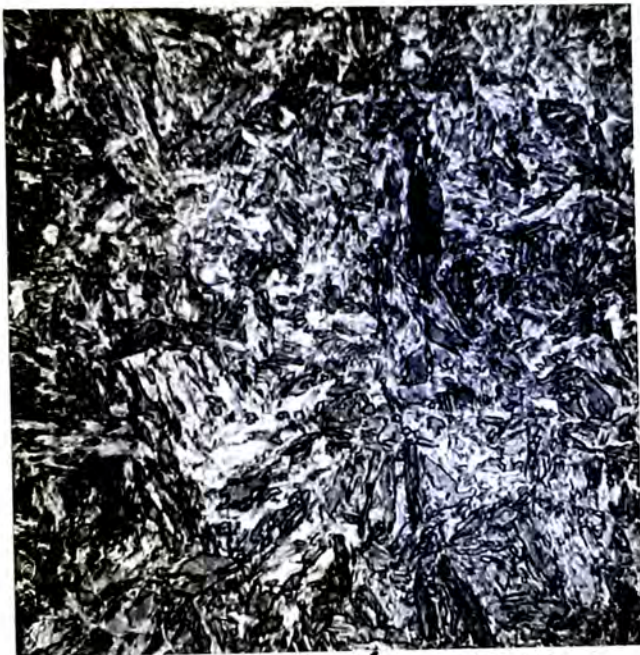


FIG. 64: Micrografía mostrando agujas martensíticas con supuesta red cúbica. (Beta). Revenido a 200°C, 55 HRC. 1600X.



FIG. 65: Microestructura finísima, con desaparición de la martensita y supuesta precipitación del Fe_3C . Revenido a 350°C, 41 HRC. 1600X.

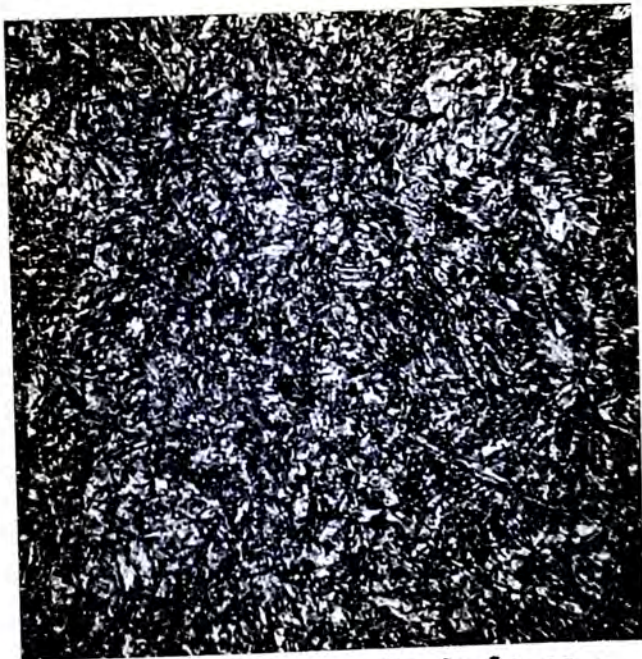


FIG. 66: Coalescencia de la cementita con incremento de la matriz ferrítica. Revenido a 450°C, 39 HRC. 1600X.

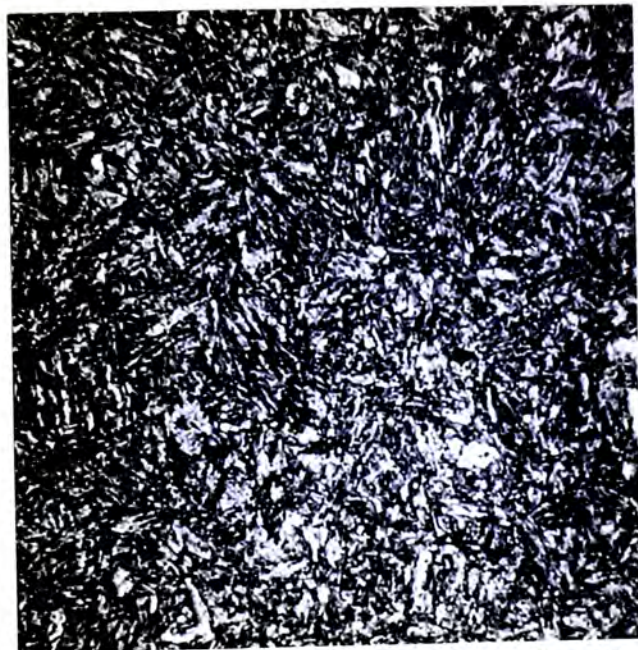


FIG. 67: Microestructura mostrando mayor coalescencia de la cementita con incremento de la matriz ferrítica. Revenido a 580°C, 32 HRC. 1600X.

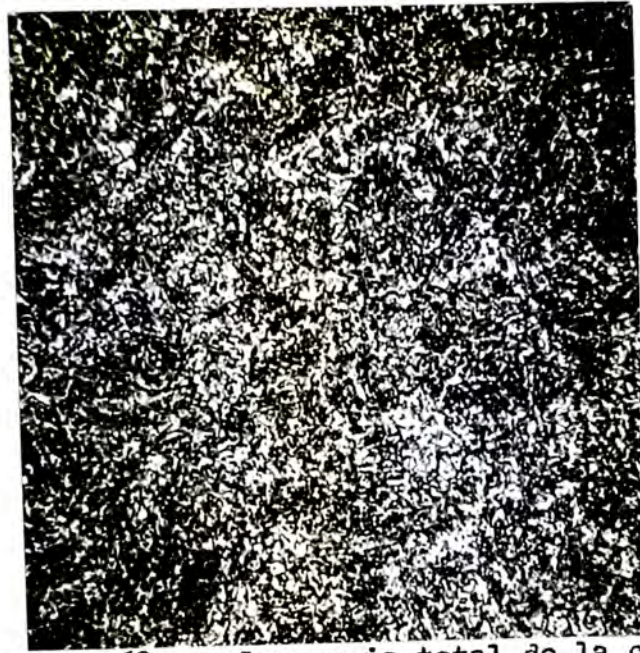


FIG. 68: Coalescencia total de la cementita y distribución uniforme junto con la ferrita. Revenido a 680°C, 21 HRC. 1600X.

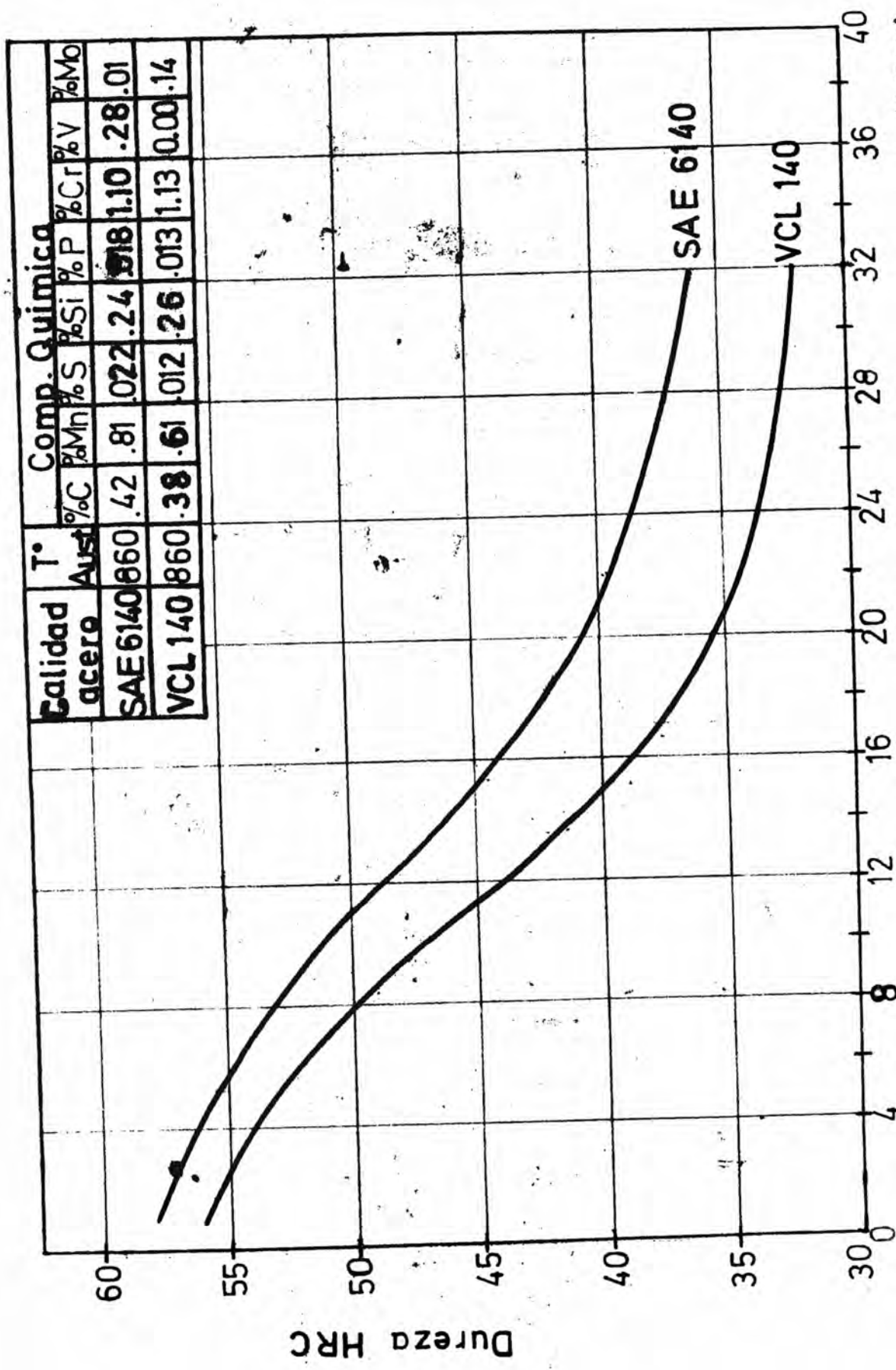
NORMALIZADO Y RECOCIDO DEL ACERO SAE 6140



FIG. 71: Microestructura conteniendo ferrita (20%), perlita (65%), sorbita (5%) y martensita (10%). Normalizado a 850°C; 29 HRC. 500X.



FIG. 72: Microestructura con matriz perlítica lamelar gruesa y ferrita. Acero SAE 6140 recocido a 850°C; 90 HRB. 400X.



Distancia al extremo templado (1/16")

FIG. Nº73: CURVAS JOMINY DE TEMPLABILIDAD - ACEROS SAE 6140 (NACIONAL) Y VCL 140 (IMP.)

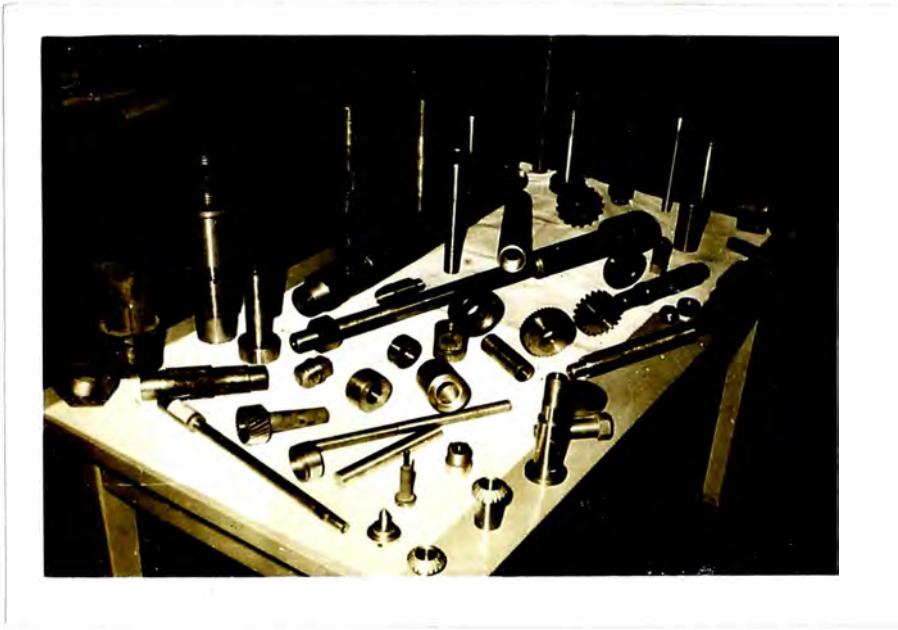


Fig. N° 74 : Piezas de acero nacional SAE 6140.