

120634546

EL ANALISIS TERMICO DE LA FUNDICION
Y LAS PROPIEDADES DE LA MISMA

+ 1/11/84

por

José Luis Enríquez Berciano

Trabajo presentado para aspirar
al grado de Doctor en Ciencias,
Facultad de Química.

Fdo.: José Luis Enríquez Berciano
Lcdo. en Ciencias Químicas

Visado en Sevilla, a de de 1981

EL CATEDRÁTICO

Padrino

Fdo.: Juan Martínez Moreno
Catedrático de Química Técnica de la Facultad de Química de la Universidad de Sevilla

EL DIRECTOR

Fdo.: Joaquín Hernández Marín
Profesor Agregado de Metalurgia Física de la Universidad Complutense de Madrid.

Agradezco muy sinceramente al Ilmo. Sr. D. Juan Martínez Moreno, Catedrático de Química Técnica y Decano de la Facultad de Ciencias Químicas de Sevilla, su deferencia al aceptar apadrinar esta tesis, así como las acertadas sugerencias de mejora aplicadas a la misma.

Debo expresar, asimismo, mi agradecimiento al Dr. D. Joaquín Hernández Marín, Profesor Agregado de Metalurgia Física de la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid, que propuso el tema de tesis, actuó de Director de la misma, y cuya valiosa y constante ayuda hizo posible la realización de este trabajo.

Manifiesto mi reconocimiento a los Directores del Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Dres. Sistiaga Aguirre y Boned Sopena, por las facilidades ofrecidas en todo momento.

No puedo olvidar tampoco la decisiva ayuda del personal de la nave de Fundición y, en general, la colaboración de los compañeros del Centro antes citado, sin cuyas aportaciones no hubiera podido llevarse a cabo el presente trabajo de tesis.

PREAMBULO	1
CAPITULO I	
INTRODUCCION	
1. Introducción	6
1.1. Controles existentes	6
1.2. Análisis térmico	7
1.3. Carbono equivalente	8
1.4. Carbono equivalente y propiedades de la fundición	12
1.5. Situación actual del problema...	13
1.5.1. Temperatura de solidus	14
1.5.2. Liquidus en fundiciones hipoeutécticas	15
1.5.3. Liquidus en fundiciones hipereutécticas	17
1.6. Comentario final	17
1.7. Objetivos del presente trabajo..	18
CAPITULO II	
PARTE EXPERIMENTAL	
2. Parte experimental	19
2.1. Plan de trabajo	19
2.2. Equipos	20
2.2.1. Fusión	20
2.2.1.1. Características del horno de fusión	20
2.2.1.2. Instalación de carga	21
2.2.1.3. Instalación de inyección de gas	21
2.2.1.4. Instalación de colada	22
2.2.2. Control de temperatura	23
2.2.2.1. Pirómetro óptico	23
2.2.2.2. Pirómetro de inmersión	24
2.2.2.3. Registrador rápido de temperatura	24
2.2.2.4. Registrador lento de temperaturas	25
2.2.3. Maquinaria auxiliar	26
2.2.4. Instalaciones periféricas	27
2.3. Moldes y probetas	27
2.3.1. Análisis químico	27
2.3.2. Barra ASTM	28
2.3.3. Sensibilidad al espesor	28
2.3.4. Cuña de temple	29
2.4. Materias primas	29
2.4.1. Carga base	
2.4.2. Materiales auxiliares	30
2.5. Método operativo seguido	31
2.5.1. Fusión	31

2.5.2. Soplado con gas	32
2.5.3. Ajuste de temperatura y composición	33
2.5.4. Toma de muestras	33
2.5.5. Análisis térmico	33
2.5.6. Colada	34

CAPITULO III

RESULTADOS OBTENIDOS	
3. Resultados obtenidos	35
3.1. Composición química de las fundiciones	35
3.1.1. Campo estudiado	35
3.1.2. Verificación de los análisis ...	37
3.1.3. Solubilidad de carbono y silicio	39
3.2. Sensibilidad o aptitud al temple..	42
3.3. Análisis térmico	42
3.4. Características mecánicas	43
3.4.1. Magnitudes estudiadas	44
3.4.2. Resultados obtenidos	45
3.4.3. Verificación de los ensayos	45
3.4.4. Correspondencia entre dureza y resistencia a la tracción	46
3.4.5. Sensibilidad al espesor	47
3.5. Comentario final	48

CAPITULO IV

DISCUSION DE RESULTADOS	
4. Discusión de resultados	50
4.1. Composición química	50
4.1.1. Campo estudiado	50
4.1.2. Validez de los resultados	50
4.1.2.1. Contenido de carbono	51
4.1.2.2. Contenido de azufre	52
4.1.3. Solubilidad mutua de carbono y silicio	53
4.2. Ensayo de temple	58
4.3. Análisis térmico	59
4.3.1. Temperatura de liquidus TL y carbono equivalente CE	61
4.3.2. Temperatura de liquidus TL y carbono equivalente en el liquidus CEL	68
4.3.3. Temperatura de liquidus Tly grado de saturación SC	69
4.3.4. Intervalo de solidificación T y carbono equivalente CE	70
4.3.5. Temperatura de solidus TS y carbono equivalente CE	72
4.3.6. Temperatura de solidus TS y carbono equivalente en el liquidus CEL	74
4.3.7. Temperatura de solidus TL y grado de saturación SC	75

4.4. Características mecánicas	77
4.4.1. Dureza Brinell HB y resistencia a la tracción R	78
4.4.2. Carbono equivalente CE y resistencia a la tracción R	80
4.4.3. Carbono equivalente en el liquidus CEL y resistencia a la tracción R	80
4.4.4. Grado de saturación SC y resistencia a la tracción R.....	81
4.4.5. Carbono equivalente CE y dureza HB.....	83
4.4.6. Carbono equivalente en el liquidus CEL y dureza HB	83
4.4.7. Grado de saturación SC y dureza Brinell HB	84
4.4.8. Sensibilidad al espesor	85
4.5. Características estructurales y metalográficas	86

CAPITULO V

RESUMEN, CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES DE FUTURO

5. Resumen, conclusiones y recomendaciones de futuro	89
5.1. Resumen	89
5.2. Conclusiones	89
5.3. Recomendaciones de futuro	91

BIBLIOGRAFIA	93
--------------------	----

P R E A M B U L O

P R E A M B U L O

Si se quiere comprender por qué la fundición gris, a pesar de sus insuficiencias (en realidad, más aparentes que reales), ha adquirido un puesto tan importante en nuestra civilización moderna, es preciso darse cuenta de la diversidad de ventajas en comparación con otros materiales, ventajas que muchas veces la hacen insustituible. A su reducido costo, se añade la sencillez de su metalurgia, la gran facilidad de trabajo por moldeo y mecanizado, posibilidad de conferirles las propiedades más diversas en un extenso intervalo, de forma que puede adaptarse tan exactamente como sea posible a las solicitudes que luego ha de sufrir en la práctica.

Durante mucho tiempo, la tendencia dominante ha sido a considerarla como un metal de calidad inferior, frágil, irregular, rebosante de defectos internos. En resumen, era el pariente pobre del acero. La opinión más extendida era que resultaba ilusorio intentar conocerla más a fondo para emjorarla. Esta opinión fue adoptada, no sólo por numerosos constructores a raíz de fracasos que podrían haberse evitado, sino, lo que es menos admisible, en ciertos medios de fundición. Este prejuicio existe aún y debe atribuirse a la disposición, inherente al alma humana, que nos hace gastar más esfuerzo intelectual en disimular o tapar ciertas dificultades que en abordarlas francamente y resolverlas.

Durante un largo periodo que se remonta al comienzo de la Edad de Hierro, pasa la Edad Media y alcanza, incluso, las épocas más recientes, la fundición gris ha sido un refugio del empirismo secular que reinaba despóticamente y que se oponía sistemáticamente a cualquier espíritu de investigación científica y a todo deseo de progreso. Los antiguos fundidores tenían la convicción de estar iniciados en los arcanos de un verdadero arte. Todavía en la actualidad, se habla del arte del fundidor como se habla de la ciencia del ingeniero.

Durante una estancia temporal del autor de esta Memoria en una fundición portuguesa, pudo constatar con sorpresa que a los moldeadores se les llamaba "artistas" en el lenguaje normal del taller. Ellos creían ser los detentadores privilegiados de una especie de revelación esotérica celosamente mantenida en secreto y transmitida de padres a hijos. Todavía no está lejano el periodo en que la adición de excrementos de vaca o aceite de sardinas se consideraba como muy importante para la preparación de ciertos moldes destinados a la colada de piezas pesadas.

Los pioneros del espíritu científico, que han intentado comprender mejor la fundición gris, han comprobado que es un metal tan interesante como complejo, dotado de propiedades muy diversas, propiedades que no sólo eran susceptibles de variar entre límites muy amplios, sino que también podían mejorarse considerablemente.

Ya en el siglo XVII, el canónigo inglés Joseph Glanvill, de vida algo corta (1636-1680) escribía lo siguiente:

"Iron seemeth a simple metal
 But in its nature are many mysteres,
 And those who bend to them their mind shall
 In arriving days gather therefrom great profit
 Not to themselves alone but to all mankind"

Sus intentos no fueron muy afortunados siempre. Se olvidaba que las propiedades de las fundiciones grises están limitadas a un intervalo sistemático debido a sus características naturales y que va contra su esencia intentar convertirlas en un acero mediocre. Esto ha ocurrido en laboratorios modernos que parecen haber ignorado que la fundición gris no debe, en ningún caso, renunciar a sus propiedades primordiales, especialmente la sencillez de su fabricación. Los esfuerzos realizados en años todavía cercanos no han tenido iempre en cuenta estas consideraciones de simple sentido común. Se ha que

rido crear tipos de fundiciones grises cuya resistencia a la tracción llegara a batir records, sin darse cuenta que se estaba sacrificando la facilidad de moldeo, se aumentaban peligrosamente las tensiones internas y frecuentemente se hacía al metal mucho más sensible a los esfuerzos de entalla y a los choques dinámicos y térmicos.

Como resultado hubo una serie de fracasos que contribuyeron a agravar la desconfianza casi instintiva que muchos constructores y proyectistas sentía hacia la fundición gris. Se creó un estado de opinión, no siempre exagerado y malintencionado, de que las fundiciones modernas estaban muy lejos de ser tan buenas, al menos en lo que concierne a tenacidad, como las antiguas producidas en cubilote de viento frío con carbón vegetal.

Cuando se estudian las fundiciones grises hay que tener en cuenta cuatro hechos fundamentales que determinan su fabricación, mecanizado y adaptación a las condiciones de empleo:

- 1) La estructura es esencialmente heterogénea, ya que está constituida por laminillas de grafito repartidas irregularmente en un acero al que se ha hecho anormal por sus elevados contenidos de silicio y, a veces, de fósforo. Las laminillas de grafito, vistas en el espacio, presentan formas curvas que, a primera vista, parecen estar repartidas de una forma totalmente arbitraria. Se ha demostrado inequívocamente que se trata de cristales elementales de carbono de muy pequeñas dimensiones, cuya red tiene todas las características de un sistema cristalino.
- 2) Las dimensiones, forma y distribución de estas inclusiones de grafito vienen influenciadas considerablemente por la velocidad de enfriamiento en el curso de la solidificación eutéctica o, lo que es igual, por la temperatura de colada y por el peso y dimensiones de las piezas moldeadas; estos fenómenos se acentúan por el efecto de sobrefusión siempre presente, aunque más o menos pronunciado.

3) Al contrario de lo que pasa a otras aleaciones de estructura policristalina, dotadas de textura primaria de colada, la estructura primaria que se observa en la fundición no es susceptible de modificarse por un tratamiento térmico a temperatura inferior a la de fusión.

4) El eutéctico formado en el curso de la solidificación comprende, además de grafito, cristales mixtos de hierro gamma, cuyo contenido en carbono disuelto depende de la presencia de elementos acompañantes, especialmente silicio y fósforo. En el curso del enfriamiento ulterior, se llega al punto de transformación del eutectoide en el que, según la velocidad de paso por ese punto, los cristales mixtos de hierro gamma se descomponen en ferrita y cementita que pasan a constituir las estructuras más diversas, estructuras que van desde la perlita basta (frecuentemente acompañada de ferrita) a la perlita fina, sorbita, bainita e incluso martensita.

Se observa aquí una anisotropía secundaria, reservándose el nombre de anisotropía primaria a la aparición de laminillas de grafito eutéctico en el curso de la solidificación, caracterizada esencialmente porque la dureza Brinell varía tanto con el contenido en carbono combinado como con la distancia interlaminar de los elementos constitutivos de la estructura secundaria. Es como si se tratara de un acero desconocido que contuviera silicio, manganeso, azufre y, a veces, cromo, níquel y molibdeno.

Como en el caso de los aceros, sus propiedades pueden ser modificadas profundamente por calentamiento a temperatura superior a la de la transformación, seguido de un enfriamiento más o menos rápido que puede llegar hasta el temple martensítico. La originalidad de las fundiciones reside en el hecho de que un tratamiento térmico a temperatura apropiada puede servir para eliminar las tensiones internas originadas por el enfriamiento irregular en un molde más o menos rígido, o bien para descomponer la cementita y así permitir una transformación más o menos completa de la perlita en ferrita pura, o bien para provocar la aparición de las estructuras más diversas de temple.

La posibilidad de ferritización es muy interesante desde el punto de vista técnico, ya que permite, sin modificación de la estructura primaria, conferir a la estructura secundaria características de ductilidad y tenacidad.

Estas consideraciones elementales son del dominio de todos los especialistas, pero siempre resulta útil recordarlas, ya que tienen una importancia esencial cuando se pretende adaptar en lo posible las características de una pieza fundida a las condiciones de uso.

Hay que destacar, por otra parte, que tanto la estructura primaria por la presencia de laminillas de grafito, como la estructura secundaria caracterizada por el aspecto micrográfico y las propiedades de la matriz acerada, están influidas básicamente por dos factores. Uno de ellos es la composición química y el otro la velocidad de enfriamiento en el molde. A estos dos factores principales se podría añadir un tercero que da cuenta del cuidado empleado en la elaboración de la fundición líquida y de los tratamientos que ha podido sufrir antes de la colada, tales como sobrecalentamiento, desulfuración, inoculación, modificación del índice de basicidad de la escoria, fusión al vacío, desgaseado por barboteo de gases inertes, etc.

Este largo preámbulo ha sido necesario para situar correctamente los problemas que se va a intentar resolver en este trabajo de investigación. No es solamente una rehabilitación de la fundición gris lo que se ha intentado en este trabajo, sino comprender algo mejor todas las anomalías que ésta puede presentar. Hay que profundizar en las causas reales de ciertos fallos prematuros, en condiciones de utilización que uno creía conocer bien, o de ciertas roturas accidentales que habrían podido tener graves consecuencias y que parecen inexplicables a la luz de las ideas generalmente admitidas.

C A P I T U L O I

I. INTRODUCCION

Se ha definido la fundición como "un acero que contiene un esqueleto de grafito". Efectivamente, la matriz perlítica de las fundiciones grises normales es igual que la de muchos aceros y en ella se encuentra un retículo de grafito disperso por toda la masa metálica (1, 2).

Este retículo contínuo y entrelazado de grafito que invade la matriz introduce en ella una discontinuidad estructural que empobrece algunas propiedades de la fundición gris en comparación con los aceros, especialmente las que se designan con el nombre genérico de "tenacidad" (3).

En compensación, aparecen otras características que resultan favorables, tales como amortiguamiento, maquinabilidad, resistencia al desgaste, fluidez, autolubricación, facilidad de fabricación, que la convierten en un interesante material para una gran variedad de aplicaciones en motores, maquinaria y equipos.

Las exigencias de calidad planteadas a los fundidores por las industrias consumidoras de piezas fundidas han crecido extraordinariamente hasta ser preocupantes para muchos fundidores poco preparados técnicamente (4). Ya no basta con determinar la calidad de las piezas que se han fabricado; antes de colar el caldo en el molde ha de comprobarse que reúne las características adecuadas para las piezas que se van a fabricar. Ello obligará a complementar los ensayos tradicionales aplicados a piezas de muestra con otros basados en el propio hierro líquido (5).

I.1. CONTROLES EXISTENTES

Es indudable que las pruebas inmediatas actuales (temple, colabilidad, rechupe) no pueden sustituir al análisis químico. Sin embargo, hay trabajos recientes (6) que tratan esta cuestión, pensando en resolver el problema de control

a las fundiciones pequeñas o medias que no disponen de capitales para invertir en equipos costosos y que requieren una asistencia especializada.

El porcentaje de zona gris en la fractura de la probeta de temple (7), la longitud de molde que el caldo llena en la probeta de colabilidad (8) y la ausencia de rechupe en el ensayo correspondiente (9), son función directa de los contenidos de carbono y silicio de la fundición. Sin embargo, los errores que se presentan, derivados de la presencia de grafito, fósforo o elementos de aleación, cuestionan gravemente la utilidad de estos ensayos rudimentarios.

I.2. ANALISIS TERMICO

Se entiende como tal el estudio de las temperaturas por las que pasa el hierro desde que se vierte en un molde hasta que ha solidificado totalmente. La curva de enfriamiento resultante es la película, en tiempo real, de su historia térmica. Considerando la zona o intervalo de fusión, esa curva (10) puede aportar información sobre:

- Composición de la fundición, especialmente los contenidos de carbono, silicio y fósforo.
- Modo de solidificación, es decir, naturaleza y morfología de las fases que se forman.

La primera posibilidad es el análisis térmico "clásico". Se basa (11) en que al enfriar una fundición líquida, ésta llega a alcanzar, considerado el diagrama hierro-carbono, el punto y temperatura de la curva de "liquidus" correspondientes al contenido de carbono de la fundición considerada.

En ese momento, comienza a separarse la austenita. El calor liberado origina una detención isotérmica del enfriamiento, que se manifestará en la curva correspondiente. La temperatura a que se produce esta detención dependerá, lógicamente, del contenido de carbono de la fundición (12).

Sin embargo, el contenido de carbono no explica satisfactoriamente todas las propiedades estructurales y mecánicas de los hierros fundidos, por lo que, en la actualidad, el análisis térmico "clásico" tiene una utilidad muy limitada.

La segunda posibilidad, aún poco desarrollada (13), sería el control rápido de la "calidad metalúrgica" de la fundición y de su tendencia a dar determinadas estructuras. La interpretación de las curvas es muy compleja, la información imprecisa y siempre queda la incógnita de la extrapolación a piezas grandes.

Se ha establecido la fórmula:

$$Z = 716 - \Delta T$$

en la que Z es el número de células eutécticas por centímetro cuadrado e ΔT el subenfriamiento. Esta fórmula (14, 15), una vez comprobada, permitiría predecir el número de células eutécticas basándose en el análisis térmico. Si se tiene en cuenta que cada vez parece estar más clara la relación entre el número de células eutécticas (16) y las propiedades de las fundiciones, se establece una nueva posibilidad de control derivado del análisis térmico.

1.3. CARBONO EQUIVALENTE

Desde el punto de vista químico, la fundición es sustancialmente una aleación hierro-carbono regida por su correspondiente diagrama de equilibrio (17, 18). Sin embargo, en la práctica normal no existe esta aleación pura, sino que además del carbono aparecen otros elementos, bien como aleantes o bien como impurezas. Estos elementos desplazan y modifican el diagrama hierro-carbono de forma que para cada punto las temperaturas críticas ya no son las debidas al correspondiente contenido de carbono.

La acción de estos elementos es muy diversa, ya que varía en la magnitud y en el sentido del desplazamiento que producen en el diagrama (19, 20)

Surge entonces el concepto de "carbono equivalente". En una fundición normal, es decir, con elementos acompañantes, se designa como tal al contenido de carbono que tendría una aleación hierro-carbono ideal que presentara en el diagrama los mismos puntos críticos que tiene la fundición considerada.

Se calcula el carbono equivalente por medio de una fórmula polinómica (6) en la que al porcentaje de cada elemento se le aplica un divisor cuya cuantía está en razón inversa con su actividad de desplazamiento del diagrama. Los divisores aceptados son:

P = + 3	Cu = + 10,7
Si = + 3,2	Mn = - 12,8
Al = + 6,4	Mo = - 10,7
Ti = + 8	Cr = - 3,2
Ni = + 9,2	V = + 1,6

En el caso de fundiciones no aleadas, los únicos elementos presentes y con una acción sustancial son el silicio y el fósforo. La fórmula del carbono equivalente queda así:

$$CE = CT + \frac{Si}{X} + \frac{P}{Y}$$

en la que CT es el contenido de carbono y X e Y son divisores. En la bibliografía se encuentran diversos valores para los divisores X e Y, valores que oscilan entre 2 y 4. En la práctica de fundición los valores más aceptados (quizá más por comodidad de cálculo que basándose en hechos probados) son de 3 para ambos elementos.

Otro concepto que está ganando aceptación cada día es el índice o "grado de saturación" eutéctica SC (21). Habida cuenta de que en el diagrama hierro-carbono se admite, en principio, como composición eutéctica la fundición que tiene 4,23% de carbono, el índice de saturación se calcula por la fórmula:

$$SC = \frac{CT}{4,23 - K}$$

en la que K es la suma polinómica citada en anteriores párrafos . Al haber distintos valores para la constante K y para el CE, es lógico pensar que, igualmente, habrá diferentes valores del índice de saturación SC en función de los distintos valores de los divisores X e Y anteriormente mencionados.

La utilización del CE y SC permite expresar una fundición cualquiera en términos de la aleación teórica hierro-carbono que tenga sus mismos puntos críticos. También pueden utilizarse estas magnitudes para predecir los valores mínimos de dureza y resistencia a la tracción de acuerdo con las fórmulas:

$$HB = 465 - 270 SC$$

$$R = 98,4 - 80 SC$$

La influencia de los elementos de aleación sobre la temperatura TL de "liquidus" y TS de "solidus" varía de unos a otros. Los trabajos experimentales de Vaclavinck y Kasch (22) han dado por resultado que, entre los elementos de aleación más frecuentes, carbono, silicio, fósforo, cromo, molibdeno, cobre y níquel disminuyen la temperatura de liquidus TL, y que carbono, silicio, cobre y níquel aumentan la temperatura de solidus TS, mientras que los restantes citados la disminuyen.

Igualmente, se cita (23) que un aumento del uno por ciento para cada elemento de los tres principales (carbono, silicio, fósforo) da lugar a unas disminuciones respectivas en la temperatura TL de liquidus de 128°, 33° y 61°. Si se dividen las tres temperaturas por la correspondiente al carbono queda la siguiente relación:

$$128/33/61 = 1/0,257/0,476 = 1/1/4/1/2$$

Por lo tanto, la aplicación de estos valores a la fórmula polinómica simplificada del carbono equivalente CE deriva en lo que se ha dado en llamar

"carbono equivalente en el liquidus", utilizado por otros autores (22, 24, 25)

$$CEL = CT + \frac{Si}{4} + \frac{P}{2}$$

El estudio de los denominadores permite deducir una menor importancia del silicio y mayor del fósforo en comparación con la fórmula del CE hasta ahora considerada.

Los numerosos ensayos realizados en diversas fundiciones y laboratorios han llevado a los siguientes resultados:

$$TL = 1669 - 124 CEL \quad (BCIRA)$$

$$TL = 1636 - 113 CEL \quad (ATFB)$$

$$TL = 1551,7 - 100,9 CEL \quad (Sulzer)$$

$$TL = 1638 - 121 CEL \quad (Universidad de Wisconsin)$$

Junto con otras fórmulas en relación con el CE:

$$TL = 1580 - 99,5 CE \quad (CTIF)$$

$$TL = 1665 - 118 CE \quad (Ditta Stankolit, Moscú)$$

$$TS = 940,3 + 48,7 CE \quad (Universidad de Kansas)$$

Otros estudios completos como el de la British Cast Iron Research Association (BCIRA) (26, 27, 28), confirmado en Bélgica (29), han mostrado que utilizando el CE se obtiene doble dispersión en los resultados que si se usa el CEL. También para contenidos bajos en fósforo se utiliza con cierto éxito una fórmula simplificada (30, 31) del CEL:

$$CEL = CT + \frac{Si}{4}$$

La aplicación de las fórmulas de Levi y Kitaev para determinación de la temperatura de liquidus:

$$TL = 1706 - 133 CE \quad (\text{para fundición no inoculada})$$

$$TL = 1655 - 118 CE \quad (\text{para fundición inoculada})$$

permite obtener las curvas de la figura 1.

De todo lo que antecede, parece deducirse la posibilidad de determinar el carbono equivalente conociendo la temperatura de liquidus TL, y que este carbono equivalente es el que, hasta ahora, se ha expresado por la notación CEL. Al menos, dentro de unos márgenes tolerables de error.

1.4. CARBONO EQUIVALENTE Y PROPIEDADES DE LA FUNDICION

Una aplicación muy interesante de las investigaciones en curso sería la que permitiera identificar, por medio de la observación de los puntos críticos, la clase a la que en términos de norma UNE pertenecerá un caldo que se encuentra en el horno de fusión o en la cuchara de transporte. Para llegar a esta utilización será fundamental determinar de forma inequívoca las relaciones establecidas entre las temperaturas obtenidas en el análisis térmico y el carbono equivalente o grado de saturación y entre estas dos magnitudes y las propiedades tecnológicas del material considerado.

De acuerdo con las Normas UNE, se expresa el tipo o clase de una fundición por el valor (32) de la resistencia a la tracción que ofrece una probeta obtenida a partir de una barreta de 30 mm de diámetro fundida en un molde de arena sintética. Como se ha dicho anteriormente, la resistencia a la tracción, expresada en kilogramos por milímetro cuadrado, viene dada por la fórmula

$$R = 98,4 - 80 SC$$

La utilización del diagrama de Albert Collaud permite, conocido el carbono equivalente o grado de saturación, determinar la resistencia del hierro fundido y viceversa. Por ejemplo, si se quiere fabricar una fundición de una resistencia dada, el diagrama de Collaud permitirá conocer el grado de satu-

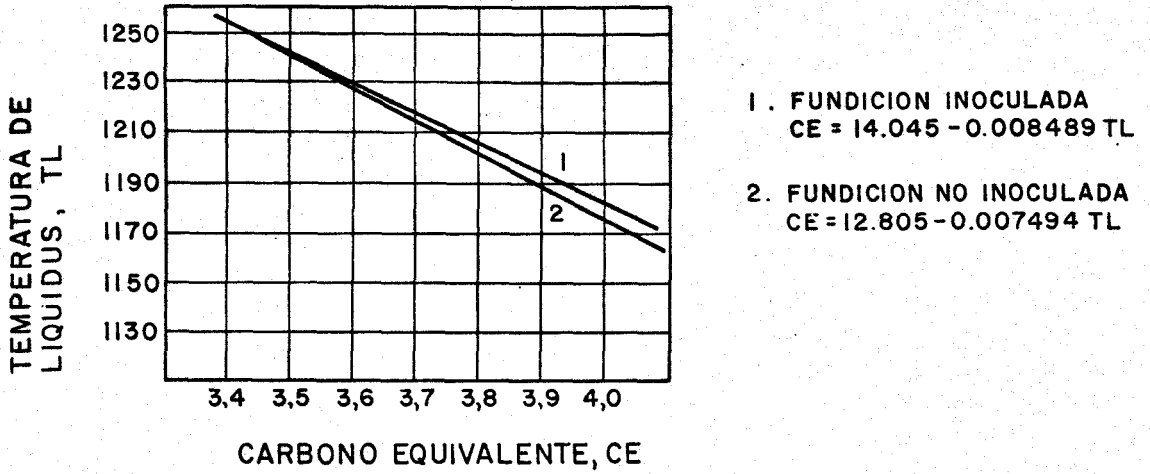


FIG.-1. CORRELACION ENTRE CARBONO EQUIVALENTE Y TEMPERATURA DE LIQUIDUS.

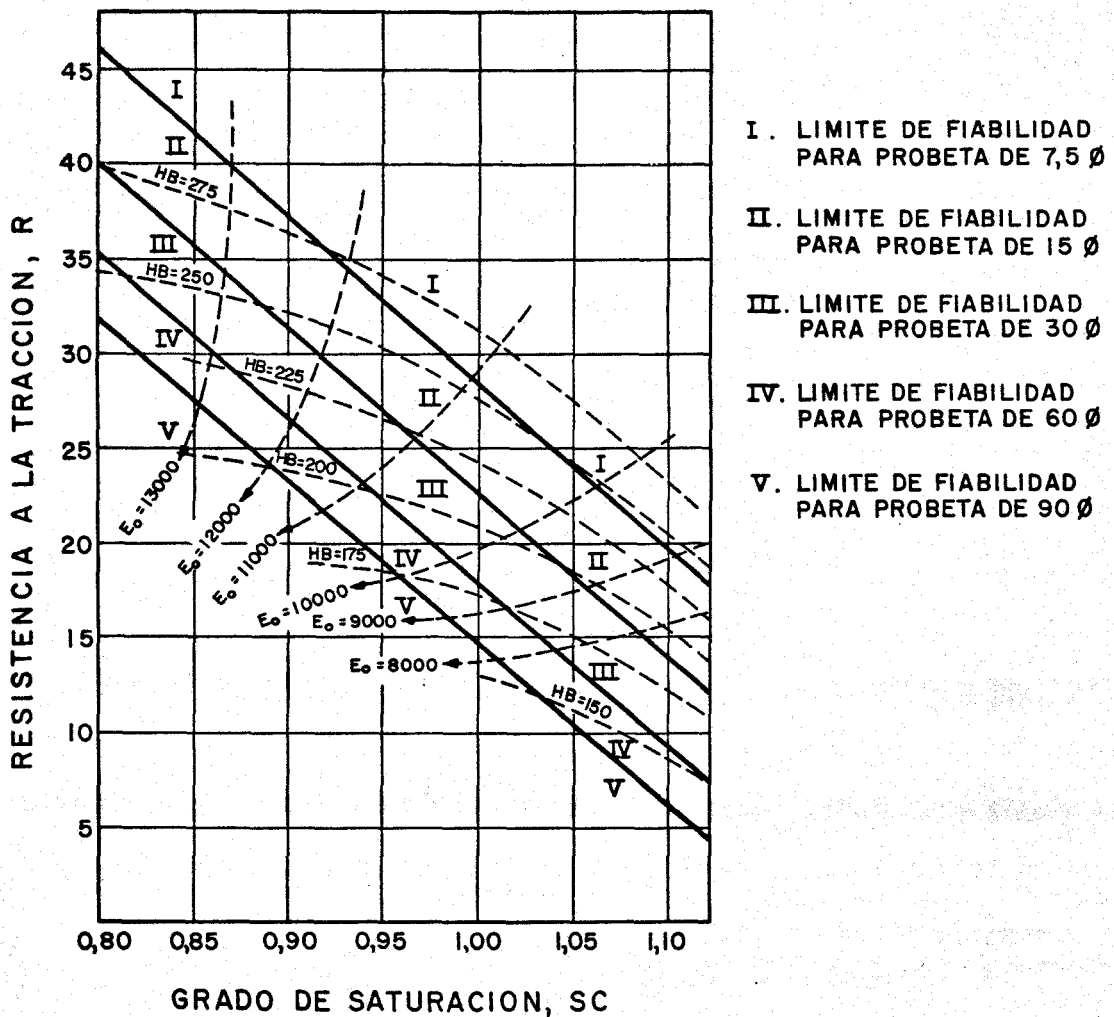


FIG.-2. DIAGRAMA DE ALBERT COLLAUD.

ración que ha de tener esa fundición. Este grado de saturación supondrá que el hierro líquido ha de presentar unos puntos críticos determinados (33). Entonces, el fundidor sólo tendría que hacer las adiciones pertinentes hasta que el caldo concuerde en los valores del análisis térmico con los prescritos.

De esta forma, si los controles de calidad derivados del análisis térmico llegaran a ser rápidos y fiables, el fundidor podría hacer las adiciones aleatorias necesarias hasta obtener la calidad de fundición correspondiente a las piezas que desea fabricar.

En resumen, puede decirse que, de una forma más o menos cuantitativa, las temperaturas críticas de las fundiciones vienen relacionadas (6) con el tipo (resistencia a la tracción), carbono total y silicio presentes, grado de sobrecalentamiento, colabilidad, contracción líquida, contracción de solidificación, contracción total, tendencia al rechupe, tiempo necesario de colada y dimensiones de la alimentación necesaria para fundir una pieza sana (34, 35). Es obvio, por tanto, que para que esa relación entre las temperaturas críticas y las propiedades tecnológicas sea científicamente fiable y técnicamente utilizable, habrá que determinar los grados de relación y llegar, incluso, a establecer fórmulas matemáticas que expresen esos grados de relación.

I.5. SITUACION ACTUAL DEL PROBLEMA

Ha habido dos informes recientes que tratan de la aplicación de la curva de liquidus para el control de calidad en taller. Uno de ellos, el de Coppolani y Margerie (36), del Centro Técnico de Industrias de la Fundición (CTIF) francés, se titula "El análisis térmico de las fundiciones como control en los talleres". El otro, de Verriest (29), de Fabrimetal y Asociación Técnica de Fundición de Bélgica (ATFB), se titula "Evaluación rápida del carbono equivalente en las fundiciones". Las fórmulas de cálculo propuestas en ambos informes difieren notablemente, como también los puntos críticos del diagrama hierro-carbono.

Para intentar unificar criterios, la asociación belga hizo una encuesta.

La comunicación alemana confirma los valores de Neumann, Schenck y Patterson (Giesserei, enero 1959). La comunicación belga contiene las opiniones del profesor De Sy y la hipótesis de Voncken. Francia aporta su estudio Fo 78 (CTIF), en el que se da una fórmula inspirada en la desarrollada por Piwowski y en la del británico profesor Hansen.

Gran Bretaña da su diagrama conocido, así como el del profesor Hansen (21), United States Steel. Italia ha enviado el diagrama de la Asociación Italiana de Metalurgia, de Milán. En él aparecen temperaturas que concuerdan con los valores europeos, pero no da los contenidos de carbono. Los Estados Unidos envían el diagrama extraído de "Metals Handbook" (ASM, 1948); a ellos se añaden los documentos 32 y 33 de "Metal Progress", Data Sheet 1946. Checoslovaquia aporta el diagrama más empleado y el que ha sido sustituido por él.

A continuación, se pasa a discutir algunas de las conclusiones de esta encuesta.

1.5.1. Temperatura de solidus

Hay unanimidad en dos puntos: la línea es recta y su temperatura es constante, aunque a niveles diferentes. En el sistema metaestable está comprendida entre 1130 y 1146 ± 1 , y en el sistema estable entre 1135 y 1153 ± 1 .

Los estudios belga y francés han dado las siguientes fórmulas de correlación:

$$TS = 1171 - 30 \left(1 + P - \frac{Si}{4} \right) \quad (\text{BCIRA, citada por F/ATFB})$$

$$TS = 1088 + 7 C + 10,8 Si \quad (\text{CTIF})$$

Hay grandes variaciones al cambiar los porcentajes de silicio.

DIAGRAMA DE EQUILIBRIO Fe - C

(De acuerdo con el Metals Handbook 1948)

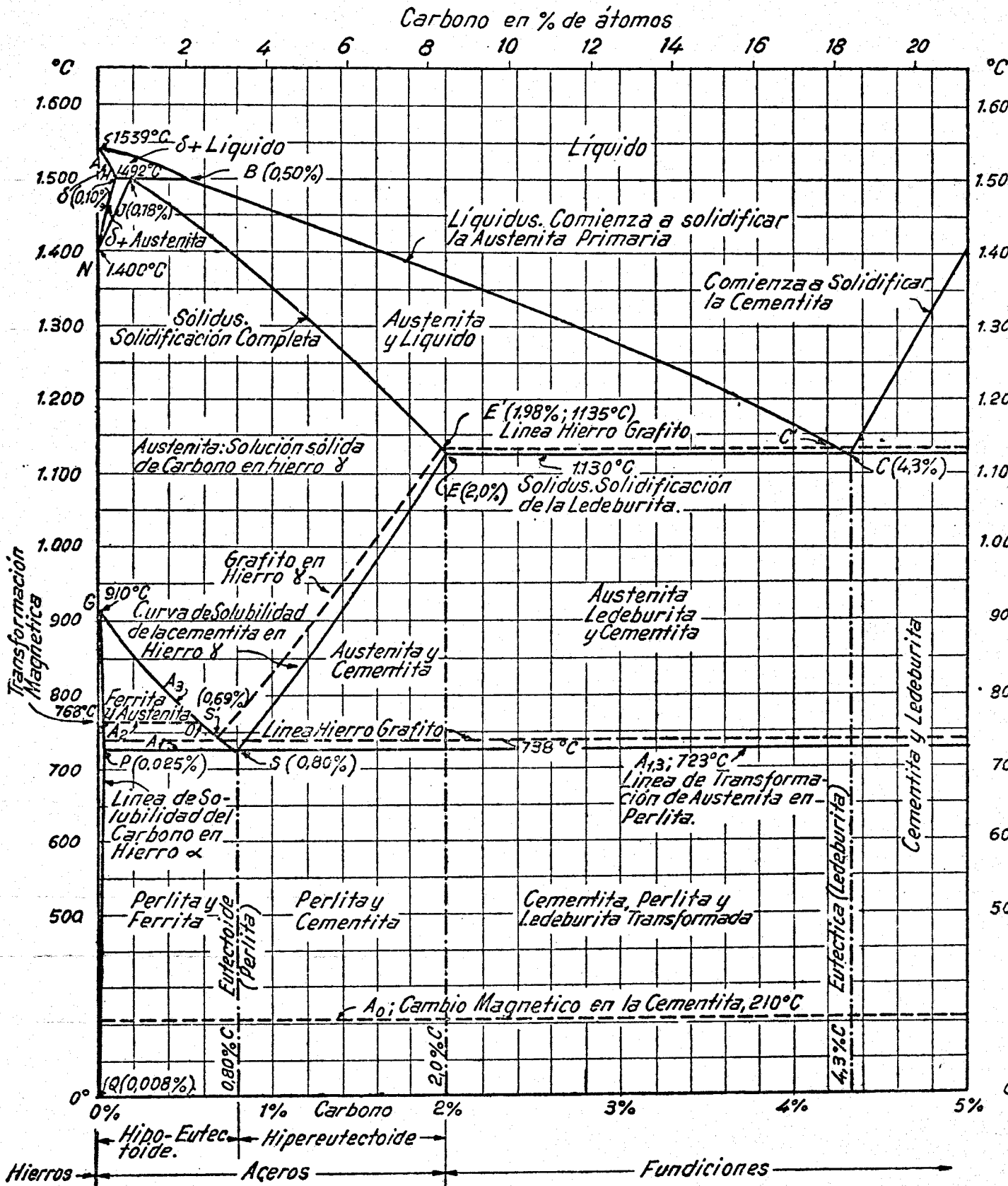


FIG. - 3

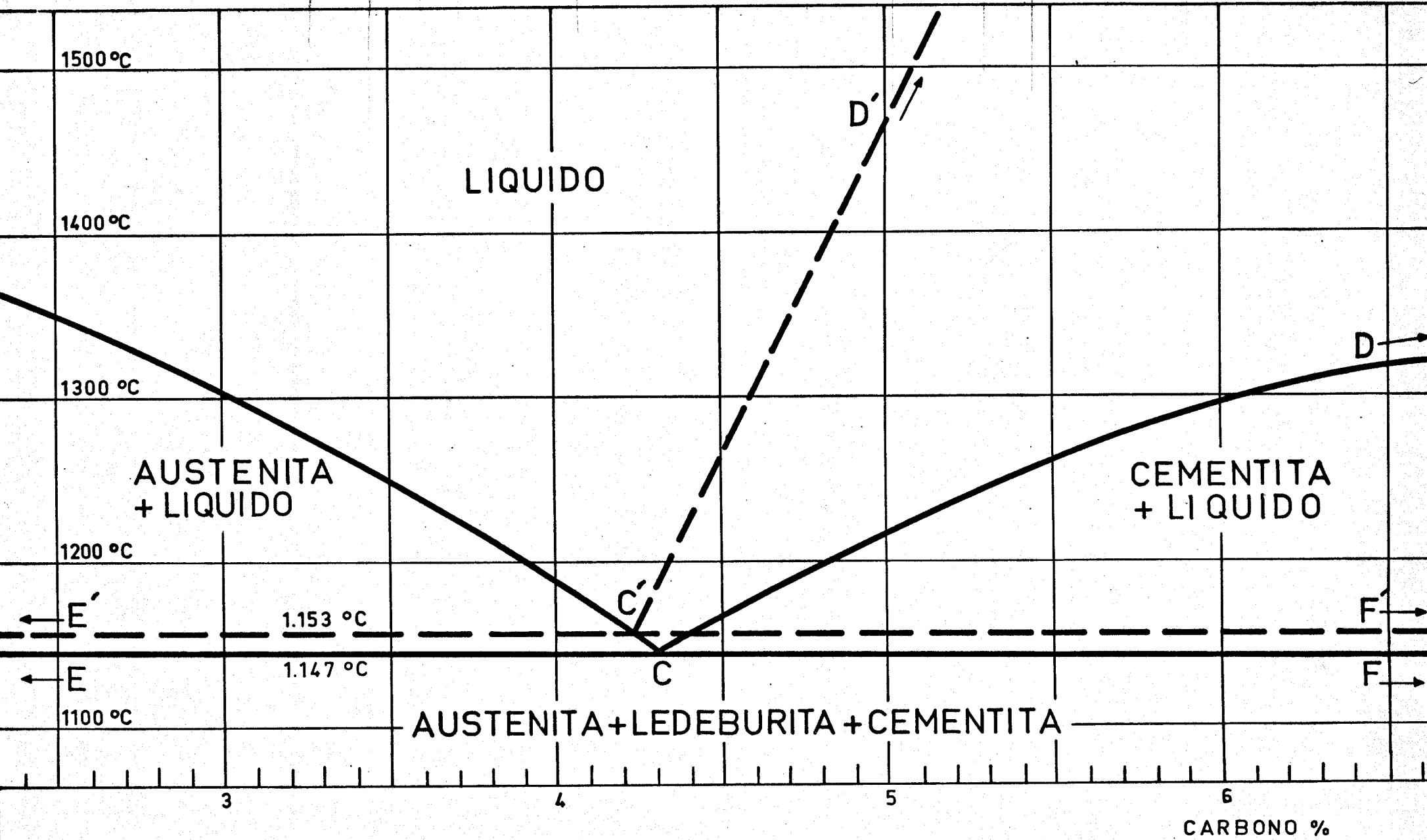


FIG.- 3 a

DIAGRAMA HIERRO - CARBONO (detalle)

1.5.2. Liquidus en fundiciones hipoeutécticas

Esta línea une los puntos A y C. Contrariamente a la de solidus, es común para los diagramas estable y metaestable. Hay varios hechos en los que no se concuerda:

- El punto C se sitúa generalmente en 4,30, pero también se citan 4,29 (Voncke) y 4,27.
- Su temperatura se fija en 1146 ± 1 , pero los Estados Unidos la sitúan en los 1130.
- La temperatura del punto A está entre 1528 y 1539.
- Aunque la curva es continua, en algunos diagramas hay discontinuidad en el punto B. Y, siendo convexa, en algunos casos está muy cerca de la línea recta.

Para comprobar las curvas entre sí se han medido los intervalos de solidificación, para un valor del 3% del carbono equivalente, en los diagramas recibidos. Los resultados obtenidos son:

CTIF	155°C
Prof. De Sy	153°C
Estados Unidos	127°C
BCIRA	115°C

Lo que corresponde prácticamente a una línea recta. Para este valor del 3% en el carbono equivalente CE, el punto correspondiente en la curva de liquidus se da a las temperaturas respectivas siguientes:

$$1146 + 155 = 1301^{\circ}\text{C}$$

$$1146 + 153 = 1299^{\circ}\text{C}$$

$$1146 + 115 = 1261^{\circ}\text{C}$$

$$1146 + 127 = 1265^{\circ}\text{C}$$

Se pueden observar, por tanto, discontinuidades y desacuerdos. Puede tratarse de errores de medida de temperatura o del análisis del silicio, aunque estos errores son poco probables. Más bien pudiera tratarse que el divisor 3 aplicado al silicio en las fórmulas no sea válido. Hay autores que se inclinan por la sustitución de este divisor por un 4. Lógicamente, al aumentar el valor del denominador disminuye la influencia del elemento en cuestión, el silicio, en la fórmula polinómica del CE.

Existen tres fórmulas de correlación para fundiciones grises hipoeutécticas. Estas fórmulas, que expresan la temperatura del liquidus en función de los contenidos de carbono y silicio, son las siguientes:

$$TL = 1580 - 99,5 \left(C + \frac{Si}{3} \right) \quad (CTIF)$$

$$TL = 1636 - 113 \left(C + \frac{Si}{4} \right) \quad (F/ATFB)$$

$$TS = 1669 - 124 \left(C + \frac{Si}{4} \right) \quad (BCIRA, ATFB)$$

Per la aplicación de las tres fórmulas no da valores muy concordantes. Por ejemplo, para carbono y silicio nulos (lo que sería prácticamente hierro puro), es decir, el punto A, se obtiene 1580, 1636 y 1669 respectivamente, en lugar de los 1528 a 1539 normalmente aceptados en los diagramas hierro-carbono. Para el punto C' (carbono equivalente igual a 4,23) las temperaturas calculadas del liquidus son de 1159, 1158 y 1144, respectivamente, en lugar de la admitida de 1141 ± 1 ; el intervalo de error es, por lo tanto, de 15 grados.

Por otra parte, tampoco la comparación puede hacerse en función de un mismo CE; ya que para una misma fundición éste varía según sea el cociente Si/X empleado. Por ejemplo, para una fundición con 3 por ciento de carbono y 2,4 silicio, el CE resulta valer 3,80 para X igual a 3 y 3,60 para X igual a 4. Por otra parte, la aplicación de los valores de carbono y silicio a las fórmulas anteriores daría para la temperatura de liquidus TL, 1202, 1229 y 1223 grados, lo que supone una dispersión de 27 grados.

1.5.3. Liquidus en fundiciones hipereutécticas

La confusión es mayor en este caso. La curva 393 del informe FO 78 del CTIF concuerda, en el diagrama estable, con Vertman (Russian Casting Production, febrero 1965, página 64). Por contra, hay grandes dudas en el metaestable. La curva 393 asigna 1550 grados para la temperatura en el punto D correspondiente a la cementita Fe_3C . Vertman reduce drásticamente el valor de este punto D hasta hacerlo igual a 1270 grados. Los cálculos termodinámicos de Genot (Informe a la Academia de Ciencias de Francia de abril de 1961, tomo 252, página 2520) asignan 1230 grados a ese punto. En Metal Progress, fascículo 33, resulta ser de 1400 grados.

Es destacable el rápido aumento de la TL en el diagrama estable a partir del momento en que se supera el eutéctico.

1.6. COMENTARIO FINAL

La revisión hasta ahora desarrollada lleva a una serie de conclusiones que son, a su vez, punto de partida. Es preciso continuar investigando para conocer la cuantía real de la influencia de silicio y fósforo. El diagrama hierro-carbono es un punto de partida, pero ha de situarse bien; parece ser que el eutéctico está comprendido entre 4,23 y 4,30, con una temperatura de 1153 ± 1 y 1146 ± 1 . La forma de la curva de liquidus merecería ser estudiada. Hay que precisar los valores de los divisores X e Y del silicio y fósforo; es posible que estos elementos no actúen directamente, sino de una forma indirecta a través de las variaciones que introducen en el cálculo del carbono equivalente CE.

El problema futuro es que la fiabilidad de los resultados de la investigación no es completa, por lo que únicamente puede basarse en una gran cantidad de experimentos, fabricando y contrastando una gran cantidad de fundiciones, lo que hace largo y laborioso el conjunto del trabajo. Aún más complicado se hace si, además de hacer análisis térmico, se mecanizan y ensayan las correspondientes muestras o probetas de control de propiedades metalúrgicas de las fundiciones contrastadas.

I.7. OBJETIVOS DEL PRESENTE TRABAJO

Basándose en todo lo que antecede, el objeto del trabajo de investigación descrito en la presente memoria es llegar a un conocimiento lo más exacto y completo posible de las verdaderas relaciones que se establecen entre la composición química de las fundiciones y sus puntos críticos, estructura metalográfica y características mecánicas.

Al mismo tiempo y de modo complementario, se hacen estudios de las características de marcha del horno para llegar a métodos que permitan un ahorro de costos en las materias primas puestas en juego y en la energía consumida. Asimismo, y con el objeto de obtener fundiciones lo más puras posibles, se ha creado y puesto a punto una técnica de utilización de "pellets" prerreducidos para la fabricación de fundiciones sintéticas en horno de inducción de canal.

C A P I T U L O I I



II. PARTE EXPERIMENTAL

II.1. PLAN DE TRABAJO

Basándose en los objetivos enunciados en el capítulo anterior, el plan de trabajo ha consistido en la realización del mayor número posible de coladas, en las cuales se miden o registran:

- 1) Características de materias primas
- 2) Condiciones de marcha del horno
- 3) Temperaturas en el interior del molde
- 4) Características de las fundiciones fabricadas

Las características del horno y las disponibilidades de personal han determinado que sólo se haya podido hacer una colada por día. Sin embargo, esto ha permitido atender mejor a todas las operaciones del programa y normalizar al máximo las condiciones de operación, lo que, a su vez, ha permitido fijar variables y evitar errores incontrolados.

El horno se ha instalado específicamente para este trabajo. Previamente, ha habido que realizar el montaje y puesta a punto del horno, sistemas de control de variables de marcha, instalaciones periféricas y auxiliares, toma de muestras, pirometría, etc., así como adiestramiento del personal auxiliar que participa en el programa.

Previamente al programa de investigación en sí, ha sido necesario efectuar una serie de coladas a fondo perdido, cuyos resultados no son, lógicamente, aplicables a dicho programa. Igualmente, y dada la circunstancia de que en el horno se lleva un trabajo de desarrollo de la fabricación de fundiciones sintéticas con métodos de bajo costo y materias primas de segunda clase, algunas coladas posteriores a la puesta a punto de las técnicas de trabajo han tenido que ser desechadas.

II.2. EQUIPOS

Los medios directos de trabajo (horno, puente-grúa, molino...) son de serie, normalmente utilizados en fundiciones de producción, al igual que los aparatos de control (analizadores, registradores, máquinas de ensayos...). Los dispositivos propiamente dichos del trabajo de investigación (sondas de temperatura, toma de muestras, moldes de piezas patrón, etc.) han sido desarrollados para este trabajo y son inéditos, por tanto.

A continuación, se pasa a describir las máquinas y aparatos utilizados.

II.2.1. Fusión

II.2.1.1. Características del horno de fusión

Es un horno VERS F-100-E de inducción, de canal, de frecuencia de la red. Sus características técnicas principales son:

Capacidad total	500 kg
Capacidad útil de colada	240 kg
Cantidad normal a extraer	50 - 80 kg
Potencia instalada	100 kVA
Potencia útil	80 kW
Capacidad de fusión con esta potencia	150 kg/h
Tensión de alimentación del transformador	220 V
Tensiones de alimentación al horno	de 100 a 500 V de 50 en 50 V
Velocidades de fusión	9
Duración media del refractario	6 meses
Tipo de vuelco	tornillo sin fin en baño de aceite

II.2.1.2. Instalación de carga

Todas las operaciones se hacen con un puente-grúa de 5 t, dotado de dos velocidades de trabajo.

Para las adiciones de carga sólida (lingotes, ferroaleaciones...) se ha desarrollado una cesta metálica que, además de mecanizar el trabajo, evita los riesgos de proyecciones y salpicaduras. Su funcionamiento es sencillo y es, por otra parte, extrapolable a unidades de fusión mayores.

Los nódulos prerreducidos (pellets) plantean problemas en la carga. El carbón y otros materiales pulverulentos que contienen dan lugar a llamaradas y proyecciones en el momento de caer sobre el baño. Por otra parte, su menor densidad dificulta la absorción por el caldo.

Para resolver estos problemas se ha modificado la tapa del horno, practicando en ella un agujero en el que se fija un embudo a través del cual se hace la carga de áridos. Estos materiales se transportan hasta el embudo por medio del puente-grúa en un contenedor especial.

II.2.1.3. Instalación de inyección de gas

Tiene por objeto inyectar nitrógeno en el baño para, de esta forma, provocar una agitación que favorezca el contacto entre los carburizantes y la fundición líquida y la absorción por ésta del carbono contenido en aquéllos.

El sistema consta (Fig. 4) de una botella de nitrógeno, manoreductor de alta y baja presión, tubería conductora y lanzas de inmersión.

La puesta a punto de las lanzas ha obligado a la realización de numerosos ensayos hasta lograr una que resista a varios efectos combinados, como son, entre otros:

- 1) Temperatura del hierro líquido en el horno
- 2) Agresión química de la escoria

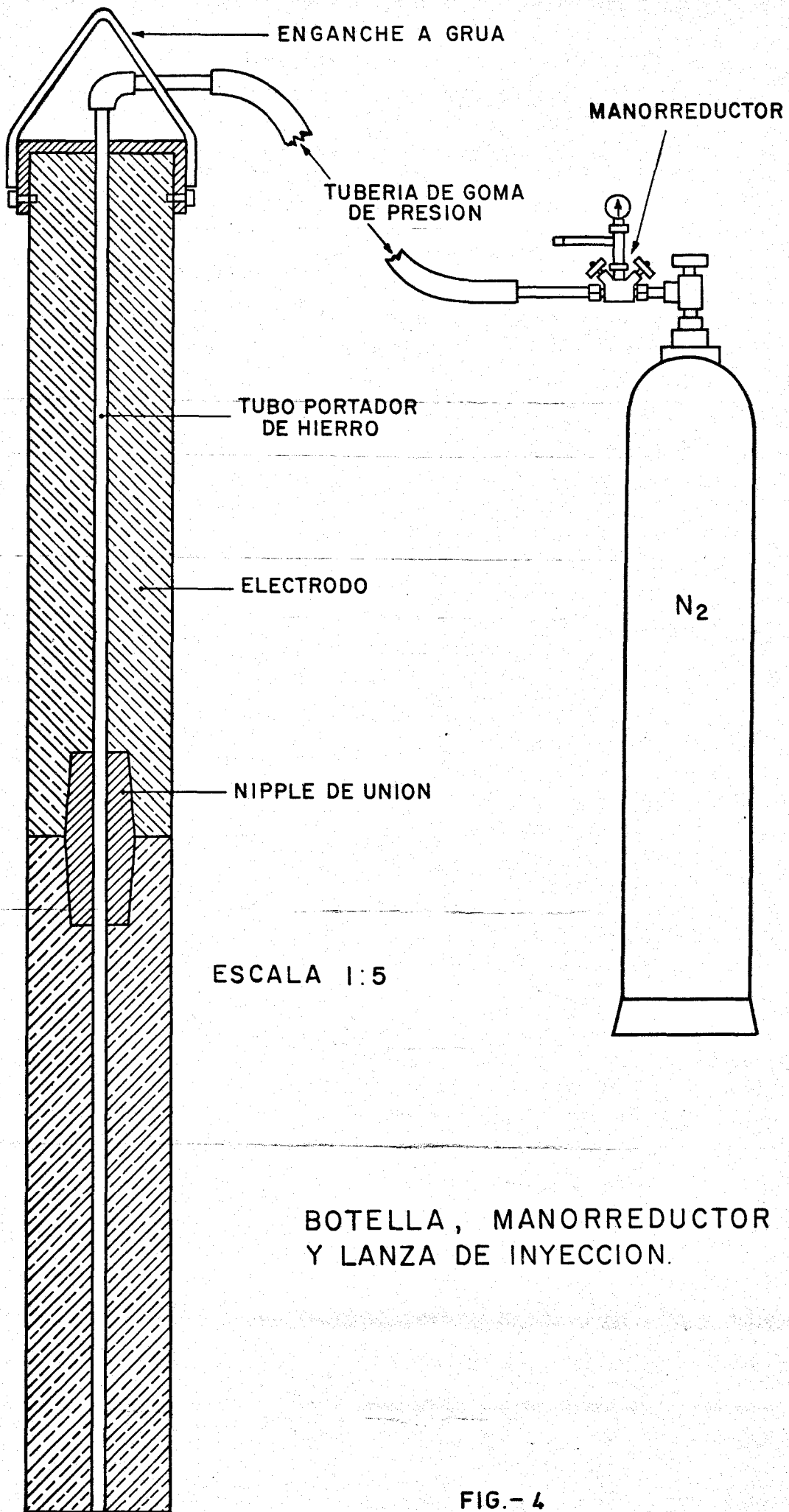


FIG.- 4

- 3) Choque térmico desintegrador del refractario
- 4) Vibraciones producidas por el barboteo de gas
- 5) Flexión de la lanza por ser menos densa que el caldo

No se describen en detalle los ensayos realizados para no hacer más prolijo este capítulo. Fueron, entre otros:

- 1) Empleo de un tubo de hierro forrado de cemento refractario protegido , a su vez, por una tela metálica.
- 2) Como antes, pero sustituyendo el cemento por masa bituminoso-carbonosa similar a la utilizada en hornos altos para proyección.
- 3) Dos tubos concéntricos de hierro entre los cuales se atacó masa silicoaluminosa.
- 4) Una lanza de grafito de 310 mm de longitud y 40 mm de diámetro exterior en la que se hizo un taladro axial de 10 mm de diámetro por el que pasaba el tubo conductor de gas.

De todos estos sistemas, sólo la lanza de grafito dio resultado alentador. Por ello, y para compensar el desgaste por disolución de la propia lanza en el baño, se cambió a tamaños mayores de lanza de grafito, lo que obligó a diseñar una técnica que permitiera hacer taladros en ellas.

La solución final adoptada fue una lanza de grafito, obtenida a partir de electrodos de hornos eléctricos de arco para acería. Las medidas son 1200 mm de longitud y 130 mm de diámetro exterior, y están atravesados a lo largo de su eje por un tubo de hierro de 10 mm de diámetro exterior que hace de portadoador. Ha sido preciso diseñar un dispositivo especial para efectuar el taladro de los cilindros de grafito, así como otro artificio para sujeción, elevación y descenso de la lanza sobre el horno.

II.2.1.4. Instalación de colada

Las cucharas de toma de muestras son de grafito, para que puedan calenu

tarse perfectamente y sea mínima la pérdida de temperatura del caldo en ellas: Se hacen a partir de los extremos roscados de los electrodos de grafito, en los que se tornea una cavidad troncocónica.

La cuchara de colada tiene 250 kg de capacidad. Es cilíndrica, de eje de revolución horizontal, y tiene una boca de llenado y vaciado muy pequeña, con el fin de reducir al mínimo las pérdidas de temperatura del caldo en ella. Va colgada del puente-grúa por medio de un balancín de volteo. Es desarmable para facilitar la reparación del revestimiento refractario.

El hierro sobrante en la colada se vierte en unas lingoteras diseñadas y construidas, como el resto de los elementos de carga y colada, en la propia nave de fundición del CENIM.

II.2.2. Control de temperaturas

Es la parte medular de todo el trabajo descrito en la memoria. Se toman temperaturas en el horno, cuchara y moldes. Igualmente, se toman y registran temperaturas desde sobrecalentamiento hasta solidificación. Los dispositivos utilizados son los siguientes.

II.2.1.2. Pirómetro óptico

Se utiliza para control de temperatura del baño en el horno durante las sucesivas operaciones de adición de cargas y fusión y calentamiento de éstas. Con ello se consigue dejar para el fin de colada la utilización del pirómetro de inmersión y se reduce drásticamente el consumo de termopares y lanzas de inmersión.

Es un pirómetro de radiación Hartmann & Braun, tal como los normalmente empleados en el control de calidad de las instalaciones industriales de fundición. En el momento en que se produce la desaparición de la imagen

del filamento, la lectura del indicador da directamente la temperatura de la fundición líquida existente en el horno, o del chorro del caldo en el momento de caer a la cuchara o al molde.

II.2.2.2. Pirómetro de inmersión

Se utiliza para la medida de temperatura del hierro contenido en el receptáculo del horno de fusión. Consiste en una caña de acero refractario en cuyo extremo se conectan cartuchos en los que va alojado el termopar. Estas lanzas se conectan a un registrador, utilizado igualmente para el análisis térmico, y que se describe en el epígrafe siguiente. Una palanquita conecta este registrador con la lanza de inmersión del pirómetro o a la sonda de captación de temperaturas para el análisis térmico, ya que nunca trabajan ambos sistemas simultáneamente.

II.2.2.3. Registrador rápido de temperatura

Se utiliza para el análisis térmico de un lingotillo a velocidad rápida de enfriamiento. Es un indicador-registrador Speedomax W, marca Leeds & Northrup, de cinta continua, con modificación electrónica de desequilibrio y un servomotor que efectúa la acción de equilibrado. El circuito de medida actúa como potenciómetro en corriente continua o puente en corrientes continua o alterna. La precisión de la medida es del 0,03% del intervalo total de medida. La impedancia es de 7000 ohmios como mínimo. El registro se hace en línea continua en un papel calibrado de 250 mm de anchura. El tiempo de respuesta es de un segundo. Tiene compensación automática de la soldadura fría.

El registrador tiene dos escalas. La superior indica las temperaturas por las que va pasando el lingotillo fundido. En la inferior se leen las tempe

raturas medidas con la caña de inmersión cuando el aparato se utiliza como pirómetro de inmersión para la medida de temperaturas en el baño del horno.

Las lecturas vienen dadas directamente en grados centígrados, a diferencia del registrador lento (que se describirá a continuación) que las da en milivoltios.

La sonda o elemento sensible de temperaturas consiste (Fig. 5) en un molde de arena prervervestida con resina fenólica y moldeada en cáscara ("shell-moulding") de caja caliente. En el molde se encuentra incrustado un termopar de platino/platino-rodio 10%, situado de forma que la soldadura de dicho termopar se encuentra en el centro geométrico del molde en cuestión. Tanto el molde como el termopar van protegidos por pintura de óxido de circonio.

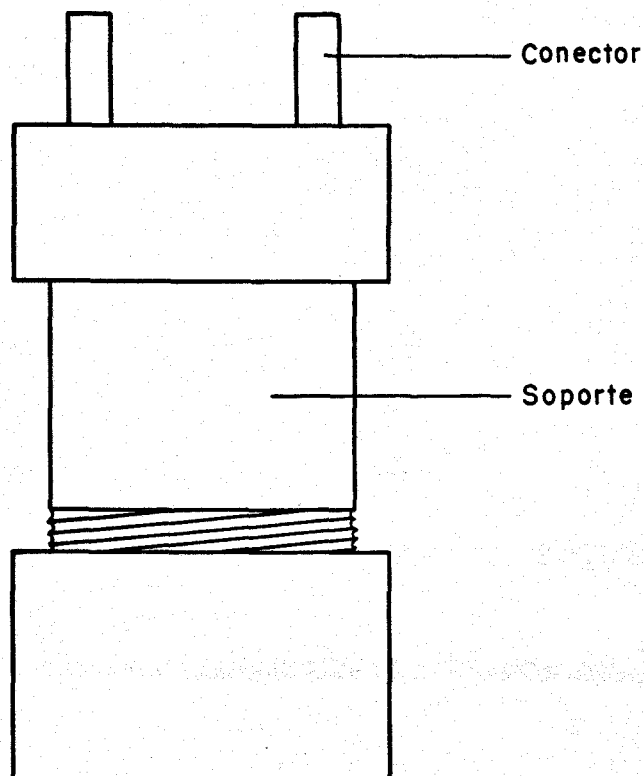
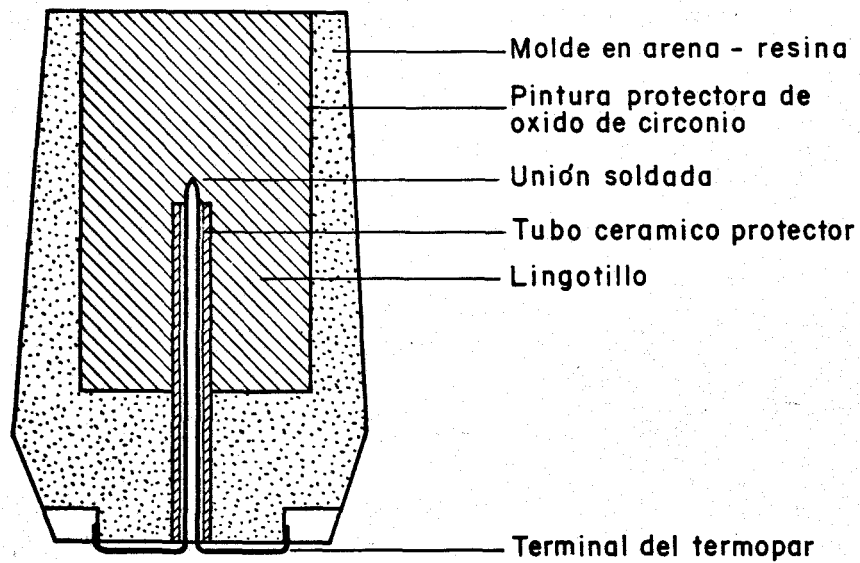
Los terminales del termopar se conectan al cable de compensación por medio de un soporte-conector especialmente diseñado para esta función. Dentro del molde se cuela un lingotillo cilíndrico de 50 mm de altura y 30 mm de diámetro, de un peso de 270 g, y en cuyo eje queda el termopar.

II.2.2.4. Registrador lento de temperaturas

Tiene por objeto el análisis térmico del hierro contenido en un molde de enfriamiento lo suficientemente lento como para ser considerado absolutamente fiable.

Se trata de un registrador D.T.A. Universal Hartmann & Braun. Se dispone en él de un armario amplificador con aparato Potentiolux 2 empotrado, con 10 campos de medida, así como un selector de contratensión empotrado para 150 escalones de contratensión en las magnitudes de -10 a +65 mV. También cuenta con una caja de conexión para selector de campo de medida y conmutador de puntos de salida.

MOLDE Y PIEZA PARA ANALISIS TERMICO RAPIDO



ESCALA 1:1

FIG. - 5

El equipo de registro en sí está compuesto por un registrador electrónico empotrado, de 6 puntos por colores tipo Polycomp con un intervalo de punteo de 2 segundos, con 14 avances de papel conmutables, junto con la necesaria instalación de cableado.

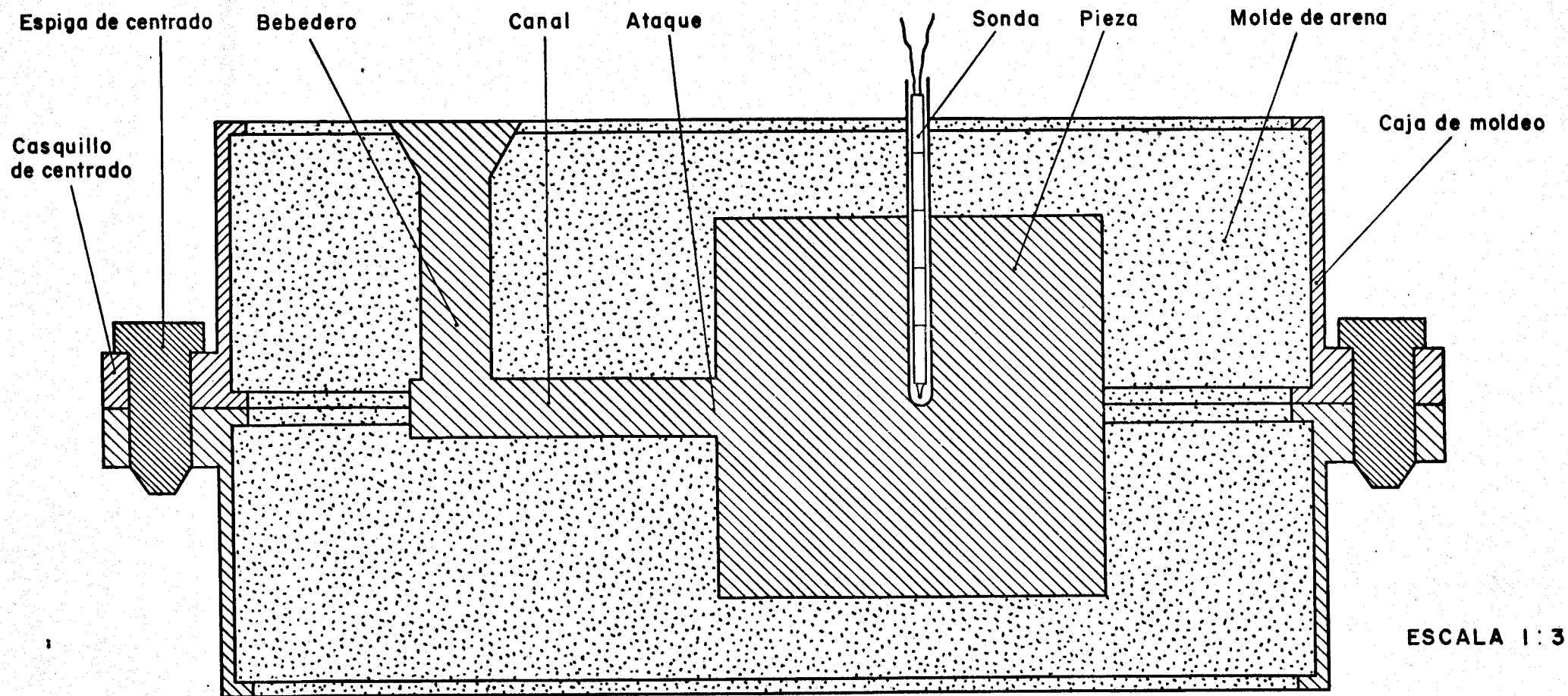
El elemento sensible de temperatura consiste (Fig. 6) en un molde de arena-bentonita-agua en el que hay una cavidad cilíndrica de 200 mm de diámetro y 200 mm de generatriz. La pieza fundida dentro de él pesa, junto con los alimentadores, 38 kg. En la cavidad de fusión se encuentra incrustada una vaina de cuarzo de 7 mm de diámetro, en cuyo interior se encuentra un termopar de platino/platino-rodio 10%. La longitud de la vaina y termopar es tal que la soldadura de dicho termopar se encuentra situada exactamente en el centro geométrico de la pieza fundida que es, lógicamente, la última zona en solidificar.

A estas dimensiones de molde se llegó después de numerosos ensayos que han tenido por objeto llegar a una velocidad lo suficientemente lenta para permitir la observación completa de los fenómenos producidos, teniendo en cuenta la velocidad del registrador, y para evitar posibles fenómenos de subenfriamiento derivados de una solidificación rápida. Se llega al compromiso de un tiempo de solidificación, entre las temperaturas de 1300 y 1000 grados, de aproximadamente una hora.

II.2.3. Maquinaria auxiliar

Es el conjunto de aparatos que, sin ser utilizados directamente en las operaciones de colada y control, son necesarios para que éstas puedan efectuarse, y se encuentran situados en la nave de fundición. Entre ellos, se encuentran:

- Molino de arenas M/1250 TAF
- Batidora TAF de arena de machos
- Horno de mufla



MOLDE Y PIEZA PARA ANALISIS TERMICO LENTO

FIG. - 6

- Molino TEMA
- Máquinas-herramienta diversas

II.2.4. Instalaciones periféricas

Se han aprovechado para el programa otros equipos como son los de análisis químico, metalografía, taller mecánico y ensayos mecánicos.

II.3. Moldes y probetas

A continuación se describen los moldes utilizados para la colada de muestras de control. Todos ellos han sido ensayados y puestos a punto previamente a la realización del programa, lo que ha obligado a efectuar muchas coladas de tanteo hasta llegar al desarrollo completo de estas técnicas de trabajo.

Los moldes destinados al análisis térmico han sido ya descritos, por lo que no se insiste en ellos, y se pasa a la descripción de los restantes.

II.3.1. Análisis químico

La viruta para análisis químico por vía húmeda se obtiene, evitando cuidadosamente grasas o taladrinas que la impurifiquen, en el momento en que se corta la barra ASTM para obtener las muestras de metalografía, dureza y resistencia a la tracción.

Para análisis cunatométrico se emplea una coquilla de cobre-cromo 5% cuya acción de temple determina la aparición de estructura blanca en la muestra de análisis, con lo que se evitan las interferencias perniciosas del grá-

fito. Se obtiene un disco de 45 mm de diámetro y 5 mm de espesor, directamente utilizable para el chispeo en el cuantómetro.

En su parte inferior, el disco tiene un apéndice que, una vez desprendido y reducido a polvo en el molino "Tema", suministra fundición blanca para contraste de carbono y azufre con respecto a la viruta de fundición gris anteriormente citada.

II.3.2. Barra ASTM

Esta barreta se moldea en arena, en un encofrado (Fig. 7) de tubo de hierro de 90 mm de diámetro, por medio de un sistema especialmente diseñado. Las dimensiones de la barreta son de 300 mm de longitud y 30 mm de diámetro.

Una vez fundida y fría, se corta y elimina la parte inferior que puede tener impurezas de arena, así como la parte superior que puede tener escoria. En la zona central se cortan dos rodajas de 10 mm de espesor, una para metalografía y otra para ensayo de dureza, y una barreta de 110 mm de longitud en la que se mecaniza la barra de ensayo de resistencia a la tracción.

Como ya se ha mencionado anteriormente, la viruta producida en los cortes necesarios para obtener estas probetas es la que se aprovecha para el análisis químico. De esta forma, todas las muestras que van a ser objeto de estudio proceden del mismo caldo, eliminándose variables inesperadas.

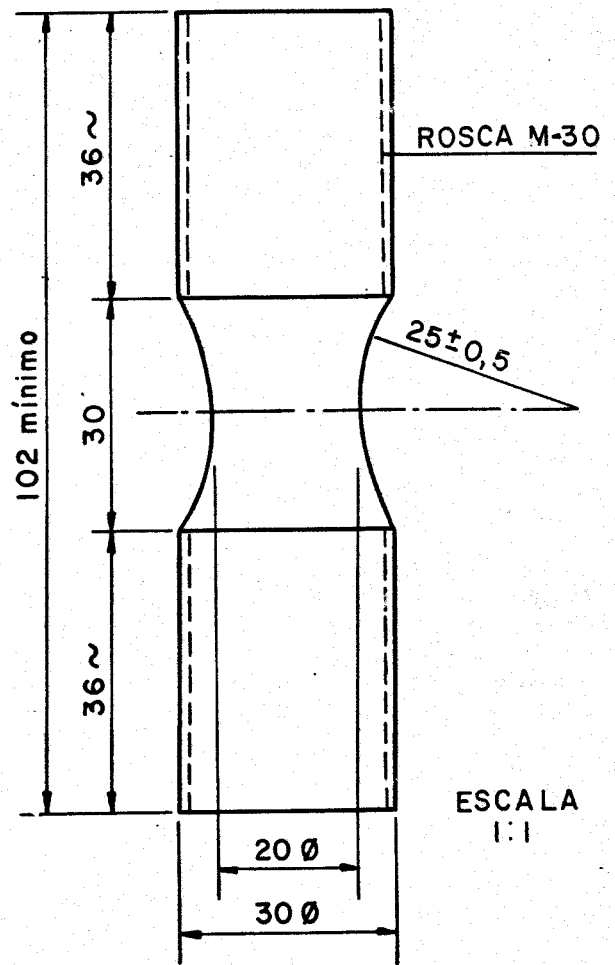
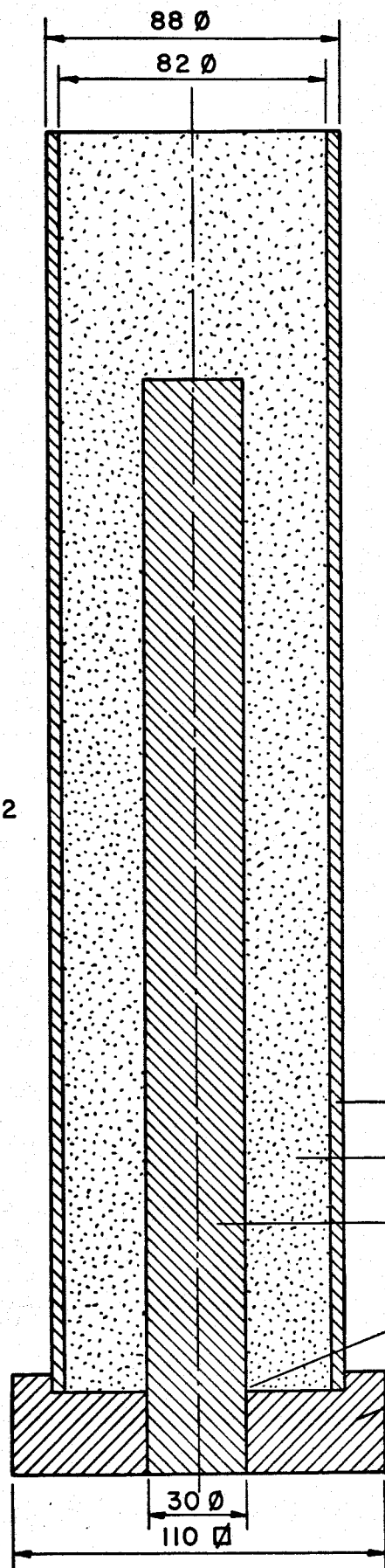
II.3.3. Sensibilidad al espesor

Se hace uso de una probeta en escalera (Fig. 8), moldeada en los mismos tubos que la barra ASTM, y con la misma arena que ésta y el molde de análisis térmico. La pieza patrón tiene 280 mm de longitud y 40 mm de anchura, con espesores que van de 10 a 40 mm, en saltos de 5 mm.

Una vez fundida y fría, la probeta se rectifica en su cara lateral y se hacen tres determinaciones de dureza por escalón.

MOLDE Y BARRA A.S.T.M. - PROBETA DE TRACCION

ESCALA 1:2



ESCALA 1:1

- TUBO PORTADOR
- ARENA DE MOLDEO
- MODELO
- BEBEDERO
- PLACA BASE

FIG.- 7

MOLDE PARA PROBETA DE SENSIBILIDAD AL ESPESOR

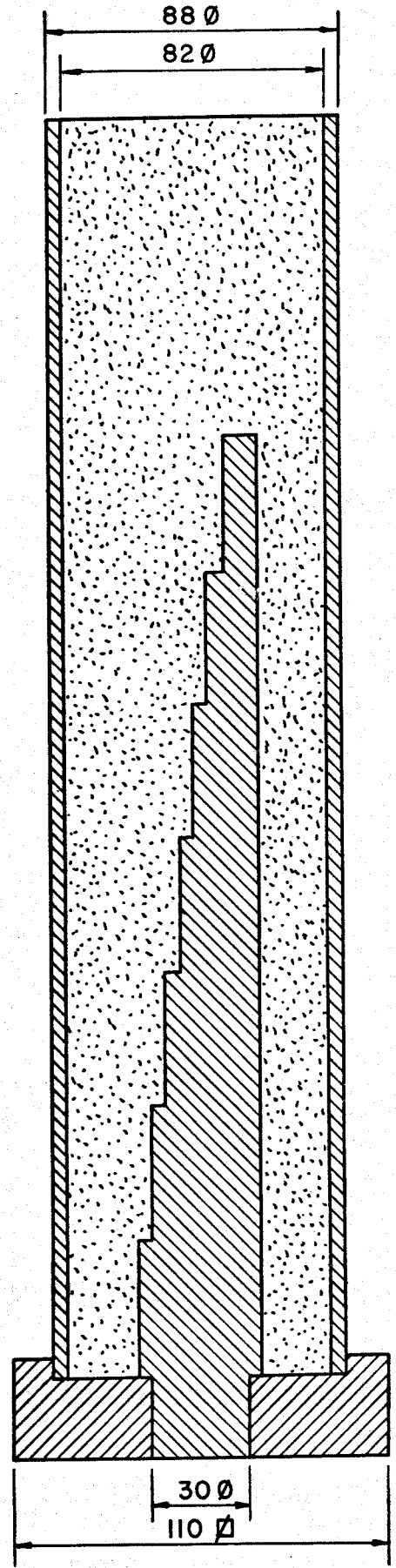
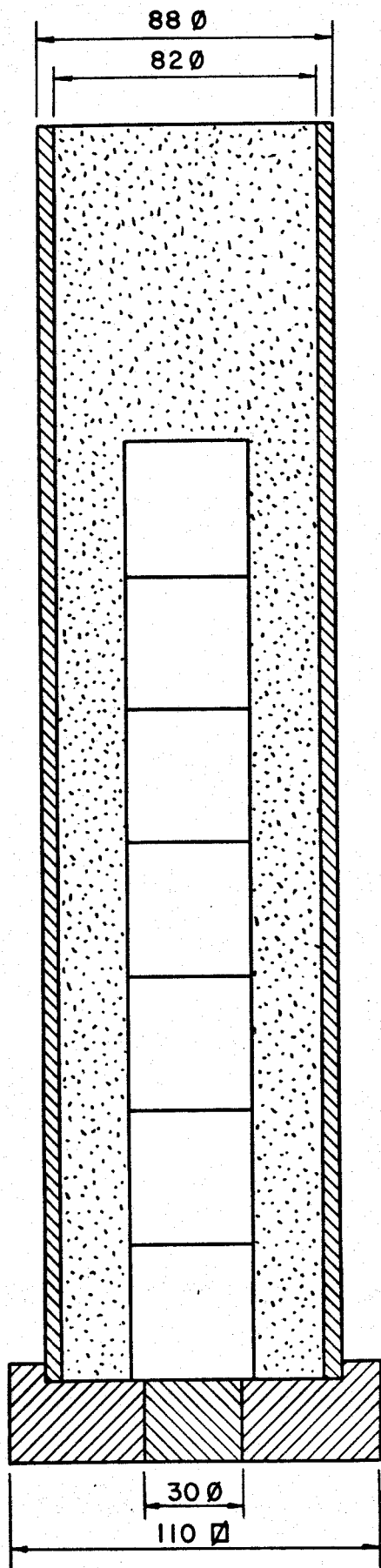


FIG - 8

ESCALA 1 : 2

II.3.4. Cuña de temple

En los moldes tubulares ya descritos, se moldea un prisma (Fig. 9) cuya base es un triángulo equilátero de 25 mm de lado y que tiene una altura de 115 mm. La probeta fundida en él se desmoldea al rojo y se introduce inmediatamente en agua fría. Una vez desarenada, se parte de un martillazo y se mide la anchura o espesor de la zona de separación entre fundición blanca y gris.

II.4. MATERIAS PRIMAS

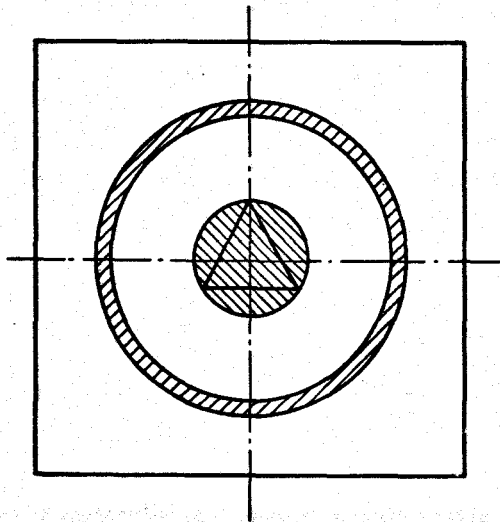
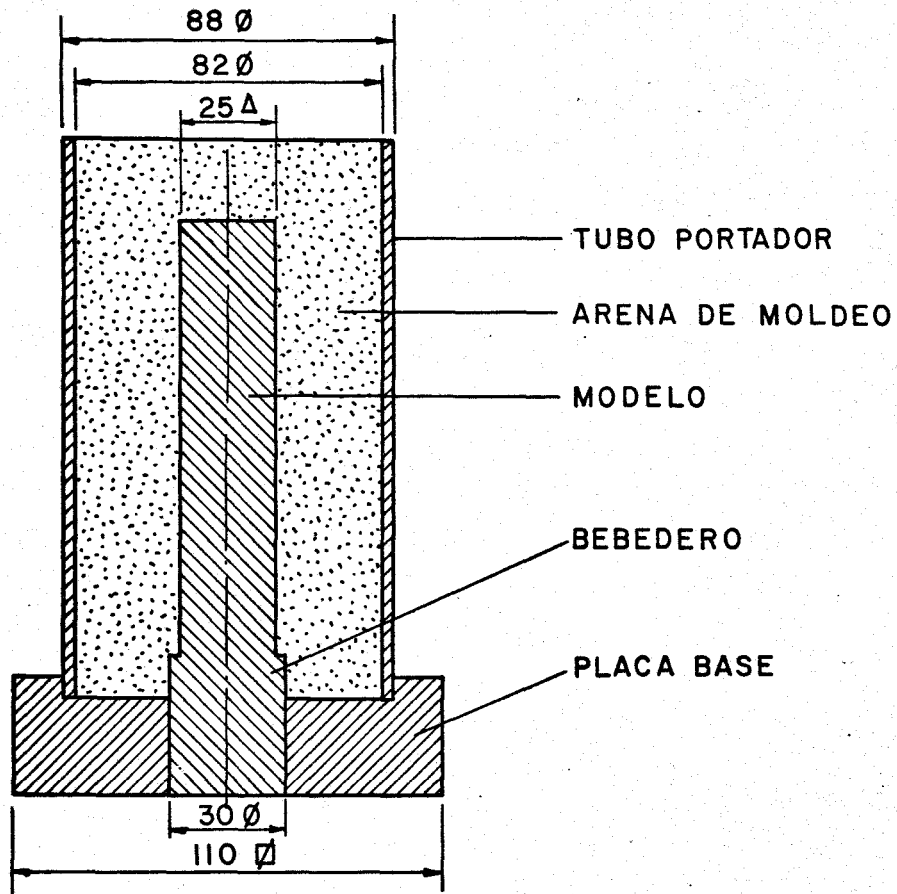
El objetivo primordial del trabajo es aislar variables y evitar en lo posible la interferencia de factores incontrolados que introduzcan un elemento de desorientación en la interpretación de los resultados. Pero, por otra parte, no hay que olvidar que este trabajo de investigación forma parte de un programa amplio de desarrollo de métodos de fabricación de fundiciones sintéticas con los mínimos costos de materias primas y energía.

II.4.1. Carga base

Como ya se ha dicho, el estudio descrito en la presente memoria se inscribe en una serie larga de coladas que tienen por objeto desarrollar métodos que permitan aprovechar los nódulos prerreducidos de hierro esponja ("pellets") en la fabricación de fundiciones de calidad. No sólo es importante el factor económico, sino también la casi absoluta ausencia de elementos impurificantes o de aleación.

Es preciso tener en cuenta que cada vez es más ostensible la fuerte acción que tienen determinados oligoelementos que modifican las propiedades de las fundiciones a las que impurifican; este problema es particularmente grave si se considera que cada vez es mayor la cantidad de chatarra que se

MOLDE Y PROBETA DE TEMPLE



ESCALA 1 : 2

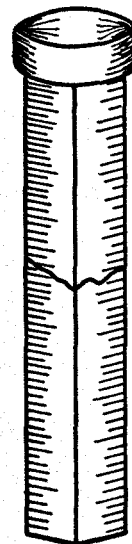


FIG - 9

recicla. Muchos de estos elementos no son eliminables en las marchas normales de colada, por lo que la única solución será, en el futuro, diluirlos sustituyendo parte de esta chatarra por materiales más puros.

La fusión de prerreducidos (Tabla 1) en el horno de canal del CENIM ha sido el paso final de una serie de etapas previas que han sido, por orden cronológico, las siguientes:

- Fusiones en crisol en horno de mufla
- Coladas en cubilote pequeño experimental del CENIM
- Coladas a escala industrial en horno de cuba (ENASA, Barajas)
- Coladas a escala industrial en horno de inducción de canal, de 5000 kg de capacidad (ENASA, Barajas)
- Coladas a escala piloto-industrial en horno de inducción de canal, de 500 kg de capacidad, en la nave de fundición del CENIM

Los resultados de estos trabajos salen del ámbito de la presente memoria y no se describen para no alargarla innecesariamente. Por otra parte, esta investigación o desarrollo pertenece a la Asociación Técnica y de Investigación de la Fundición, que es propietaria de la información obtenida.

II.4.2. Materiales auxiliares

Además de los nódulos, se ha hecho uso de otros productos, dentro o fuera del balance de materias, que se detallan a continuación:

- Chatarra de acero (utilizada eventualmente)
- Recarburantes (grafito de electrodos o polvo de coque)
- Ferroaleaciones (ferrosilicio)
- Escorificantes y fundentes (sílice, espato y sosa)
- Refractarios de horno y cuchara
- Arenas de moldeo

CARACTERISTICAS DE PELLETS MIDREX

Granulometria mm Concepto	> 15 mm	> 12 mm	> 10 mm	> 8 mm	> 5 mm	> 1 mm	< 1 mm	Media Ponderada	Todo Uno
Fe to t, %	91,58	92,40	91,58	90,77	90,88	89,34	82,92	91,94	92,27
FeO, %	83,66	84,63	79,07	79,35	75,73	75,32	58,23	82,33	83,10
FeO, %	9,07	8,72	13,34	12,10	19,39	16,01	23,12	10,68	10,41
Fe ₂ O ₃ , %	1,18	1,39	2,99	2,80	n. c.	2,16	9,47	1,82	1,49
Metalización %	90	91,59	86,34	87,41	83,33	84,31	70,22	89,54	90,06
C, %	1,40	1,20	1,29	1,66	1,80	2,00	2,20	1,29	1,18
S, %	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
P, %	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
SiO ₂ , %	1,90	1,80	1,80	2,15	1,85	2,30	3,40	1,84	1,85
CaO, %	0,20	0,22	0,20	0,34	0,20	0,30	0,53	0,23	0,22
MgO, %	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45
MnO, %	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,05	≤ 0,085	≤ 0,05	≤ 0,05
Al ₂ O ₃	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,5
TiO ₂ , %	0,12	0,17	0,17	0,20	0,20	0,17	0,12		0,17

TABLA 1

II.5. METODO OPERATIVO SEGUIDO

Se ha tenido siempre la idea de mantener fijo el mayor número posible de variables con el fin de reducir el número e importancia de éstas que escapan de control y reduzcan la fiabilidad de los resultados obtenidos. Por ello, se han normalizado las operaciones y se ha reducido al número de materiales empleados y la dispersión de las condiciones de trabajo.

Por otra parte, se ha realizado un gran número de experimentos para compensar la dispersión de los resultados, ya que ha de tenerse en cuenta que las fundiciones son unos materiales bastante heterogéneos en sus características y propiedades, no sólo comparadas entre sí las propiedades de piezas diferentes, sino también cuando se estudian trozos cortados de la misma pieza. Como se ha dicho ya, la existencia de un retículo continuo de grafito disperso en toda la matriz metálica introduce un factor de discontinuidad que repercute en la aparición de resultados anómalos en los valores de las características tecnológicas y estructurales de los hierros fundidos.

II.5.1. Fusión

En el horno se mantiene permanentemente una larva o pie de baño de 200 kg para que no se interrumpa en ningún momento la inducción electromagnética y el paso de corriente. La tensión conectada es la suficiente para que el caldo no solidifique, pero no tan alta que produzca sobrecalentamiento del hierro. Al comenzar el turno de trabajo se conecta el horno a la tensión máxima y se comienzan las operaciones de carga.

Las adiciones de carga fría al horno son de 30 kg cada una. Se hacen lo más rápidamente posible para que no se produzca un sobrecalentamiento que altere la historia posterior de la fundición. El control por pirómetro permite, por otra parte, regular la temperatura y evitar enfriamientos inesperados.

Cuando se ha terminado la operación de carga y el baño tiene una temperatura suficiente (unos 1300 grados) se efectúa el desescoriado. A veces, ocurre que la escoria forma una costra dura y viscosa que impide su manejo; en este caso se adiciona sobre ella sosa (carbonato sódico) o espato flúor. Si la escoria fuera tan fluida que escapara de las herramientas empleadas para su extracción del horno, se añade sobre la superficie de ella un coagulante a base de piedra pómez y se completa acto seguido al desescoriado.

En el momento en que la fundición está caliente, libre de escoria y con trozos de grafito flotando sobre ella, se considera que se encuentra en condiciones idóneas para proseguir las operaciones metalúrgicas de la colada.

II.5.2. Soplado con gas

Si el grado alcanzado de recarburación no fuera suficiente (lo que se detectará por medio de la probeta de temple) o se desea obtener una fundición sobresaturada en carbono, hay que ayudar con un barboteo de gas nitrógeno.

Se comienza recubriendo el baño con una capa de polvo de grafito o coque para favorecer la recarburación, mantener condiciones reductoras de operación, y, finalmente, para reducir al mínimo las proyecciones de caldo originadas por la ebullición. Mientras, la lanza se ha hecho descender hasta la superficie del hierro para que se precaliente y no solidifique el caldo dentro del tubo portador.

Cuando la lanza está al rojo, se abre el paso de gas y se introduce aquella en el baño; el barboteo dura cinco minutos, al cabo de los cuales se eleva y retira la lanza y se corta el flujo de nitrógeno. Acto seguido se traslada todo el sistema de insuflación hasta su posición de reposo.

II.5.3. Ajuste de temperatura y composición

Los procesos de carga, escoriado e insuflación han enfriado sensiblemente el baño, por lo que hay que llevar su temperatura hasta la de operación, que se ha fijado en 1400 grados centígrados. Por ello se deja descansar el horno, estando en la tensión más alta, con la tapa cerrada.

Se hacen lecturas periódicas de temperatura por medio del pirómetro óptico. Para ello, se aprovecha la abertura de carga de la tapa. Cuando se llega a los 1400 grados, se hace una comprobación con el pirómetro de inmersión, con lo que el baño se considera apto para las operaciones siguientes:

Paralelamente, se han hecho las adiciones de ferroaleaciones para llevar la composición a la previamente especificada.

II.5.4. Toma de muestras

En primer lugar, se cuela la probeta de temple. Como ya se ha dicho antes, se desmoldea rápidamente, se desarena e introduce en agua fría. Se parte por su zona media y se observa el espesor de la zona templada.

A continuación, se cuela la colección de "medallas" para cuantómetro y análisis de carbono y azufre en fundición blanca. Simultáneamente, se llenan los moldes de las barretas ASTM y de sensibilidad al espesor.

II.5.5. Análisis térmico

Inmediatamente, se llenan los moldes destinados al estudio de las temperaturas de solidificación, Para el registrador de enfriamiento rápido se emplea el mismo cazo de toma de muestras que el usado en las probetas antes citadas; se llena el molde que contiene el termopar y se espera a que dibuje toda la curva de enfriamiento hasta solidificación.

Después se lleva la cuchara de colada, por medio del puente-grúa, hasta la piqueta del horno y se llena totalmente. De ahí se la hace llegar por el mismo medio hasta el molde, cuyo termopar está conectado al registrador de enfriamiento lento. Se llena el molde, recargando para compensar la contracción líquida, y el resto del caldo se cuela en lingoteras donde se deja solidificar.

II.5.6. Colada

Puede ocurrir que el horno esté lleno, en cuyo caso una sola cuchara no es suficiente para restituir el nivel hasta el prefijado para la parada nocturna. En ese caso, se extrae otra cuchara de caldo que se vierte íntegramente en las lingoteras. Todo este material pasa al almacén y queda en reserva para otras aplicaciones.

De esta forma, la colada se da por terminada y el horno se pone en la tensión mínima que garantice el mantenimiento en estado líquido sin llegar a sobrecalentamiento.

C A P I T U L O I I I

III. RESULTADOS OBTENIDOS

A continuación, se aportan los resultados experimentales obtenidos en el conjunto de pruebas y ensayos descritos en el capítulo anterior. Además de ello se hacen disquisiciones que confirman la exactitud y corrección, en prácticamente la totalidad de los casos, de los ensayos o pruebas experimentales anteriormente citados.

III.1. COMPOSICION QUIMICA DE LAS FUNDICIONES

III.1.1. Campo estudiado

Los resultados de los análisis químicos se expresan en el conjunto de tablas que van de la 2.1 a la 2.13. Para no caer en extrapolaciones que podrían llegar a ser gratuitas e injustificadas, se ha establecido un intervalo de composiciones bastante más amplio que la gama de fundiciones normalmente fabricadas y empleadas en la industria.

Las composiciones más usuales de estas fundiciones producidas o utilizadas en la industria metalúrgica o metalmeccánica son las siguientes:

	<u>Carbono</u>	<u>Silicio</u>
Fundiciones blancas	3,0	<1,0
Fundiciones atruchadas	3,0	1,0
Fundiciones de alta resistencia	3,5	1,0-1,5
Fundiciones grises de media resistencia	3,5	1,5-2,0
Fundiciones grises de baja resistencia	3,5	2,0-3,5
Fundiciones grises muy blandas	3,5	3,5-5,0
Arrabio de horno alto para moldería	3,0-4,0	2,0-4,0

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
35	2,32		5,1	1,12	0,027		0,035
36-A	2,30		4,75	1,00	0,025		0,040
36-B	2,30		4,75	1,00	0,025		0,040
37-1	2,24		4,6	1,00	0,024		0,036
38-1	1,92		4,0	0,86	0,029		≤0,02
38-2	1,90		4,1	0,86	0,026		0,024
39	2,34		4,6	0,81	0,030		0,025
40	2,90		3,5	0,60	0,025		≤0,02
41	3,0		2,55	0,49	0,025		0,039
42	3,23		2,0	0,34	0,026		0,033
43	3,0		1,52	0,23	0,027		0,029
44	3,0		1,65	0,34	0,022		0,034
45-1	2,60		0,75	0,34	0,025		0,034
45-2	3,00		1,70	0,35	0,025		0,030
46-1	2,48		1,7	0,35	0,028		0,034

TABLA 2,1

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 1)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
46-2	2,50		2,7	0,35	0,025		0,029
47	2,65		2,5	0,40	0,028		0,034
48	2,80		2,0	0,32	0,030		0,034
49	2,92		1,4	0,22	0,025		0,033
50-1	2,29		1,00	0,24	0,032		0,027
50-2	2,45		0,94	0,24	0,032		0,027
51-1	2,28		0,97	0,24	0,030		0,027
51-2	1,79		1,00	0,35	0,035		0,025
52	2,16		0,96	0,30	0,036		0,026
53	2,40		0,94	0,38	0,032		0,027
55-1	2,67		4,25	0,38	0,032		0,034
56-1	2,78		2,35	0,40	0,044		0,044
56-2A	2,85		2,70	0,40	0,046		0,045
56-2B	2,63		2,08	0,40	0,038		0,044
57-1	3,17		2,40	0,41	0,046		0,040

TABLA 2,2

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 2)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
58	3,56		1,90	0,35	0,054		0,028
60	3,14		1,60	0,14	0,030		0,024
61	2,77		2,29	0,23	0,030		0,024
62	3,07		1,85	0,16	0,032		0,024
63	3,16		1,98	0,20	0,040		0,040
64-1	2,88		2,40	0,50	0,21		0,39
64-2	3,09		2,18	0,50	0,15		0,44
64-3	2,90		2,82	0,80	0,15		0,49
64-4	3,09		2,50	0,65	0,16		0,44
64-5	3,08		2,78	0,76	0,15		0,27
65	2,71		2,29	0,32	0,033		0,027
66	2,80		2,08	0,32	0,032		0,026
67	2,73		2,20	0,30	0,035		0,022
68-1	1,74		2,90	0,50	0,025		≤0,02
68-2	1,64		2,30	0,50	0,022		≤0,02

TABLA 2,3

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 3)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
69-1	3,40		1,62	1,40	0,021		≤0,02
69-2	3,29		1,75	1,40	0,025		≤0,02
70	3,52		2,90	0,72	0,039		0,040
71	2,95	2,99	3,16	0,89	0,028	0,028	≤0,02
72	2,67	2,76	3,38	0,89	0,028	0,029	0,030
73	3,38	3,56	1,50	0,70	0,030	0,033	0,025
74	2,95	3,12	1,40	0,72	0,027	0,030	≤0,02
75	2,61	2,77	1,43	0,78	0,026	0,028	≤0,02
76	3,25	3,30	1,12	0,78	0,021	0,031	≤0,02
77	2,81	2,89	1,65	0,88	0,036	0,035	≤0,02
78	3,50	3,75	1,50	0,40	0,027	0,033	≤0,02
79	3,35	3,50	1,35	0,79	0,027	0,028	0,023
80	3,65	4,00	1,50	0,44	0,032	0,032	0,024
81	3,72	4,00	1,80	0,42	0,029	0,030	≤0,02
82	3,00	3,17	1,20	0,60	0,035	0,035	0,023

TABLA 2,4

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 4)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
83	3,26	3,40	1,35	0,56	0,036	0,037	0,040
84	3,78	3,96	1,32	0,36	0,36	0,037	0,040
85	3,75	3,92	1,49	0,55	0,033	0,037	0,027
86	3,05	3,09	1,10	0,68	0,048	0,046	1,50
87	3,30	3,33	0,82	0,75	0,042	0,046	1,50
88	3,85	4,05	1,30	0,37	0,030	0,038	0,050
89	3,45	3,58	1,61	0,38	0,035	0,037	0,026
90	3,70	3,80	2,30	0,50	0,032	0,035	0,027
91	3,60	3,75	1,75	0,56	0,025	0,027	0,027
92	3,54	3,67	1,35	0,30	0,033	0,036	0,025
93	2,53	2,95	1,04	0,53	0,035	0,035	0,022
94	2,63	2,80	0,98	0,48	0,031	0,034	≤ 0,02
95	3,49	3,56	1,89	0,32	0,046	0,050	≤ 0,02
96	3,32	3,47	1,40	0,42	0,036	0,038	≤ 0,02
97	3,50	3,67	1,55	0,38	0,045	0,047	≤ 0,02

TABLA 2,5

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 5)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
98	2,60	2,98	2,19	0,40	0,039	0,040	0,17
99	3,50	3,73	1,80	0,32	0,050	0,052	0,059
100	3,63	3,75	1,89	0,33	0,067	0,052	0,082
101	3,75	3,97	1,74	0,30	0,057	0,060	0,040
102	3,50	3,70	1,85	0,32	0,050	0,051	0,046
103	2,75	2,89	3,80	0,44	0,039	0,041	0,040
104	2,84	2,90	3,25	0,54	0,040	0,040	0,074
105	2,99	3,06	3,78	0,57	0,041	0,042	0,067
106	2,86	2,93	3,97	0,90	0,031	0,032	0,050
107	3,06	3,14	3,70	0,85	0,033	0,036	0,065
108	3,20	3,32	2,99	0,70	0,041	0,038	0,068
108 A	3,13	3,22	3,29	0,75	0,036	0,038	0,072
109	3,25	3,30	2,80	0,66	0,039	0,037	0,045
110	3,07	3,11	3,65	0,68	0,036	0,038	0,046
111	3,00	3,08	3,29	0,58	0,035	0,036	0,052

TABLA 2,6

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 6)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
112	3,13	3,20	2,83	0,54	0,038	0,036	0,038
113	3,20	3,29	2,69	0,56	0,035	0,038	0,036
114	3,25	3,36	2,40	0,51	0,035	0,037	0,036
115	3,42	3,47	2,03	0,54	0,054	0,037	0,040
116	3,37	3,50	2,05	0,52	0,036	0,038	0,038
117	3,18	3,35	3,70	0,50	0,037	0,035	0,032
118	3,13	3,26	3,24	0,54	0,035	0,036	0,034
119	3,11	3,00	4,68	0,56	0,035	0,035	0,044
120	2,78	2,87	5,14	0,72	0,023	0,025	0,051
121	2,79	2,88	5,18	0,72	0,029	0,030	0,047
122	2,75	2,86	5,30	0,68	0,020	0,020	0,02
123	2,57	2,67	6,90	0,90	0,028	0,026	0,02
124	2,45	2,57	6,98	0,88	0,034	0,035	0,025
125	2,35	2,46	7,05	0,88	0,022	0,022	0,054
126	2,20		7,75	1,00	0,020		0,076

TABLA 2,7

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 7)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
127	2,05		8,50	1,1	0,024		0,076
128	1,98		8,30	1,0	0,023		0,076
129	1,96		7,44	1,0	0,024		0,074
130	1,83	1,85	5,82	0,90	0,021	0,025	0,062
131	1,88	1,95	4,54	0,70	0,022	0,028	0,068
132	2,44	2,45	3,70	0,54	0,023	0,024	0,068
133	2,46	2,56	3,20	0,40	0,023	0,025	0,054
134	3,22	3,26	2,50	0,38	0,028	0,025	0,056
135	3,60	3,66	2,04	0,25	0,027	0,026	0,046
136	3,99	4,14	1,90	0,25	0,025	0,030	0,046
137	3,70	3,80	1,36	0,25	0,026	0,026	0,046
138	4,12	4,13	1,00	0,16	0,025	0,024	0,047
139	3,54	3,68	1,50	≤ 0,1	0,020	0,025	0,028
140	3,76	3,98	1,85	≤ 0,1	0,017	0,018	≤ 0,02
141	3,65	3,78	1,40	≤ 0,1	0,020	0,020	≤ 0,02

TABLA 2,8

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 8)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
142	3,00	3,36	0,72	≤ 0,1	0,022	0,020	≤ 0,02
143	3,52	3,55	1,20	≤ 0,1	≤ 0,02	0,021	0,022
144	3,79	3,95	2,27	≤ 0,1	0,015	0,015	≤ 0,02
145	4,10	4,17	1,28	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,037
146	4,00	4,09	1,80	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,037
147	3,89	4,05	1,65	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,036
148	4,00	4,37	1,08	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
149	3,00		2,80	0,14	≤ 0,02		0,030
150	3,38	3,25	2,80	0,14	≤ 0,02	≤ 0,02	0,030
151	3,20	3,25	2,52	0,14	≤ 0,02	≤ 0,02	0,030
152	3,10	3,36	2,05	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,042
153	3,60	3,75	2,03	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,042
154	3,55	3,71	1,75	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,023
155	3,58	3,59	1,55	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,023
156	3,62	3,80	1,00	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02

TABLA 2,9

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION 9)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
157	4,04	4,09	1,22	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
158	4,10	4,35	0,90	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
159	3,80	3,95	0,85	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,024
160	3,59	3,73	1,35	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,028
161	3,75	3,90	1,06	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,028
162	3,95	4,10	1,30	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	0,023
163	3,75		1,12	≤ 0,1	≤ 0,02		≤ 0,02
164	3,76	3,90	1,40	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
165	3,70	3,80	2,16	0,12	≤ 0,02	≤ 0,02	0,025
166	3,50	3,60	2,05	0,12	≤ 0,02	≤ 0,02	0,025
167	3,50	3,69	1,98	0,12	≤ 0,02	≤ 0,02	0,024
168	3,55	3,65	1,90	0,12	≤ 0,02	≤ 0,02	0,022
169	3,80	3,84	2,00	0,16	0,020	≤ 0,02	≤ 0,02
170	3,75	3,90	1,97	0,14	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
171	3,40	3,59	1,60	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02

TABLA 2,10

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION IO)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
172	3,42	3,55	1,77	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
173	3,27	3,45	1,44	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
174	3,32	3,46	1,50	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
175	3,25	3,42	0,88	0,15	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
176	3,45	3,60	0,94	0,12	≤ 0,02	≤ 0,02	0,033
177	3,42	3,58	1,10	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
178	3,45	3,55	1,20	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
179	3,54	3,80	0,85	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,025
180	3,55	3,67	0,87	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,025
181	3,50	3,70	0,88	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,024
182	3,55	3,68	0,79	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,021
183	3,44	3,60	0,76	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,029
184	3,45	3,60	0,74	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,030
185	3,58	3,58	0,62	0,22	≤ 0,02	≤ 0,02	0,029
186	3,62	3,70	0,65	0,20	≤ 0,02	≤ 0,02	0,030

TABLA 2,11

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(CONTINUACION II)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
187	3,25	3,57	0,62	0,27	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
188	3,57	3,74	0,51	0,28	≤ 0,02	≤ 0,02	0,022
189	3,56	3,62	0,41	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
190	3,60	3,71	0,44	0,28	≤ 0,02	≤ 0,02	0,022
191	3,54	3,68	0,64	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	0,020
192	3,59	3,75	0,40	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
193	3,60	3,75	0,38	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	0,024
194	3,65	3,88	0,32	0,28	≤ 0,02	≤ 0,02	0,022
195	3,59	3,93	0,30	0,28	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
196	3,70	3,95	0,29	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
197	3,45	3,70	0,22	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
198	3,47	3,72	0,20	0,29	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
199	3,80	4,00	0,20	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
200	3,95	4,00	0,22	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
201	3,70	3,93	0,25	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02

TABLA 2,12

COMPOSICION DE LAS FUNDICIONES ESTUDIADAS

(FINAL)

No.	C ₁	C ₂	Si	Mn	S ₁	S ₂	P
202	3,84	3,93	0,18	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
203	3,63	3,88	0,37	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
204	3,72	3,80	0,55	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
205	3,52	3,76	1,16	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
206	3,54	3,75	1,00	≤ 0,01	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
207	3,48	3,72	1,82	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02
208	3,58	3,73	1,04	0,16	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,02

TABLA 2,13

Se entiende como arrabio de moldería a la fundición producida en hornos altos cuyas marchas de operación están especialmente concebidas para la obtención de hierros sobresaturados en elementos normales de aleación (carbono y silicio). Esta riqueza en elementos necesarios los hace especialmente adecuados como vehículos de aportación de esos elementos. Por ello, se utilizan, mezclados con chatarra, como componentes de la carga fría de los hornos de fundición, tanto cubilote como eléctricos, destinados a refusión y fabricación de fundiciones industriales.

Si se estudian las tablas anteriormente citadas, puede apreciarse lo siguiente:

a) Porcentaje de carbono:

El valor más bajo alcanzado es de 1,64; es tan pequeño que se solapa con el campo de los aceros que llega casi hasta el 2 por ciento. En cuanto al valor máximo, 4,37, se encuentra por encima del presente en los arrabios de moldería y, por supuesto, las fundiciones industriales.

b) Porcentaje de silicio:

El silicio más bajo de los hierros que se han fundido es de 0,18. Este valor es tan pequeño que sale del campo de las fundiciones blancas, incluso el de los aceros moldeados, y cae en el rango de los aceros laminados. En cuanto al valor máximo, 8,50, es incluso superior al de los arrabios de moldería y llega a lo que sería un ferrosilicio de bajo contenido.

c) Porcentaje de manganeso:

El valor mínimo del contenido de este elemento es de menor o igual que 0,01. Un porcentaje tan bajo no se encuentra en ningún producto férreo fabricado o utilizado en la industria, incluidas las fundiciones nodulares ferríticas. En cuanto al valor superior, 1,40, es más alto que el normalmente utilizado en fundiciones o en aceros corrientes. En cualquier caso,

se ha mantenido bajo para eliminar efectos residuales que podrían alterar y engañar los resultados del trabajo de investigación objeto de la presente memoria.

d) Porcentajes de azufre y fósforo:

Han sido bajísimos, menores aún que los presentes en el lingote de arrabio de moldería. Estas impurezas o elementos residuales podrían interferir en los resultados obtenidos, por lo que su eliminación ha sido muy favorable para la fiabilidad de los resultados obtenidos.

La obtención de hierros con muy bajos contenidos en elementos nocivos ha sido posible gracias a la utilización, en la carga fría del horno, de "pellets" prerreducidos y a las marchas básicas con escorias alcalinas. Esto abre un campo interesante e importantísimo en la obtención de fundiciones especiales de alta calidad destinadas a piezas que han de sufrir fuertes solicitaciones, tanto mecánicas como térmicas.

III.1.2. Verificación de los análisis

Para comprobar la corrección de los métodos de análisis químico empleados en el curso de este trabajo de fabricación y control de fundiciones, se han llevado marchas paralelas de análisis aplicadas al elemento fundamental, el carbono, y el más escaso, azufre.

Aunque cada pareja de muestras procedía de la misma cuchara de caldo y tenía, por tanto, idéntica composición, su preparación fue distinta a fin de conseguir que su estado metalúrgico fuera también lo más diferente posible. Los resultados fueron satisfactorios.

En efecto, haciendo que las velocidades de enfriamiento de ambas muestras sean drásticamente diferentes, se ha conseguido que una de ellas cristalice en forma de fundición blanca, con todo su carbono en forma de cementita

(Fe_3C), y la otra presenta estructura de fundición gris con todo su carbono en forma de grafito.

Para ello, la muestra blanca se coló en un molde de cobre, que aseguraba una rápida velocidad de enfriamiento y, por tanto, una fuerte acción de temple; este molde es el mismo que se utiliza para probetas de análisis en cuantómetro.

La muestra gris se obtiene de la viruta producida en el corte de la barra ASTM (barra de la que, como se sabe, se obtienen las muestras para dureza, resistencia a la tracción y metalografía). Esta pieza se ha colado en molde de arena. De esta forma, su velocidad de enfriamiento es lo suficientemente lenta como para que la muestra cristalice en forma de fundición gris al dar tiempo a que el carbono precipite como grafito en lugar de combinarse con el hierro para dar la cementita.

La viruta de fundición gris tiene casi todo su carbono en forma de grafito. En ella, se analizan carbono (designado como C_1 en las tablas antes citadas), silicio, manganeso, azufre (designado como S_1 en las tablas) y fósforo.

El polvo de fundición blanca tiene todo su carbono en forma combinada cementítica (Fe_3C). Debido a la dureza de la pieza así fundida, es prácticamente imposible de mecanizar, por lo que no puede obtenerse viruta producida por arranque.

Por ello, en el molde o coquilla en que se cuela la muestra blanca para cuantómetro (muestra que, como es sabido, ha de ser cementítica para que el grafito no interfiera este análisis instrumental) se ha dispuesto una cavidad adicional en la que se cuela una patilla. Esta patilla se arranca, una vez fundida y fría la medalla.

Los apéndices así obtenidos se muelen en un triturador Tema hasta ser totalmente reducidos a polvo. Este polvo ha de ser finísimo para conseguir una reactividad que garantice la consecución del análisis. En esta muestra

pulverulenta se analiza el carbono (designado como C_2 en las tablas) y azufre (designado como S_2 en las tablas).

En la figura 10 se representan las parejas de valores respectivos de C_1 y C_2 obtenidos en el análisis de cada una de las muestras. En la figura 11 se representan las parejas de valores de S_1 y S_2 de las mismas muestras. Estas figuras dan idea gráfica del contraste entre las composiciones obtenidas entre ambos grupos de muestras. En lo que concierne a los de azufre, ha de tenerse en cuenta que no se han representado los puntos correspondientes a 62 parejas de valores que, por ser menores de 0,020, quedarían agrupados en la parte inferior izquierda del sistema de ejes coordenados en forma de una densa nube de puntos.

Estas dos gráficas muestran que hay una perfecta correspondencia entre los resultados de análisis de ambas probetas que, si bien proceden de la misma cuchara de fundición y se han analizado según marchas idénticas, se encuentran en un estado metalúrgico absolutamente diferente.

Hay un pequeño desfase entre los respectivos valores del carbono, probablemente debido a cierta pérdida de grafito por adherencia al papel en la manipulación de la viruta (lo que supone pérdida de un componente y no de muestra), cosa que no ocurre con el polvo de fundición blanca. Sin embargo, este desfase es absolutamente constante en todas las muestras, lo que abunda en favor de las técnicas de análisis y, por consiguiente, de los resultados obtenidos en estos análisis.

III.1.3. Solubilidad de carbono y silicio

Se ha observado en todas las coladas que hay una interferencia mutua entre los contenidos de carbono y silicio, especialmente de este último sobre el primero. Esto aconsejó la realización de fusiones de comprobación, aje-

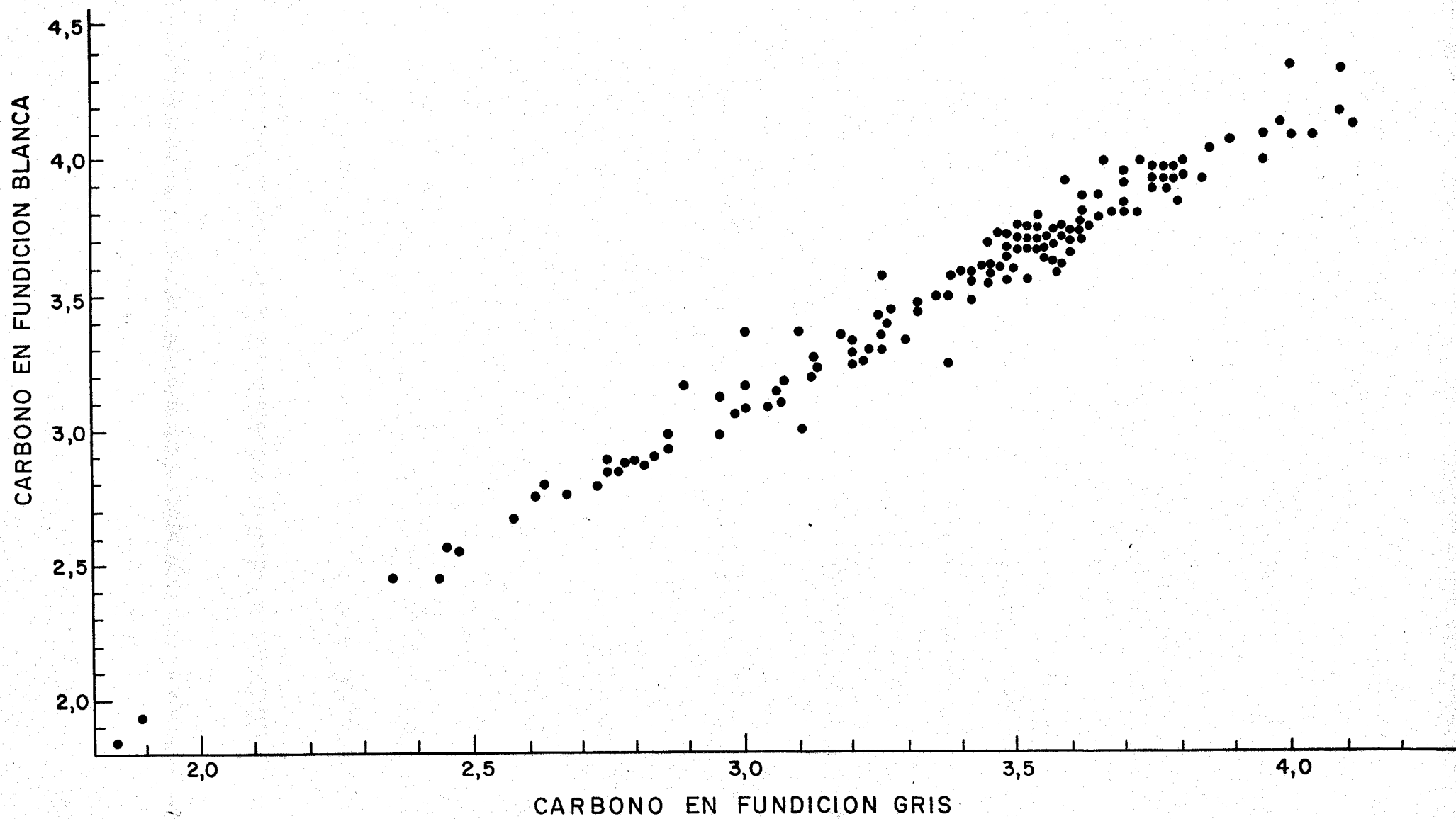


FIG.- 10

nas a la línea medular del propio trabajo de investigación, destinadas a estudiar la solubilidad de ambos elementos en la fundición.

Se comenzó estudiando la solubilidad del silicio. Para ello, se fueron haciendo adiciones consecutivas de ferrosilicio, de 75 por ciento de riqueza en este elemento, sobre el horno totalmente lleno de fundición líquida. Para facilitar la absorción del ferrosilicio y minimizar las posibles pérdidas por oxidación, se prepararon lingotes previos colando caldo del horno en lingoteras en cuyo interior se había depositado el ferrosilicio. De esta forma, estos trozos de ferrosilicio quedaban engastados y totalmente envueltos por hierro, con lo que se garantizó su absorción por el caldo existente en el horno de inducción. Además de ello, el baño se mantuvo permanentemente cubierto de polvo de carbón para trabajar en condiciones lo más reductoras posibles.

Se constataron dos hechos básicos. El primero fue que el contenido de carbono presente en el baño no influía para nada en la absorción de silicio por éste. El segundo fue que había un límite superior de absorción de silicio, límite que estaba en el 30 por ciento de este elemento. Cualesquiera adiciones que se hicieran no conseguían su objetivo, ya que se producía una oxidación espontánea de silicio que pasaba a la escoria en forma de sílice. Esta escoria era extremadamente difícil de manipular.

A continuación, se estudió la solubilidad del carbono. Para ello, se cargó el horno totalmente de prerreducidos, lo que produjo un caldo con el 2 por ciento de carbono y prácticamente nada del resto de elementos de aleación o impurezas. Una vez fundido y caliente el baño, se desescorió cuidadosamente para eliminar cualquier traza de escoria oxidante que pudiera interferir en la recarburación de la fundición líquida presente en el horno.

Después se depositaron sobre el baño rodajas de grafito y se cubrió el conjunto con grafito en polvo, y, sobre él, carbón en polvo. De esta forma, se garantizaba, no sólo sobresaturación en elementos carburizantes,

sino también el mantenimiento de unas condiciones reductoras de operación que favorecieran, por tanto, la recarburación del baño.

Para forzar la recarburación, se completó la agitación electromagnética del baño con barboteo de nitrógeno.

Pues bien, nunca se logró sobrepasar en el baño valores de 4,3 por ciento de carbono. Y ese contenido de carbono es precisamente el del eutético en el diagrama hierro-carbono. De esta forma, se determinaron los valores límite de solubilidad de carbono y silicio en la fundición líquida en condiciones normales, y con sobresaturación de aportadores de ambos elementos.

Conocidos estos valores, se prosiguió con las fusiones del trabajo de investigación en sí.

La gráfica de la figura 12 muestra la representación de las parejas de valores respectivos de carbono y silicio para todas y cada una de las fundiciones preparadas en el programa de investigación. En la figura 13 se representan las parejas de valores de contenidos de carbono y silicio presentes en una serie de fusiones consecutivas que se hicieron dejando siempre exceso de grafito sobre el baño y efectuando adiciones progresivas de ferrosilicio de 75 por ciento de riqueza en este elemento.

De ambas, se concluye que la absorción de carbono en el baño se ve frenada por las cantidades de silicio presentes en él. Este hecho, que se tratará más ampliamente en el capítulo correspondiente a la discusión de resultados, tiene una gran importancia, no sólo científica sino práctica.

En efecto, cuando se trata de fabricar fundiciones sintéticas, no sólo a partir de prerreducidos, sino también siguiendo la marcha convencional a partir de chatarra de acero, es deseable alcanzar contenidos de carbono lo más altos posibles. Ello obligará a recarburar el baño en ausencia total de silicio y efectuar las adiciones de este elemento una vez recarburado el baño. Por ello, la adición de ferrosilicio se deberá hacer en el último momen-

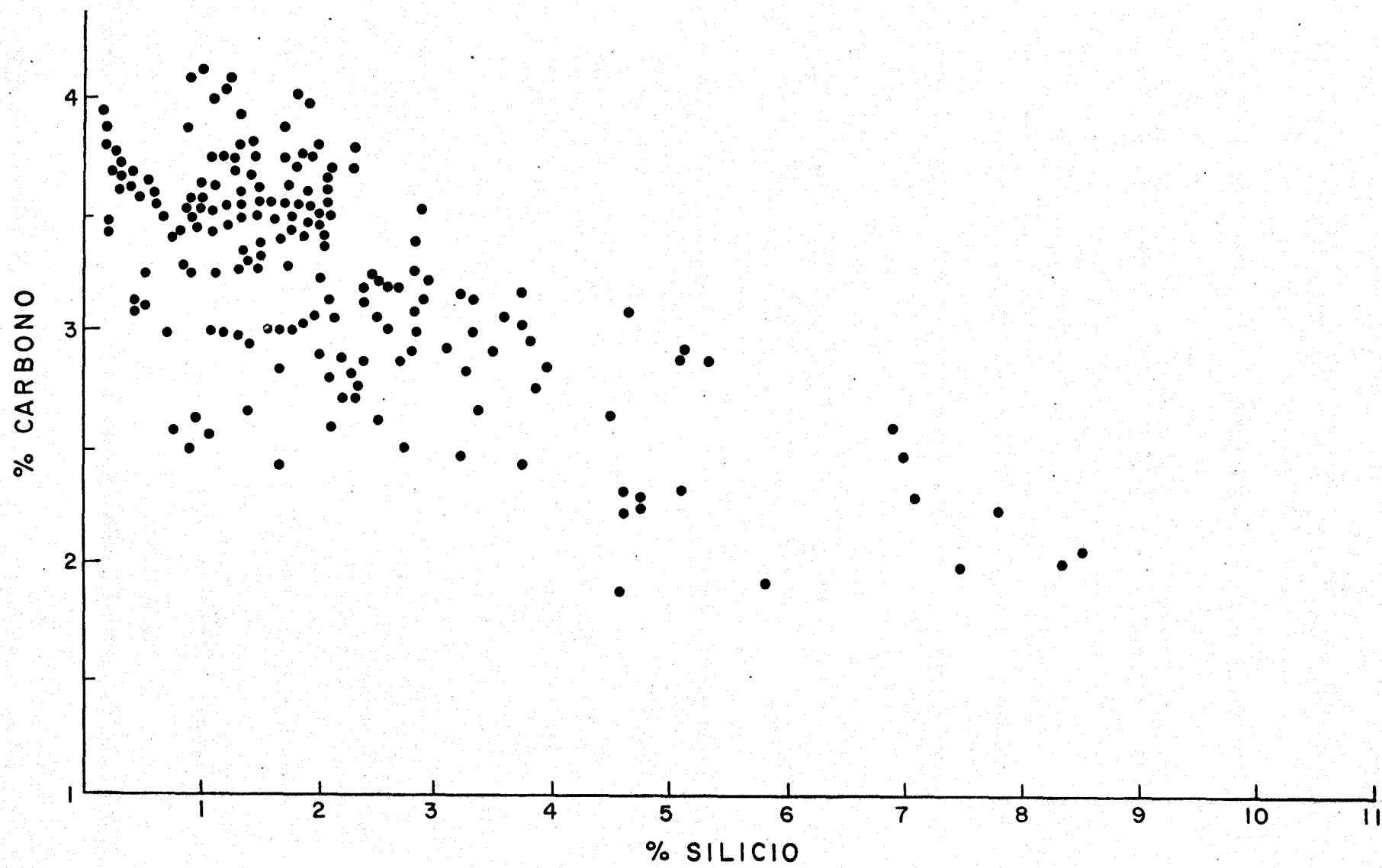


FIG. - 12

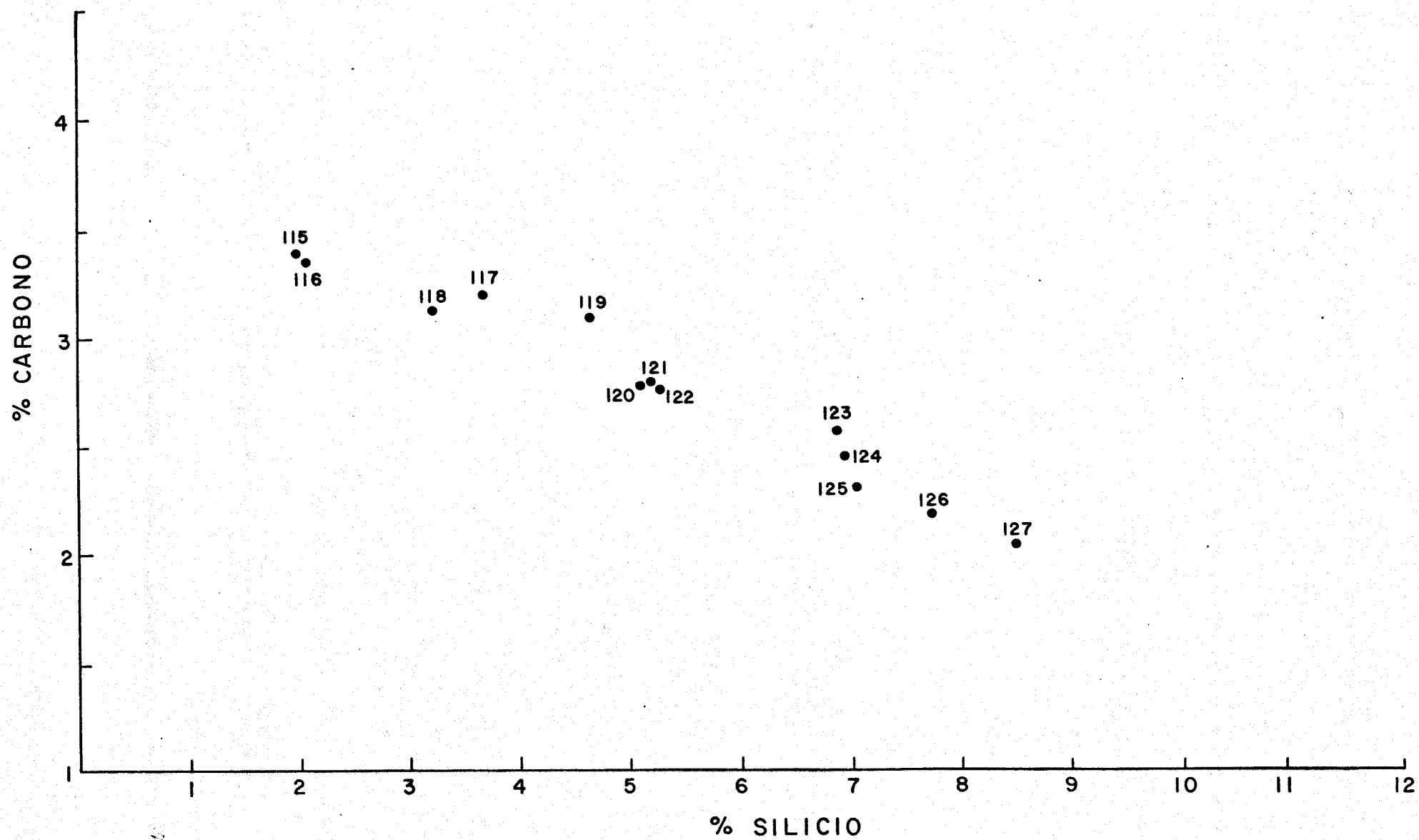


FIG.- 13

to de la colada o, preferentemente, en la cuchara de transporte en el acto de bascular el caldo del horno sobre ella, a fin de no frenar la recarburación

III.2. SENSIBILIDAD O APTITUD AL TEMPLE

los resultados de este ensayo se representan en las figuras 14 y 15 que muestran gráficamente los valores enlistados en las tablas 3.1 a 3.10. En estas gráficas se relaciona la sensibilidad de temple con el carbono equivalente CE y el silicio, respectivamente.

Aunque se observa una tendencia a disminuir la sensibilidad al temple cuando aumentan los parámetros mencionados, los resultados de este ensayo muestran una dispersión tan grande que no pueden tenerse en cuenta si se examinan con rigor científico.

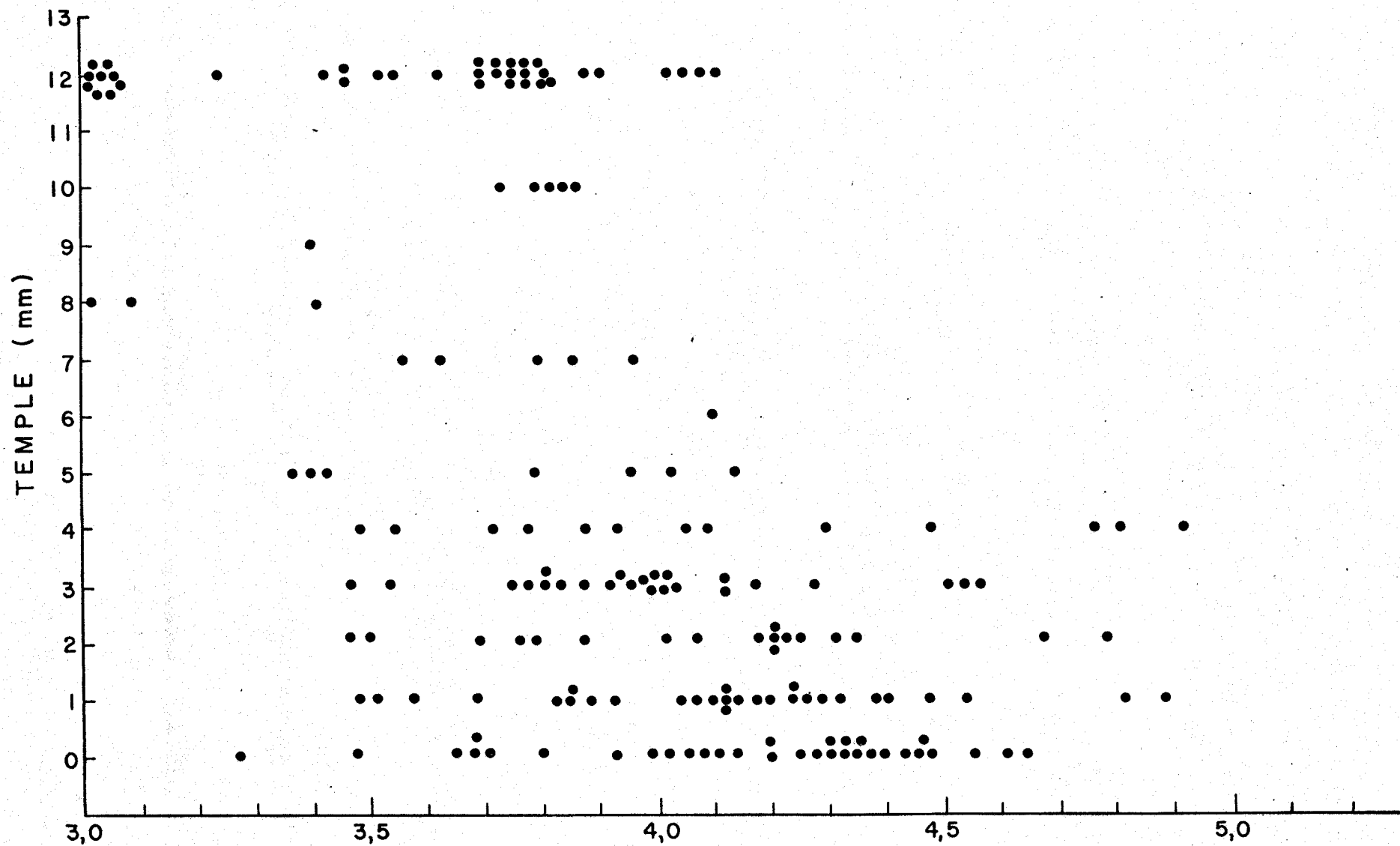
Por otra parte, este ensayo es de los que en el capítulo correspondiente a la Introducción, se denominaban "arcaicos". Y precisamente este tipo de ensayos son los que se pretende sustituir por otros más científicos derivados del presente trabajo de investigación.

III.3. ANALISIS TERMICO

La precisión y fiabilidad de las medidas realizadas con los registradores de temperatura se verificó previamente de varias formas.

En primer lugar, se contrastaron las medidas de temperatura ambiente y de ebullición del agua, realizadas con estos registradores, con las obtenidas con termómetros convencionales de mercurio.

Después se calibró la colección de termopares de platino/platino-rodio, que se iban a emplear en el trabajo, utilizando como puntos fijos los de fusión del estaño, plomo, aluminio y cobre, en un horno especialmente concebido para este fin.



$$CE = C_t + \frac{1}{3} (Si + P)$$

FIG.- 14

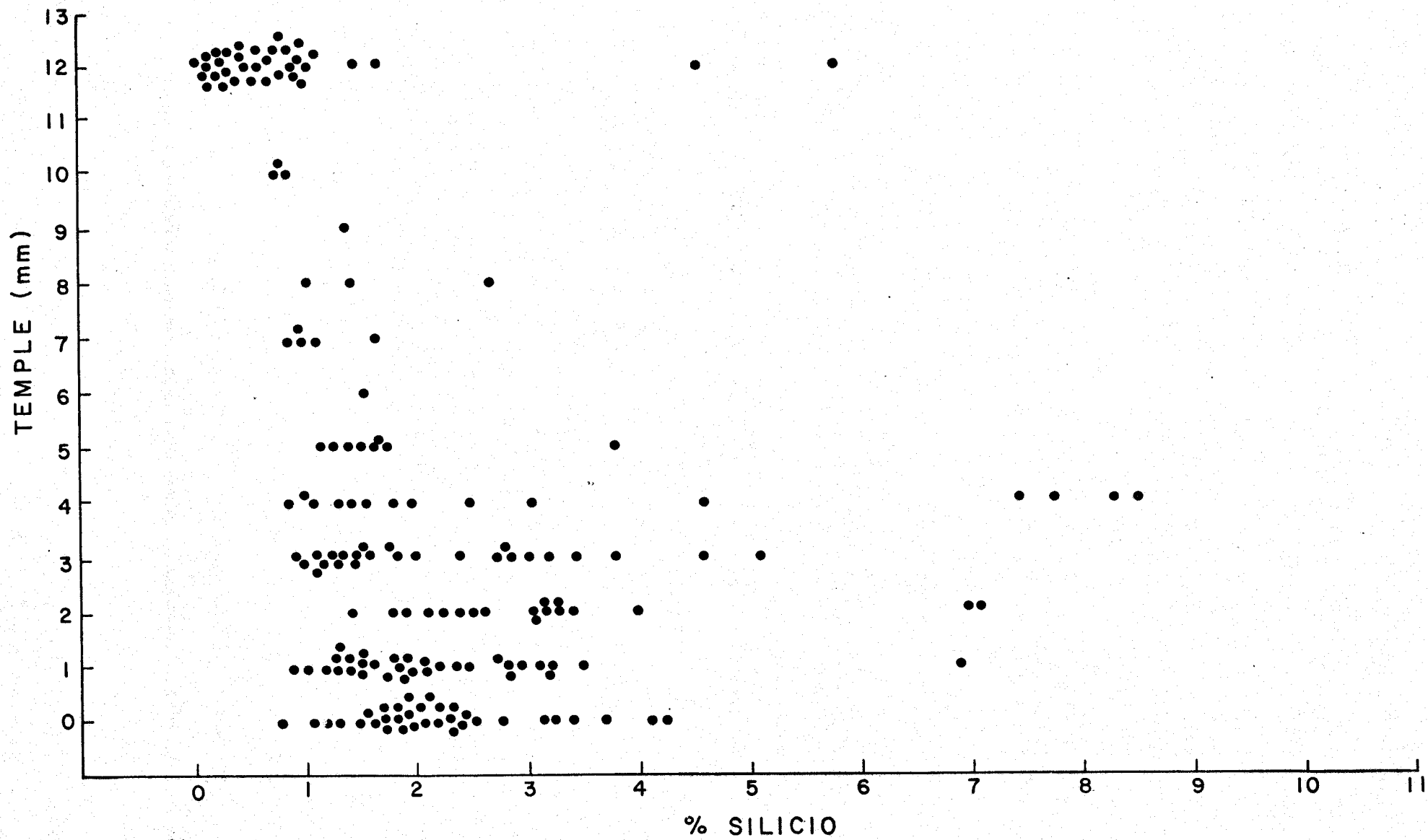


FIG.- 15

Finalmente, existe el contraste o comparación de las lecturas de valores respectivamente aportados por el registrador rápido de temperaturas (Speedomax Tectip) y el lento (Polycomp). Estos valores se detallan en las tablas 3.1 a 3.10.

La representación en ejes coordenados de las parejas de valores, para cada composición de fundición, suministrados por ambos aparatos o sistemas y dados en las tablas antes citadas, se tiene en las gráficas de la figura 16.

Los valores para la temperatura de liquidus y para el intervalo de solidificación (como en el curso de este trabajo se llama a la diferencia entre las temperaturas de liquidus y solidus) están sensiblemente a lo largo de una línea recta.

En el caso de la gráfica correspondiente a los valores de temperatura de solidus, se aprecia una agrupación de los puntos obtenidos. Este hecho, aparentemente erróneo, no lo es, ya que esta agrupación se debe esperar si se tiene en cuenta que la temperatura de solidus varía muy poco de unas fundiciones a otras; incluso, hay una tendencia a dibujar recta y horizontal la línea de solidus en los diagramas de equilibrio hierro-carbono.

De las disquisiciones y resultados anteriores, se infiere que se ha operado correctamente y que las temperaturas obtenidas son las reales. De esta forma, cualesquiera dispersiones que pudieran presentarse no se deben a errores de medida, sino a que las fundiciones estudiadas son de comportamiento muy diferente.

En el Anexo a esta Memoria, se dan las curvas de enfriamiento obtenidas en el Polycomp para todas y cada una de las fundiciones estudiadas.

III.4. CARACTERISTICAS MECANICAS

La utilización de las características mecánicas como parámetro de medida de la calidad de los materiales metálicos, ha sido un campo confuso y

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
62	0	1207	1149	58			
64-1	2				1190	1130	60
64-2	1				1175	1137	38
64-3	1				1173	1132	41
64-4	0				1160	1135	25
64-5	1				1173	1139	34
71	0	1168	1148	20			
72	0	1214	1148	66			
73	1	1171	1151	20			
74	5	1231	1150	81			
75	8	1279	1139	140			
76	7	1220	1141	79			
77	5	1248	1137	111			
79	3	1176	1142	34			
80	1	1145	1145	0			

TABLA 3,1

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 1)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
81	0	1151	1151	0			
82	5	1221	1138	83			
83	4	1190	1137	53			
84	1	1147	1147	0			
85	0	1163	1163	0			
88	0	1151	1151	0			
89	0	1148	1148	0			
90	0	1154	1154	0			
91	0	1152	1152	0			
92	3	1165	1153	12			
93	8	1247	1137	110			
94	12	1272	1139	133			
95	1	1150	1150	0			
96	5	1169	1137	32			
97	3	1150	1150	0			

TABLA 3,2

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 2)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
98	0	1197	1141	56			
99	0	1170	1158	12			
100	0	1152	1152	0			
101	0	1154	1154	0			
102	0	1147	1147	0			
103	5	1207	1142	65			
104	2	1186	1146	40			
105	3	1161	1151	10			
106	2	1168	1142	26			
107	2	1156	1147	9			
108	1	1147	1147	0	1157	1157	0
108 A	2				1162	1158	4
109	2	1151	1151	0	1160	1160	0
110	4	1158	1149	9	1164	1157	7
111	3				1186	1153	33

TABLA 3,3

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 3)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
112	1	1180	1147	33	1188	1156	32
113	1	1173	1149	24	1178	1155	23
114	0	1179	1146	33	1188	1156	32
115	3	1164	1148	16	1170	1155	15
116	2	1161	1146	15	1167	1152	15
117					1163	1143	20
118	2	1167	1155	12	1168	1152	16
119	2	1153	1153	0	1158	1158	0
120	3	1153	1153	0	1149	1149	0
121	3	1141	1141	0	1152	1152	0
122	3	1146	1146	0	1157	1157	0
123	1	1151	1151	0			
124	2	1155	1155	0			
125	2	1149	1149	0			
126	4	1147	1147	0			

TABLA 3,4

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 4)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
127	4	1146	1146	0			
128	4	1141	1141	0			
129	4	1189	1145	44			
130	12	1239	1130	109			
131	12	1250	1132	118			
132	0	1239	1146	93			
133	3	1252	1141	111			
134	2	1190	1149	41			
135	0	1150	1150	0			
136	0	1143	1143	0			
137	3	1153	1147	6			
138	1	1146	1146	0			
139	15	1182	1141	41			
140	0	1149	1149	0			
141	1	1153	1149	4			

TABLA 3,5

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMIGO

(CONTINUACION 5)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
142	12	1219	1140	79			
143	3	1182	1154	28			
144	0	1150	1150	0			
145	1	1149	1149	0			
146	0	1154	1154	3			
147	0	1154	1154	4			
148	0	1151	1151	0			
149		1175	1160	15			
150	1	1163	1156	7			
151	1	1192	1157	35			
152	2	1199	1161	38			
153	1	1157	1157	0			
154	5	1158	1155	3			
155	6	1183	1150	33			
156	7	1164	1149	15			

TABLA 3,6

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 6)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL TS
157	0	1154	1154	0			
158	1	1154	1154	0			
159	12	1161	1147	14			
160	4	1179	1149	30			
161	12	1163	1157	6			
162	1	1149	1149	0			
163		1148	1123	25	1150	1150	0
164	1	1147	1147	0	1152	1147	5
165	0	1150	1150	0	1157	1157	0
166	0	1150	1150	0	1154	1154	0
167	1	1152	1152	0	1152	1152	0
168	1	1149	1149	0	1152	1152	0
169	0	1150	1150	0	1153	1153	0
170	0	1170	1148	0	1150	1150	0
171	3	1148	1148	22	1179	1150	29

TABLA 3,7

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 7)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
172	2	1181	1141	40	1182	1152	30
173	2	1198	1137	61	1197	1150	47
174	1	1198	1136	62	1194	1149	45
175	4	1204	1135	69	1200	1147	53
176	3	1185	1140	45	1177	1147	30
177	3	1184	1142	42	1185	1147	38
178	5	1188	1140	48	1188	1148	40
179	10	1200	1144	56	1197	1147	50
180	7	1180	1146	34	1179	1147	32
181	7	1182	1144	38	1180	1145	35
182	10	1181	1145	36	1178	1145	33
183	10	1195	1144	51	1193	1143	50
184	12	1190	1142	48	1197	1143	54
185	15	1204	1143	61	1200	1143	57
186	10	1196	1143	53	1194	1142	52

TABLA 3,8

RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO

(CONTINUACION 8)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
187	12	1204	1141	63	1198	1144	54
188	12	1188	1141	47	1185	1142	43
189	12	1198	1142	56	1194	1142	52
190	12	1188	1138	50	1190	1143	47
191	12	1197	1135	62	1193	1140	53
192	12	1185	1141	44	1183	1140	43
193	12	1184	1140	44	1183	1141	42
194	12	1169	1140	29	1170	1142	28
195	12	1170	1141	29	1160	1140	20
196	12	1163	1142	21	1160	1142	18
197	12	1199	1138	61	1185	1140	45
198	12	1192	1132	60	1187	1140	47
199	12	1163	1141	22	1160	1143	17
200	12	1152	1146	6	1148	1143	5
201	12	1170	1141	29	1161	1142	19

TABLA 3,9

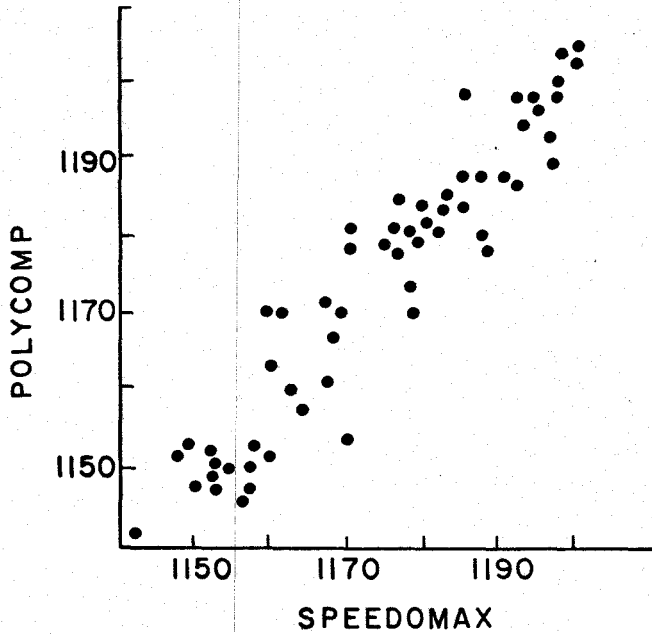
RESULTADOS DEL ANALISIS TERMICO
(FINAL)

No.	TEMPLE	POLYCOMP			SPEEDOMAX		
		TL	TS	TL-TS	TL	TS	TL-TS
202	12	1171	1141	30	1167	1143	24
203	12	1179	1147	32	1170	1142	28
204	12	1184	1149	35	1180	1143	37
205	3	1179	1149	30	1175	1147	28
206	3	1178	1148	30	1176	1147	29
207	4	1181	1147	34	1177	1147	30
208	4	1181	1148	33	1170	1147	23

TABLA 3,10

CORRELACION ENTRE LAS LECTURAS DEL SPEEDOMAX Y EL POLYCOMP

LIQUIDUS



SOLIDUS

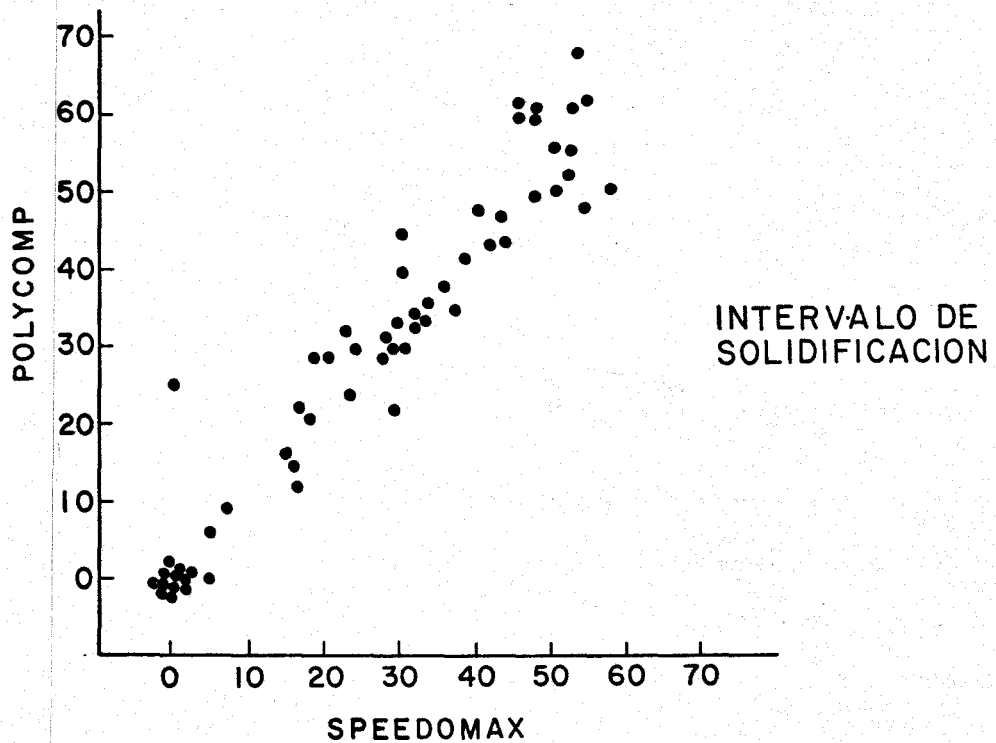
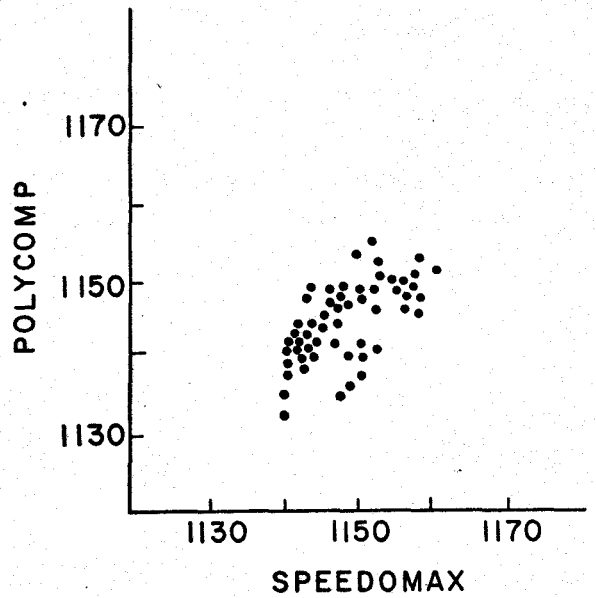


FIG.- 16

debatido, no sólo por investigadores sino también por fabricantes y usuarios. En el caso de los aceros, como también en el de aleaciones no férricas, se ha llegado a soluciones de compromiso que sólo han servido para sentar unas bases o criterios de aceptación o rechazo de materiales suministrados por los fabricantes.

Sin embargo, cuando se trata de fundiciones, la situación es mucho más confusa, bien por falta de investigación sobre estos materiales, o bien porque se trata de aleaciones cuyo comportamiento puede resultar errático y poco fiable en sus resultados.

III.4.1. Magnitudes estudiadas

En el campo de las fundiciones con grafito laminar, objeto del presente trabajo de investigación, las características que se miden son la dureza Brinell y la resistencia a la tracción. Estas magnitudes no son absolutamente definitorias de la calidad de las fundiciones con grafito laminar, pero tampoco se han encontrado otras que sean mejores.

A la vista de esta realidad, y haciendo gala de un pragmatismo que puede resultar exagerado, se han aceptado estas dos propiedades, dureza y resistencia, como parámetros de medida de la calidad de las fundiciones. Por ello, se han utilizado, y se siguen empleando, como los más importantes criterios de aceptación o rechazo de las piezas fundidas en lo que al material en sí concierne.

La resistencia a la tracción da una idea aproximada de la tenacidad de la matriz, aunque no explica en absoluto sus características transversales (de éstas y en el caso de los aceros, da idea el ensayo de resiliencia que no tiene utilidad en las fundiciones). Se puede decir que, de una manera aproximada, la "calidad" de una fundición está en razón directa al valor de resistencia a la tracción que presenta en el ensayo correspondiente.

La dureza Brinell es la resistencia que presenta la fundición a ser penetrada por una bola de metal dura a la que se aplica una carga determinada. Esta magnitud, en el eterno litigio entre fundidores y usuarios, es un indicio de la maquinabilidad de la pieza a la hora de calcular tiempos de mecanizado, desgaste de herramientas, etc. Sin embargo, tampoco este criterio es totalmente válido, ya que hay elementos de aleación, como el cobre, que aumentan ligeramente la dureza Brinell, es decir, la resistencia a penetración de la bola, y, sin embargo, mejoran las características de maquinabilidad, es decir, el arranque de viruta.

En cualquier caso, y como ya se ha dicho anteriormente, a falta de otros parámetros, en este trabajo se ha recurrido al estudio de estas dos propiedades, dureza y resistencia a la tracción, como magnitudes mecánicas a comparar con el resto de propiedades investigadas.

III.4.2. Resultados obtenidos

El conjunto de valores obtenidos para dureza y resistencia a la tracción en las fundiciones estudiadas se da en las tablas 4.1 a 4.4.

III.4.3. Verificación de los ensayos

Para garantizar la ausencia de variaciones inesperadas que pudieran llegar a ser fuente de error al comparar entre sí los resultados de los ensayos efectuados, la viruta de análisis, probeta normalizada de ensayo de resistencia a la tracción, disco para dureza y disco para metalografía, se obtienen a partir de la misma barreta ASTM que, a su vez, se ha fundido con el mismo caldo que los moldes de análisis térmico.

Con ello, se tiene buena certeza de correlación entre resultados, al menos en lo que a técnicas experimentales se refiere, de forma que si en verdad hay correspondencia entre las diferentes magnitudes estudiadas, ésta

CARACTERISTICAS MECANICAS

No.	R	HB	No.	R	HB	No.	R	HB
35	20,5	223	46-2	28,6	201	57-2	17,9	184
36-A	21,7	229	47	30,7	255	58	11,5	128
36-B	18,1		48	26,7	230	60	24,0	211
37-1	25,3	219	49	23,5		61		223
38-1	24,7	299	50-1	15,6	214	62	21,8	200
38-2	24,6	313	50-2		201	63		210
39	22,7	216	51-1		194	65	30,2	235
40	18,2	165	51-2		177	66	27,9	228
41	17,5	160	52		252	67	22,1	228
42	20,8	190	53		232	68-1	57,3	321
43	17,9	188	55-1	17,5	187	69-1	22,0	212
44	34,5	275	56-1	24,2	215	70	21,6	262
45-1		251	56-2A	29,9	229	71	22,9	232
45-2	28,5	229	56-2B	32,8		72	30,6	268
46-1	28,2	230	57-1	18,9	198	73	26,1	232

TABLA 4,1

CARACTERISTICAS MECANICAS

(CONTINUACION 1)

No.	R	HB	No.	R	HB	No.	R	HB
74	30,2	231	91	21,9	195	106	17,9	177
75	36,8	259	92	24,8	219	107	15,2	186
76	32,1	247	93		189	108	12,2	147
77	36,9	252	94		235	108-A	14,1	155
78	18,6	211	95	13,7	161	109	14,6	173
79	28,3	260	96	26,4	225	110	18,3	190
80	23,6	194	97	20,2	201	111	19,8	198
81	19,6	178	98	22,6	242	112	19,8	208
82	41,4	274	99	19,2	178	113	20,4	201
83	29,6	234	100	24,7	198	114	21,2	217
84	19,1	187	101	19,4	169	115	18,5	211
85	20,6	184	102	19,5	167	116	17,0	187
88	23,1	194	103	22,7	200	117	14,0	151
89	23,4	205	104	19,2	180	118	13,3	167
90	22,5	188	105	13,6	158	119	11,6	152

TABLA 4,2

CARACTERISTICAS MECANICAS

(CONTINUACION 2)

No.	R	HB	No.	R	HB	No.	R	HB
120	9,7	178	135	10,0	109	150	11,2	120
121	9,0	164	136	10,5	109	151	13,4	137
122	10,9	160	137	14,3	150	152	16,9	172
123	10,3	161	138	12,7	134	153	8,3	105
124	9,5	196	139	18,3	223	154	12,3	136
125	7,8	256	140	10,8	155	155	16,4	178
126	6,0	178	141	13,2	163	156	11,6	170
127	5,3	195	142	20,0	222	157	13,7	166
128	6,0	193	143	13,7	193	158	12,5	160
129	9,5	296	144	14,4	167	159	17,1	174
130	21,6	277	145	16,6	173	160	13,7	187
131	28,8	241	146	9,8	153	161	14,2	183
132	23,1	183	147	14,2	159	162	13,1	143
133	23,9	201	148	9,9	139	163	15,3	135
134	17,0	147	149	11,1	111	164	8,6	158

TABLA 4,3

CARACTERISTICAS MECANICAS

(FINAL)

No.	R	HB	No.	R	HB	No.	R	HB
165	13,6	166	174	18,9	155	183	20,3	178
166	10,2	121	175	19,4	184	184	16,2	171
167	13,1	120	176	17,3	164	203	9,0	80
168	12,5	137	177	17,2	169	204	9,7	77
169	13,0	143	178	17,0	172	205	17,0	166
170	11,9	141	179	18,5	178	206	15,9	170
171	13,1	139	180	15,7	164	207	17,2	161
172	14,6	147	181	17,7	167	208	18,1	175
173	16,8	168	182	16,9	165			

TABLA 4,4

se ha de poner indefectiblemente de manifiesto.

A su vez, y siendo notoria la no muy grande fiabilidad del ensayo de dureza cuando se aplica a fundiciones, las probetas se han rectificado para que presenten una superficie pulida y exenta de rugosidades. En cada disco se han efectuado tres determinaciones de dureza a fin de minimizar cualesquiera efectos de superficie que pudieran presentarse. La media aritmética de estos tres ensayos se da como valor final de la dureza. En el caso de que los tres resultados fueran discordantes, se vuelve a hacer tres huellas adicionales de dureza y se repite la medición.

En cuanto a la probeta de resistencia a la tracción, se comprueba que son "sanas", es decir, que no presentan defectos de fundición que determinaran la consecución de resistencias injustificadamente bajas.

III.4.4. Correspondencia entre dureza y resistencia a la tracción

Los resultados obtenidos, que se han detallado en las tablas 4.1 a 4.4 antes citadas, se representan en la gráfica de la figura 17. En el capítulo siguiente se hará el tratamiento matemático (y la correspondiente discusión) de los valores obtenidos para estas dos magnitudes.

La gráfica que representa el conjunto de parejas de valores de dureza y resistencia a la tracción para todas y cada una de las fundiciones estudiadas indica que hay una gran proporcionalidad, que se podría decir que es casi absoluta, entre ambas magnitudes. En este sentido, cabe decir que se está muy cerca de la fiabilidad que ofrecen los aceros.

Para cada dureza, la resistencia a la tracción correspondiente es bastante regular y entra dentro de lo previsible. Nunca aparecen resistencias anormalmente altas, como era de esperar.

Por el contrario, aparecen resistencias indebidamente bajas. Estos valores corresponden a fundiciones muy altas en silicio, con más del 5 por

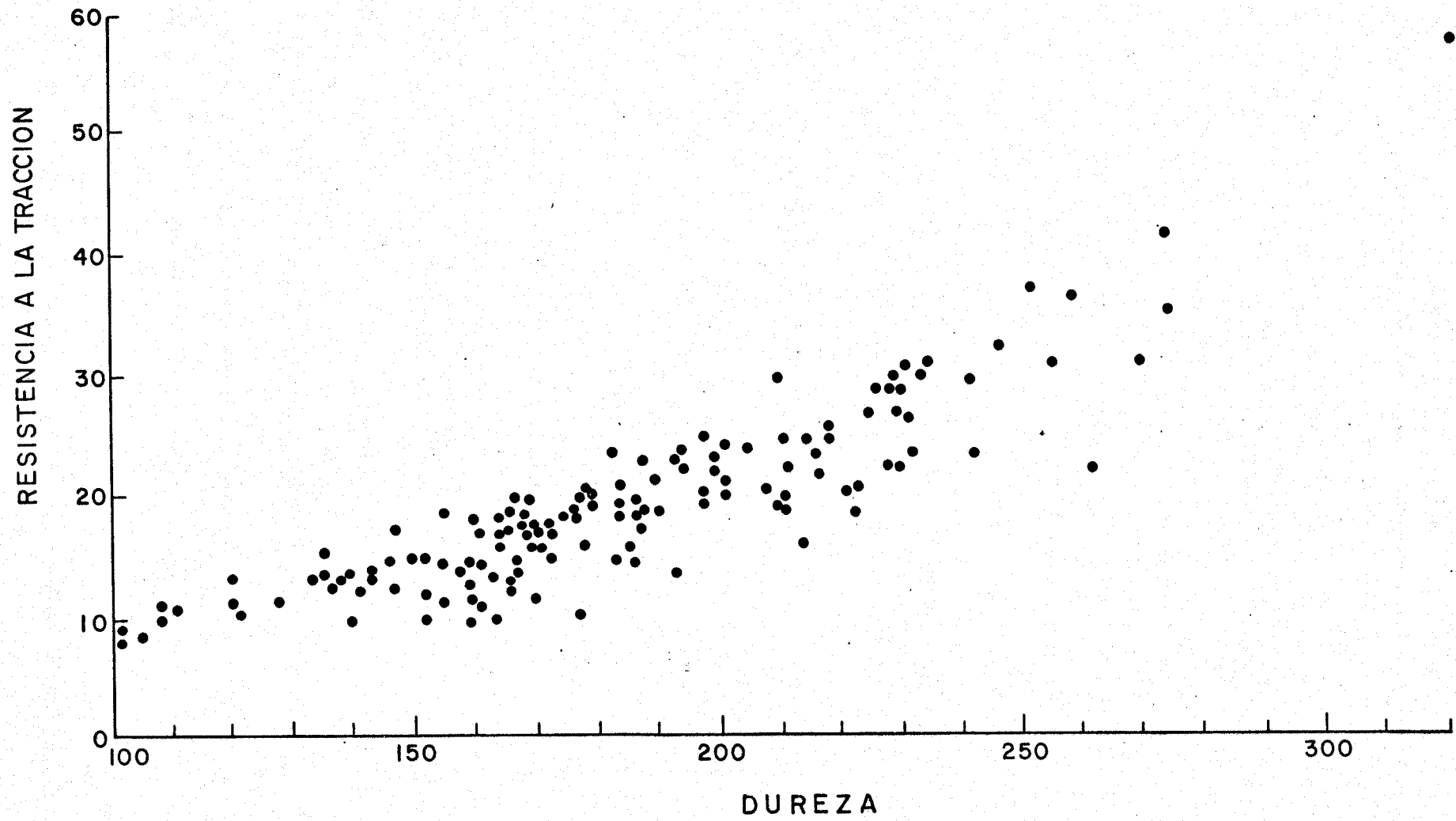


FIG.- 17

ciento de este elemento. Este tipo de fundiciones son muy duras y frágiles y tienen, por lo tanto, una utilización tecnológica casi nula.

Haciendo abstracción de estos puntos anómalos, puede decirse, sin temor a error, que la correspondencia entre los valores de dureza Brinell y resistencia a la tracción encontrados es prácticamente lineal.

III.4.5. Sensibilidad al espesor

Como ya se indicó en capítulo anterior, en el curso de este trabajo se ha diseñado y puesto en operación un ensayo que pretende medir la sensibilidad al espesor de las fundiciones, es decir, su tendencia a adquirir dureza cuando, por disminuir el espesor de las piezas fundidas, se aumenta su velocidad de enfriamiento.

La probeta desarrollada tiene un tamaño y espesor relativamente pequeños a fin de mejorar su operatividad y facilidad de mecanizado. El número de escalones es lo suficientemente grande como para obtener, a pesar de su reducido tamaño, un número suficiente de valores.

Los resultados de las medidas de dureza efectuadas en los sucesivos espesores de varias probetas escalonadas se dan en la tabla 5. Estos valores se representan gráficamente en la figura 18.

La contemplación de estos resultados muestra que no se aprecia gran diferencia entre las lecturas de dureza de los distintos escalones de una misma probeta. Más aún, se da el caso de que la dureza que presenta el último escalón (es decir, el más grueso) es mayor que la del escalón inmediatamente inferior cuando era lógico pensar que sería lo contrario.

Las causas de esta falta de sensibilidad radican, posiblemente, en el diseño de la probeta escalonada. Aunque hay diferencias de espesor de unos escalones a otros, el efecto sobre la velocidad de enfriamiento se ve atenua

SENSIBILIDAD AL ESPESOR

HB No.	ESPESORES (mm)						
	10	15	20	25	30	35	40
50-2	362	372	342	372	332	332	332
51-1	460	426	415	352	297	342	260
51-2	415	332	295	263	255	260	278
55-1	204	195	177	179	166	170	170
56-2A	260	260	260	244	244	229	236
57-2	224	234	224	222	226	217	219
60	249	239	234	234	229	226	229
61	255	249	239	229	229	229	229
62	234	241	236	229	226	222	229
63	249	244	231	226	229	234	236

TABLA 5

SENSIBILIDAD AL ESPESOR

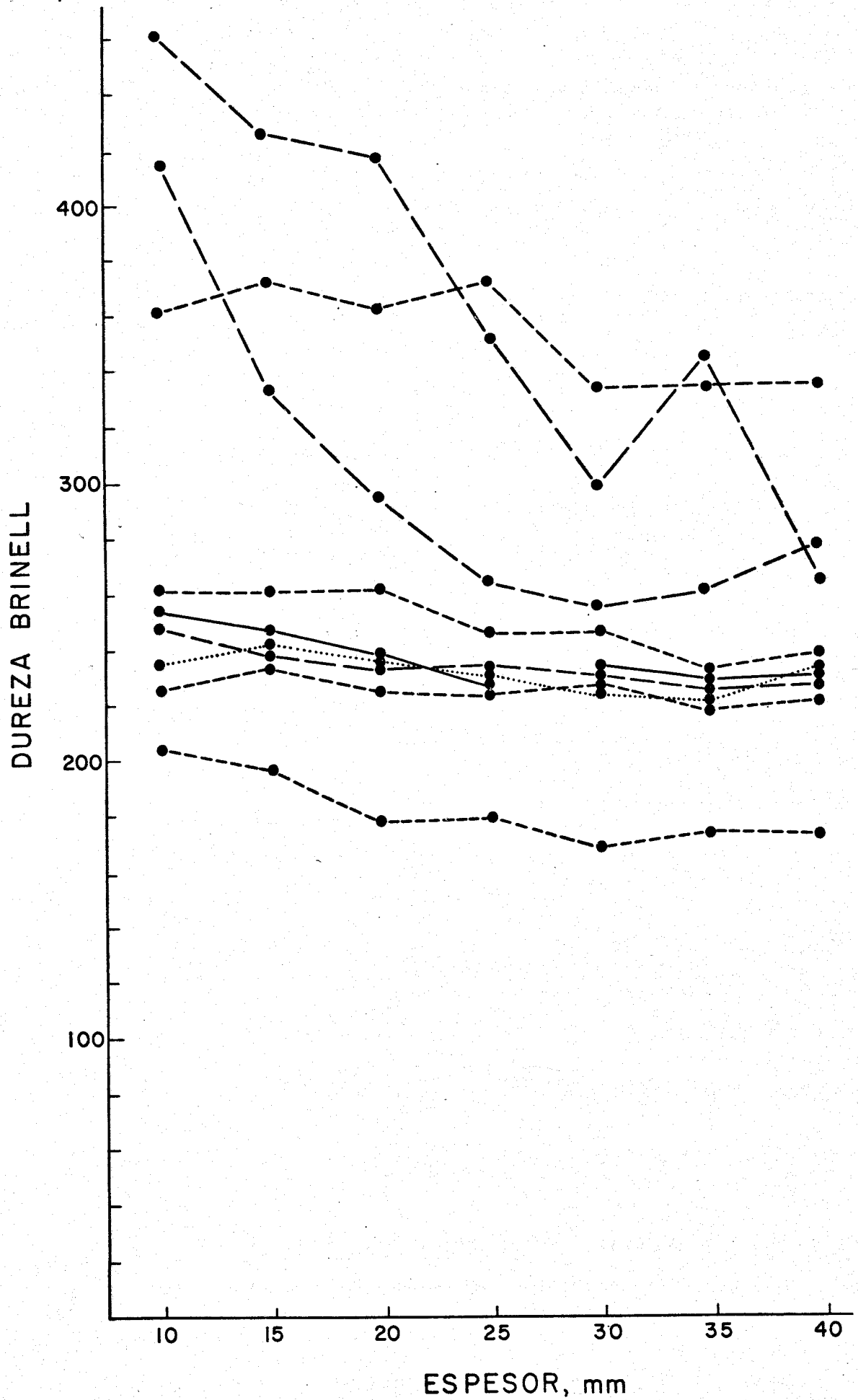


FIG. - 18

do por el hecho de que no son piezas independientes entre sí y separadas. Por lo tanto, sufrirán una interacción mutua de forma que la velocidad de enfriamiento de un escalón delgado se ve frenada por la presencia del escalón adyacente más grueso.

En consecuencia, aparece una tendencia a uniformizarse, es decir, a anular la sensibilidad al espesor. Esto no hubiera ocurrido, posiblemente, si en lugar de tratarse de una sola probeta fueran piezas independientes y fundidas en moldes separados. En este caso, las velocidades de enfriamiento obtenidas hubieran sido probablemente distintas y, por consiguiente, también lo sería la dureza adquirida en cada escalón.

El hecho de que el último escalón, que es el más grueso, tenga una velocidad de enfriamiento mayor que el penúltimo, puede deberse a que sirve de entrada del caldo. Ello implica que su parte superior, en lugar de limitar con otro escalón que le ceda calor, limita con la atmósfera que le enfría. Se da lugar a un tiempo de enfriamiento menor, y adquisición de temple y dureza inesperados.

Estas consideraciones, el hecho de que el ensayo no sea muy diferenciador de las características de distintas fundiciones y, finalmente, los problemas que han surgido con el mecanizado de las probetas escalonadas, han determinado que se abandone el ensayo de sensibilidad al espesor.

III.5. COMENTARIO FINAL

Como puede concluirse de los considerandos expuestos en los epígrafes anteriores, en toda la parte experimental del trabajo se han utilizado, siempre que era posible, ensayos y controles normalizados y aceptados universalmente. Con ello se consiguen dos ventajas: en primer lugar, se evitan pérdidas de tiempo y esfuerzos en crear técnicas que ya estaban puestas a punto o, incluso, eran de rutina, y, en segundo lugar, hay una garantía

absoluta de extrapolabilidad y repetitividad de los resultados obtenidos y conclusiones extraídas del conjunto del trabajo de investigación.

En los métodos que se han puesto a punto para este programa se han hecho medidas físicas con sistemas que, aunque desarrolladas en el curso de la investigación o previamente a la misma, se basan en técnicas conocidas y comprobadas (pirometría, etc.).

Todo ello quiere decir, por tanto, que cualesquiera variaciones o anomalías que surjan no se deben a haber operado imperfectamente, sino que se trata con un material, las fundiciones grises, que es poco fiel a las previsiones que se puedan hacer sobre ellas. Esta mentalidad ha de tenerse siempre a la hora de enfrentarse con los capítulos posteriores a éste.

CAPITULO IV

IV. DISCUSION DE RESULTADOS

IV.1. COMPOSICION QUIMICA

Los resultados obtenidos en los análisis de las fundiciones estudiadas se han dado ya en las tablas 2.1 a 2.13 del capítulo anterior.

IV.1.1. Campo estudiado

Como ya se citó anteriormente, y con el propósito de obtener conclusiones bastante fiables, evitando el peligro de caer en extrapolaciones arriesgadas, se ha trabajado sobre un amplio intervalo de composiciones químicas. Así, se tiene que el límite inferior de los porcentajes de carbono presentes está solapándose con el campo de los aceros, mientras que los superiores aún superan a los que se presentan en los arrabios de horno alto más carburados. Lo mismo ocurre con los otros elementos.

IV.1.2. Validez de los resultados

En capítulos precedentes ya se describió la toma de muestras para análisis de una forma compelta. Para cada caso de fundición se efectuaron dos tomas de muestra. Las velocidades de enfriamiento fueron muy diferentes, de forma que una muestra ha cristalizado en forma de fundición gris y la otra como fundición blanca.

Los puntos correspondientes a los análisis de carbono y azufre para estas dos series de muestras se han representado ya en las gráficas de las figuras 10 y 11 del capítulo anterior. A continuación, se pasa a la discusión de estos resultados.

IV.1.2.1. Contenido de carbono

Como puede apreciarse, el contenido de carbono analizado en muestra templada es siempre mayor que el correspondiente determinado en muestra en estado de fundición gris.

La ecuación de la recta de regresión obtenida a partir de las parejas de valores de contenidos en carbono es:

$$C_2 = 1,04 C_1 + 0,02$$

En la que C_2 es el contenido de carbono analizado en muestra de fundición blanca y C_1 es el analizado en muestra de fundición gris.

El coeficiente de correlación correspondiente a esta ecuación es igual a 1,03, lo que habla en favor de la fórmula deducida y, como es lógico, de las técnicas de toma de muestra y marchas analíticas adoptadas.

Estos valores diferentes para el contenido de carbono al variar las técnicas de toma de muestra tienen una explicación muy clara: en la manipulación de materiales pulverulentos hay siempre una cantidad de ellos que permanece adherida a la superficie de los recipientes o envases utilizados al efecto. Esto resulta más notorio si se tiene en cuenta que la cantidad total de muestra utilizada para los análisis de los cinco elementos (carbono, silicio, manganeso, azufre y fósforo) es de veinte gramos.

Pues bien, cuando la viruta es de fundición blanca, todo el carbono está formando parte de la matriz metálica como carburo de hierro (cementita, Fe_3C) de manera que las porciones adheridas al envase son de muestra total. Es decir, que se pierde muestra, y no un componente de ella.

Por el contrario, en el caso de fundición gris, la situación es distinta. Estas fundiciones tienen su carbono en forma de grafito que, por su menor densidad en relación al hierro y por su mayor adherencia, tiende a perder-

se selectivamente. Esto da lugar a que en la manipulación de la viruta para análisis se pierda precisamente grafito, o carbono, hablando en otros términos, que es el elemento más importante a analizar en las fundiciones.

Este es un problema a tener en cuenta, puesto que, en la mayoría de los casos, los fundidores extraen su viruta para análisis por mecanizado (torneado o taladrado) de trozos de piezas de fundición gris. Por lo tanto, se tiene el riesgo de errores de análisis derivados de toma de muestra no muy correcta.

En ese sentido, la ecuación obtenida es de una gran utilidad, ya que puede servir como factor de corrección para obtener "el carbono real" en función del "carbono aparente" determinado por análisis de viruta de fundición gris

IV.1.2.2. Contenido de azufre

Para el azufre se han estudiado, en el tratamiento matemático efectuado, no sólo los valores correspondientes a los puntos representados en la gráfica de la figura 11, sino también las otras 62 parejas que, por tener valores inferiores a 0,020 no se representaron para evitar una acumulación casi puntual (o, mejor dicho, una densa nube de puntos) en la zona cercana a los ejes de coordenadas.

La ecuación de la recta de regresión que relaciona los valores de contenido de azufre en muestras de fundición blanca (S_2) en función de los resultados de muestras de fundición gris (S_1) es la siguiente:

$$S_2 = 0,979 S_1 + 0,001$$

El coeficiente de correlación es igual a 0,979.

En este caso, no sólo hay una correlación total entre ambos valores, sino que los resultados obtenidos, para cada fundición, con la respectiva pareja de muestras, son casi idénticos, como se puede apreciar por los valores del

coeficiente (prácticamente, la unidad) y de la ordenada en el origen (prácticamente, nula).

Esta diferencia de comportamiento en comparación con lo que antes se ha visto en el caso del carbono tiene también su explicación. El azufre presente en las fundiciones se encuentra siempre, cualquiera que sea el estado metalúrgico de la muestra, en forma de sulfuro de hierro FeS o de manganeso MnS , por lo que no hay pérdida selectiva de este elemento en las operaciones de manejo de la viruta de análisis.

En la industria suele haber una fuente de error en el caso del análisis del azufre. Este error aparece cuando, por motivos de lubricación o refrigeración, se utilizan taladrinas en la obtención de viruta por mecanizado. Estas taladrinas son fuentes de aportación de azufre que enmascaran los resultados obtenidos para el análisis de este elemento. En el trabajo objeto de la presente memoria se ha evitado, por el contrario, la utilización de estas taladrinas, por lo que no ha aparecido esta fuente posible de error.

El resto de los elementos principales (silicio, manganeso y fósforo) se encuentran igualmente combinados o aleados en la matriz metálica, por lo que son válidas para ellos las mismas disquisiciones que se han hecho para el azufre.

IV.1.3. Solubilidad mutua de carbono y silicio

Sobre este tema se avanzó algo en el capítulo anterior. A continuación, trata más profundamente.

Evidentemente, hay un antagonismo mutuo entre las solubilidades de carbono y silicio en el baño de hierro líquido. Dicho en otros términos, aparecen interferencias entre la capacidad de absorción y asimilación de ambos elementos por aquél.

Este fenómeno ya se había detectado de una forma cualitativa a lo largo de una serie de fusiones que, anteriormente a las realizadas para la ejecución del presente trabajo experimental, se efectuaron con motivo de un estudio de fabricación sintética de ferroaleaciones.

Se pretendía conseguir una aleación hierro-silicio-manganeso-circonio, destinada a inoculación grafitizante de fundiciones, y con un contenido de silicio lo más elevado posible. Para ello, se partía de los elementos puros, o sus correspondientes ferroaleaciones, que se adicionaban sobre baños de hierro líquido que se iba enriqueciendo progresivamente en esos elementos.

A lo largo de esa serie de coladas, se había visto que sobre un baño carburado (aleación sintética hierro-carbono), se podía añadir ferrosilicio de 75 por ciento de riqueza en silicio y aumentar el contenido de este elemento con la única limitación impuesta por la oxidación (lógica en baños fundidos y con sobresaturación de metales muy oxidables) del silicio y la consiguiente dificultad de manipulación de escorias muy ácidas en hornos con revestimientos también ácidos. La adición de fundentes básicos para resolver el problema de escorias promovía, a su vez, oxidación adicional de silicio que pasaba como sílice a la escoria, lo que agravaba el problema. En cualquier caso, este problema sólo aparecía para concentraciones muy altas de silicio superiores, por supuesto, a las normalmente empleadas en fundiciones.

Esta capacidad de resiliación del baño contrastaba, sin embargo, con las fuertes dificultades que se encontraban cuando se trataba de recarburar un baño que contuviera silicio, aun en cantidad moderada de este elemento.

Ya dentro del presente trabajo de investigación se ha observado que el mantenimiento de grafito sobre un baño de fundición, incluso en atmósfera reductora y acompañado de barboteo de nitrógeno que favoreciera el contacto entre el baño y el material recarburante, resulta insuficiente cuando se trata de introducir carbono en una fundición saturada en silicio.

En el capítulo anterior se discutió la gráfica de la figura 12, que representa las parejas de valores de concentraciones de carbono y silicio obtenidas en todas y cada una de las fusiones realizadas en el presente trabajo, valores que se daban en las tablas 2.1 a 2.13.

La ecuación de la recta de regresión obtenida a partir de estos valores de carbono y silicio es la siguiente:

$$C = 3,71 - 0,23 Si$$

El coeficiente de correlación de esta ecuación es 0,772. Este coeficiente es muy aceptable, máxime si se tiene en cuenta que no siempre se pretendió alcanzar grados elevados de recarburación, por lo que en muchas coladas ni siquiera se llegó a condiciones de equilibrio, ya que no era eso lo que se pretendía. La contemplación de la gráfica de la figura 12 antes mencionada permite constatar visualmente este hecho.

La ecuación anterior, una vez transformada, se convierte en:

$$3,71 = C + \frac{Si}{4}$$

Si se traza una recta que bordee la nube de puntos de la gráfica por su parte superior, es indudable que esta recta sea la línea límite que marque los contenidos máximos de carbono alcanzables para cada concentración de silicio.

Pasando a un terreno puramente práctico, esta línea divide a la zona entre los ejes coordenados en dos campos claramente delimitados. Por debajo de la línea se encuentra el conjunto de composiciones de fundición sintética, es decir, aleaciones hierro-carbono-silicio) que son normalmente factibles dentro de la práctica normal de fundición. El campo situado sobre la línea indica las composiciones que no se podrían fabricar.

Para fabricar estas fundiciones ya no basta con forzar el equilibrio, sino que, como ya se dijo en el capítulo anterior, es precioso obtener previa

mente la aleación hierro-carbono pura y de ella pasar a la siliciada por adición posterior de ferrosilicio en el último momento de la colada o en la basculación del horno a la cuchara.

La ecuación de la recta límite, deducida analíticamente, es la que sigue:

$$C = 4,3 - 0,23 \text{ Si}$$

que se transforma en:

$$4,3 = C + \frac{\text{Si}}{4}$$

que coincide con los resultados de Jass y Hannemann (34).

La segunda parte de esta ecuación, como la de la ecuación obtenida para el conjunto de fusiones, es precisamente lo que se ha dado en llamar "carbono equivalente en el liquidus" (CEL).

El hecho de que no figure el término correspondiente al fósforo, no quita validez a esta fórmula, ya que en todas las fusiones realizadas en el curso del presente trabajo de investigación se ha trabajado con porcentajes de fósforo bajísimos cuya acción como sumandos en las fórmulas polinómicas de carbono equivalente y carbono equivalente en el liquidus es, por tanto, prácticamente nula.

El hecho de que la primera parte de la expresión anterior sea 4,3 es muy interesante, ya que ese valor 4,3 es prácticamente el del contenido de carbono correspondiente al punto eutéctico en el diagrama de equilibrio hierro-carbono. Por consiguiente, cuando en presencia de contenidos variables de silicio, se está recarburando un baño de fundición líquida para obtener aleación sintética hierro-carbono-silicio, los contenidos alcanzables de carbono serán los que sumados a la cuarta parte del respectivo porcentaje de silicio existente en el baño darían un valor de 4,3 para el carbono equivalente.

Esto es muy importante, sobre todo si se tiene en cuenta la tendencia actual, rápidamente creciente, a fabricar fundiciones sintéticas a partir de chatarras de acero y carburizantes.

Esta acción nociva del silicio sobre la recarburación se confirmó en las coladas comprendidas entre la 115 y 127 inclusive. En estas fusiones se trabajó en condiciones de saturación de carbono. Para ello se mantuvo, día y noche, el baño cubierto de trozos de grafito y polvo de carbón y del propio grafito; aparte de ello se barbotó nitrógeno para producir agitación que mejorara el contacto entre el caldo y los carburizantes citados. La presencia de grafito y la acción del barboteo ponía constantemente nuevas cantidades de fundición en contacto con los carburizantes. Es decir, que se estaba forzando el equilibrio a favor de la disolución del carbono por el baño.

Este equilibrio se fuerza aún más si se tiene en cuenta que la reacción de asimilación del carbono para reaccionar con el hierro y dar cementita (carburo de hierro, Fe_3C) es exotérmica y el paso del nitrógeno a través de la masa de metal provoca un enfriamiento sustancial.

Pues bien, a ese baño, y durante varios días consecutivos, se adicionaron cantidades crecientes de ferrosilicio del 75 por ciento de riqueza en silicio. Paralelamente a estas adiciones, se hacían extracciones de caldo para obtener la consabida colección de muestras. Esto significa que los contenidos de silicio presentes en el baño iban aumentando de una colada a la siguiente.

Los valores de porcentajes de carbono y silicio obtenidos en esta serie de fusiones se representan en la gráfica de la figura 13. Puede apreciarse que están sensiblemente alineados según una recta. La ecuación de la recta de regresión correspondiente a esos valores (que en este caso es también, prácticamente, la recta que une los puntos) resulta ser la siguiente:

$$C = 3,87 - 0,21 \text{ Si}$$

El coeficiente de correlación de esta ecuación es de 0,981, que es plenamente satisfactorio.

Volviendo a la gráfica de la figura 12, se puede apreciar que la recta obtenida a partir de la ecuación anterior resulta ser paralela a las rectas de regresión y límite obtenidas de todas las coladas y se encuentra situada entre ambas -como era de esperar-, ya que las condiciones de recarburación implantadas en las coladas parciales fueron más favorables que el promedio de todo el trabajo, pero inferiores a las que determinan puntos límite.

IV.2. ENSAYO DE TEMPLE

Los valores de espesor de temple en la probeta diseñada al efecto se tienen en las tablas 3.1 a 3.10. En la figura 14 se representa la profundidad o espesor de temple, para cada fundición, en función del carbono equivalente. En la figura 15 se representan los mismos valores de espesor de zona templada en función del contenido de silicio de las fundiciones estudiadas.

Aunque se puede observar cierto hábito o tendencia a disminuir el espesor de temple al aumentar el carbono equivalente o el contenido de silicio, cosa que tampoco es nueva. los resultados son poco o nada satisfactorios, por lo que este ensayo y los resultados obtenidos en él no pueden ser tenidos en cuenta y mucho menos, discutidos.

Esto no es sorprendente ni debe producir decepción, toda vez que ya en el capítulo correspondiente a Introducción se indicó que el ensayo de temple pertenece a los llamados "arcaicos", que, estrictamente hablando, son meramente cualitativos.

Y precisamente la filosofía que ha presidido el trabajo objeto de la presente Memoria es sustituir lo que hay de empírico en el control de fundiciones por técnicas y aparatos puramente científicos.

IV.3. ANALISIS TERMICO

Constituye la línea medular de este trabajo y sus resultados son tan amplios e interesantes que merecen ser estudiados separada y detalladamente.

El registro de los cambios de temperatura que se producen durante el enfriamiento, desde el estado líquido hasta solidificación total y enfriamiento en estado sólido, de una fundición gris de composición hipoeutéctica muestra dos paradas o detenciones en el descenso de la temperatura.

La primera detención se observa claramente y es causada por la precipitación de la austenita, que es una solución sólida de carbono en hierro gamma. La temperatura a que se produce esta detención se llama temperatura de "liquidus" y, como se citó anteriormente, está directamente relacionada con la composición química del hierro.

En consecuencia, la medida de esta temperatura sirve como base para determinar el contenido de carbono de una fundición, en el supuesto de que fuera una aleación hierro-carbono pura.

Sin embargo, en la práctica normal de fundición nunca se trabaja con aleaciones hierro-carbono químicamente puras, sino que aparecen otros elementos acompañantes, especialmente el silicio. En consecuencia, hay que recurrir, una vez más, al diagrama hierro-carbono modificado y a los conceptos de carbono equivalente (CE) y carbono equivalente en el liquidus (CEL). A ellos habrá que referirse al relacionar las temperaturas de la parada isotérmica con la composición de la fundición.

Prosiguiendo con el enfriamiento, y en el caso de la fundición gris hipoeutéctica considerada, la segunda parada en la curva de enfriamiento se produce a una temperatura inferior a la del liquidus; esto se debe a la precipitación del eutéctico grafito-austenita. La temperatura de esta transformación depende también de la composición del metal. En la práctica, la reacción eutéctica no se da a temperatura constante y la curva de enfriamiento

de una fundición gris presenta el fenómeno de subenfriamiento que puede verse en las curvas obtenidas para algunas de las fundiciones ensayadas. Esta reacción puede ser fuertemente influida por otros factores, tales como la velocidad de enfriamiento y grado de nucleación y es difícil, por tanto, relacionar con certeza los cambios en la composición del metal con las temperaturas eutécticas de las fundiciones grises.

En el caso de esta serie de fusiones, se ha llevado la colada lo más fría posible hasta el último momento para eliminar la interferencia derivada de sobrecalentamiento del metal en el horno o de posibles elementos traza o de aleación. Por otra parte, el uso de una sola probeta de enfriamiento evita posibles errores introducidos por diferentes velocidades de enfriamiento.

En la mayoría de los casos, la máxima temperatura eutéctica para las fundiciones grises estudiadas está incluida en el intervalo comprendido entre 1140 y 1160 grados, con lo que se coincide con los resultados obtenidos por otros investigadores, especialmente la BCIRA inglesa.

Si una fundición solidifica blanca y, como es lógico, tiene composición hipoeutéctica, aparecen igualmente dos paradas en la curva de enfriamiento. Al igual que ocurre con las fundiciones grises, la detención del liquidus está claramente definida y viene directamente relacionada con el valor del carbono equivalente en el liquidus CEL. La segunda detención en el enfriamiento se da a una temperatura inferior a la eutéctica de las fundiciones grises, generalmente en un intervalo de temperatura comprendido entre 1100 y 1140 grados, y se debe a la precipitación del eutéctico carburo-austenita correspondiente a las fundiciones blancas.

A diferencia de lo observado en las fundiciones grises, esta parada o detención isotérmica correspondiente al solidus en la curva de enfriamiento se da a temperatura constante y no aparecen fenómenos de subenfriamiento. En consecuencia, la parada eutéctica queda perfectamente definida.

Los trabajos de la BCIRA habían establecido que la temperatura a la

que se da el eutéctico en una fundición blanca está relacionada directamente con la composición del metal y se ve relativamente poco afectada por factores distintos a ella. De acuerdo con ello, es posible establecer dos relaciones independientes. La primera de ellas se da entre la temperatura de liquidus y los contenidos de carbono, silicio y fósforo de las muestras de fundición blanca; la segunda se da entre la temperatura eutéctica (es decir, la temperatura a la que se produce la segunda detención isotérmica) y esos mismos contenidos.

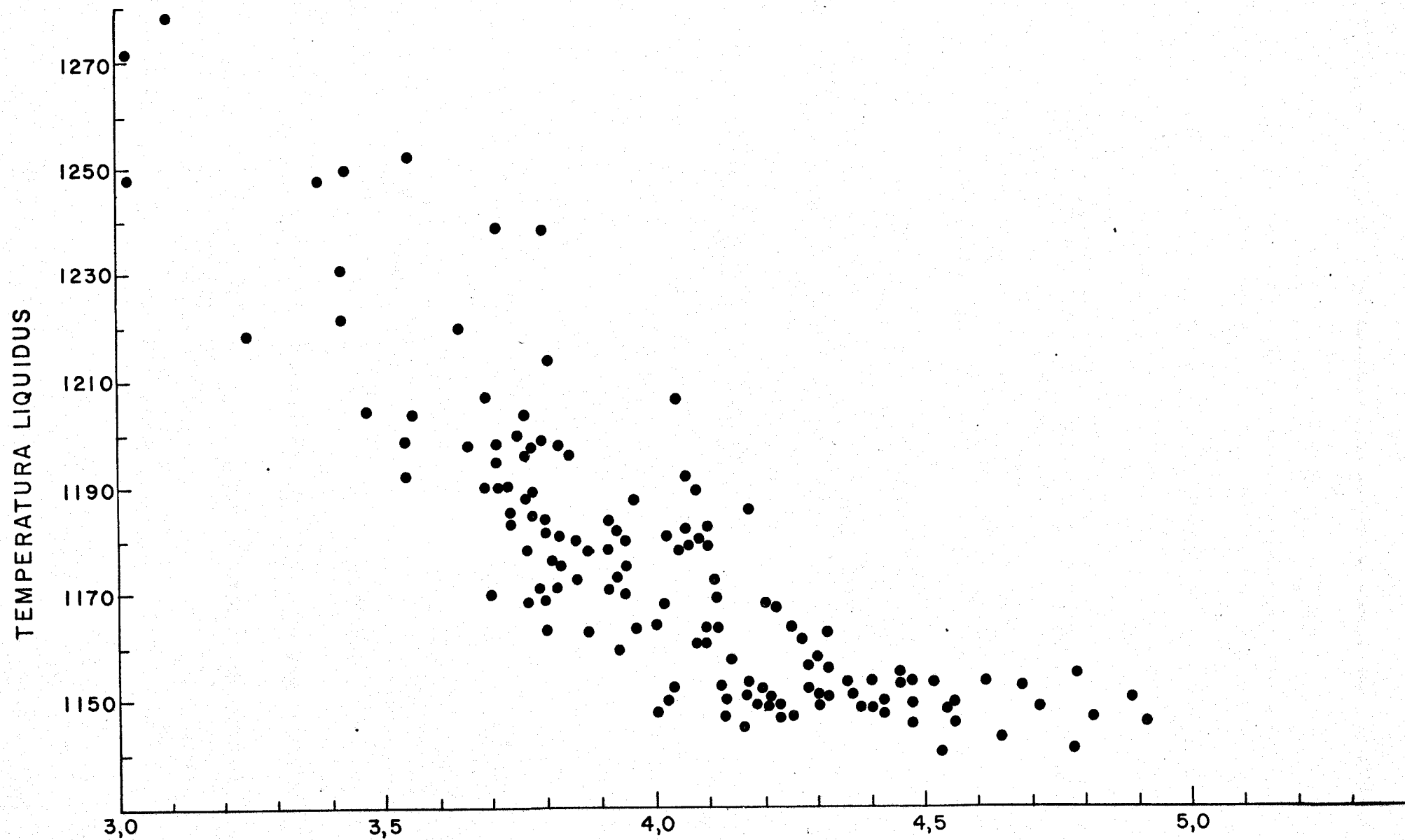
En el transcurso del presente trabajo se ha extendido el campo de composiciones estudiadas a las fundiciones grises hipereutécticas. Los resultados obtenidos, que se discutirán a continuación, están sustancialmente de acuerdo con las conclusiones de los trabajos ingleses.

IV.3.1. Temperatura de liquidus TL y carbono equivalente CE

Los resultados obtenidos para el análisis térmico de todas las fundiciones se detallan en las tablas 3.1 a 3.10. La validez de estos resultados ya se concluyó en el capítulo anterior.

En la gráfica de la figura 19 se comparan los valores obtenidos para la temperatura de liquidus TL en función de los correspondientes del carbono equivalente CE.

Pueden observarse dos zonas claramente delimitadas. La primera de ellas corresponde a las fundiciones hipoeutécticas, con valores de carbono equivalente inferiores a 4.3; en este grupo, como era de esperar, las temperaturas del liquidus descienden al aumentar el carbono equivalente. En las hipereutécticas, sin embargo, los puntos críticos se encuentran sensiblemente situados a lo largo de una franja paralela al eje de abscisas, sin que aumenten al pasar de valores de 4,3 para el carbono equivalente a porcentajes superiores. Parece como si la temperatura de liquidus se confundiera



$$CE = Ct + \frac{1}{3} (Si + P)$$

FIG.- 19

con la de solidus, lo cual sólo resulta lógico en las cercanías del punto eutéctico de 4,3 en el CE.

Esta aparente falta de respuesta del termopar durante el ensayo de enfriamiento desde líquido, podría atribuirse, en principio, a trabajar a temperatura insuficiente, sobre todo si se tiene en cuenta que, en todo momento, se ha evitado cuidadosamente caer en sobrecalentamientos de la fundición que cambiaran incontrolablemente las propiedades de ésta. Las temperaturas a las que se llevó el caldo en el horno podrían haber sido lo suficientemente "bajas" como para que, deducidas de ellas las pérdidas de temperatura inherentes a la manipulación de ese caldo desde que se basculó el horno sobre la cuchara hasta que el molde se encontró lleno y activado el termopar empotrado en él, se quedaran por debajo del liquidus.

La consulta de la bibliografía muestra, sin embargo, que las cosas no son tan sencillas y que muchos hechos no están explicados, a pesar de que ya en 1899 (Roberts-Austen) ya se hicieron estudios para establecer el diagrama hierro-carbono en el campo de las fundiciones, es decir, para composiciones superiores al 2 por ciento de carbono. He aquí algunas de las aportaciones que se han hecho en un intento de esclarecer estos problemas:

El profesor Hansen (17) estudia este diagrama, tanto para el sistema metastable Fe-Fe₃C como para el estable Fe-Grafito, haciendo una revisión de los resultados y conclusiones obtenidos por una larga serie de investigadores que cita al final del capítulo correspondiente.

Según él, y para el sistema metastable, la curva CD de liquidus es desconocida; incluso la dibuja en línea de trazos en el diagrama propuesto por él. Algunos han aportado puntos hasta el 5 por ciento de carbono, pero no está claro que correspondan a puntos de la curva de liquidus.

Para el sistema estable, la curva C'D' de liquidus se ha determinado por diferentes investigadores con resultados bastante concordantes. Hay diferencias entre estos resultados, diferencias que pueden deberse a errores

experimentales. La versión más común es de que se trata de una recra que va desde 1150 grados para 4,25 por ciento de carbono a unos 1500 grados para el 5 por ciento de carbono.

El Metals Handbook, de la American Society for Metals, no aporta nueva luz sobre el asunto. Las curvas para hipereutécticas las dibuja en línea de trazos, dada la carencia de datos experimentales.

Alfred Boyles, en su libro "The Structure of Cast Iron", editado por la American Society for Metals, estudia la influencia de la presencia de cantidades variables de silicio sobre los puntos críticos del diagrama hierro-carbono. Aporta varios diagramas respectivamente para distintos porcentajes de silicio. Según él, este metal de aleación desplaza hacia la izquierda, es decir, hacia contenidos menores de carbono, el punto eutéctico del diagrama. Así, para una fundición que contiene un 4 por ciento de silicio, el punto eutéctico se encuentra en el contenido de 3 por ciento de carbono. Estos diagramas no explican el fenómeno de la grafitización y sólo son verdaderamente válidos para utilización práctica y sin muchas exigencias. Cita una larga lista de autores.

Navarro Alcacer, en su libro "Fundición de hierro", de Editorial Dossat, limita las observaciones de temperatura a fundiciones cuyo índice de saturación es inferior a 1,0 o, lo que es igual, a las hipoeutécticas. En cuanto se supera ese valor, los puntos ya no quedan alineados, sino formando una nube. Cita a Piwowarski y otros autores.

Rosenholtz y Oesterle, en su libro "The Elements of Ferrous Metallurgy", editado por John Wiley and Sons, de Nueva York, opina, con el consiguiente apoyo bibliográfico, que en el sistema estable se forma primero cementita y que, después, esta cementita se descompone en ferrita y grafito. Estos fenómenos, y su correspondiente efecto térmico, podrían ser causantes del enmascaramiento de la parada isotérmica debida al paso por la curva de liquidus durante el enfriamiento.

En el libro "Cupola and its Operations", editado por la American Foundrymen's Society, se afirma que las observaciones de puntos críticos hay que hacerlas con velocidades muy lentas de enfriamiento. Esta aseveración está de acuerdo con la práctica seguida en el trabajo objeto de la presente Memoria y está totalmente en contra del sistema seguido por la BCIRA, que funde las probetas y las temple violentamente en agua fría en un intento, al parecer, de congelar los equilibrios.

Según este libro, la presencia de silicio modifica el diagrama hierro-carbono desplazando el punto eutéctico hacia la izquierda y convirtiendo la línea eutéctica CF en una franja (esto último está en concordancia con los resultados obtenidos en el presente trabajo). También afirma que, a velocidades lentas (casi en el equilibrio) o para contenidos elevados de silicio, la cementita es inestable y precipita ferrita y grafito. Afirmación que está en la misma línea que las de Rosenholtz ya citadas.

Angus, en su libro "Cast Iron: Physical and Engineering Properties", editado por Butterworths, de Londres, hace afirmaciones muy interesantes.

En primer lugar, cita que la solubilidad del carbono en el hierro líquido depende de la temperatura y de la presencia de otros elementos, como silicio y fósforo, que disminuyen esta solubilidad. Esto está de acuerdo con los resultados experimentales obtenidos en este trabajo y que se mencionaron al tratar el tema de la solubilidad de carbono y silicio.

Para las fundiciones hipoeutécticas (grises y maleables de corazón blanco) desarrolla la siguiente fórmula:

$$TL = 1669 - 124 \left(C + \frac{Si}{4} + \frac{P}{2} \right)$$

que da la temperatura de liquidus en función de la composición química del hierro.

Pero esta fórmula es, en realidad, la siguiente:

$$TL = 1669 - 124 \text{ CEL}$$

que es la propuesta por la BCIRA para deducir la temperatura de liquidus en función del carbono equivalente en el liquidus (y de la que ya se trató en el capítulo correspondiente a Introducción).

Para fundiciones muy hipoeutécticas (maleable de corazón negro) da la siguiente fórmula:

$$TL = 1570 - 95 \left(C + \frac{Si}{4} + \frac{P}{2} \right)$$

o, lo que es igual,

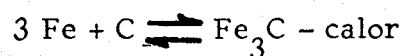
$$TL = 1570 - 95 \text{ CEL}$$

Como puede verse, a las fundiciones hipereutécticas se las deja en el olvido.

Albert Collaud, en su obra póstuma "Réflexions sur les Propriétés Mécaniques des Fontes GRises. Testament d'un Fondeur", editada por Imprimerie Saint Paul, de Friburgo, Suiza, comenta observaciones de distintos autores y propone un diagrama hierro-carbono.

En este diagrama asigna 1600 grados a la temperatura de liquidus para 5 por ciento de carbono, es decir, fundiciones hipereutécticas.

Cita la reacción desarrollada por Piwowarski:



El calor consumido en esta reacción es de 2500 ± 1000 kilocalorías por mol. Como puede apreciarse, no se concreta demasiado el efecto térmico de

esta reacción. Como ya se ha citado anteriormente, este efecto térmico puede interferir con el derivado de los cambios de fase.

Según Heyn, esa cementita o carburo de hierro pasa posteriormente a formar grafito.

Según Hannemann y Schrader, y para hipereutécticas, el exceso de carbono se separa, directamente de la fase líquida, en forma de laminillas que flotan sobre la superficie del baño.

En este libro, Albert Collaud opina también que el silicio presente en la fundición desplaza el punto de eutexia hacia la izquierda y aumenta la pendiente del tramo hipereutéctico de la línea de liquidus.

La recapitulación de la bibliografía comentada en las páginas inmediatamente anteriores lleva a las siguientes afirmaciones:

- 1) El campo hipereutéctico del diagrama hierro-carbono sigue estando difuso.
- 2) Esta confusión es aún mayor cuando, como es en la práctica, las fundiciones van aleadas con silicio, ya que el diagrama se convierte en ternario.
- 3) Pequeños aumentos del porcentaje de carbono por encima del eutéctico provocan fuertes subidas en las temperaturas de liquidus, lo que convierte a éstas en difícilmente detectables. Este efecto se agudiza todavía más en el diagrama estable modificado por el silicio, ya que el punto eutéctico (y, por tanto, la curva de liquidus) se desplaza hacia la izquierda.
- 4) Siguen sin conocerse claramente los cambios de fases que se producen, así como los correspondientes efectos térmicos, para fundiciones hipereutécticas, lo que dificulta aún más los estudios que se realicen.

Como dato adicional, puede decirse que en los registradores utilizados en fundición, sus fabricantes los consideran inservibles para fundiciones en

las que los contenidos de elementos son tales que se da la siguiente desigualdad:

$$C + \frac{Si}{9} + \frac{P}{3,5} > 4,3$$

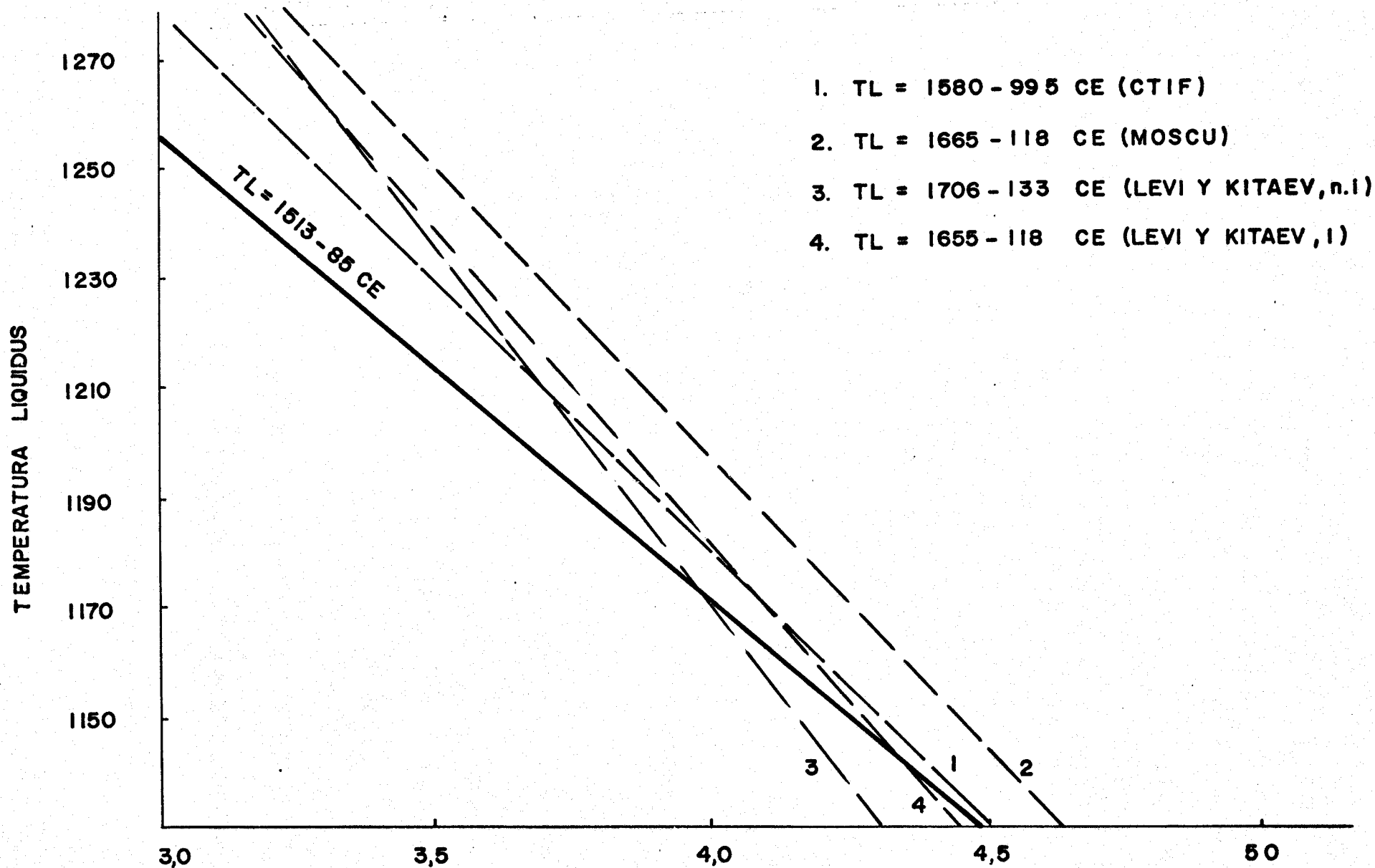
Sea por la fuerte inclinación de la curva hipereutética de liquidus o bien sea por la anulación de los efectos térmicos del cambio de fase, la realidad es que en este trabajo tampoco se ha logrado registrar las temperaturas en el campo hipereutético del diagrama hierro-carbono, por lo que, a partir de ahora, todas las observaciones y estudios se referirán a la zona hipoeutética del diagrama, quedando la ampliación del estudio como sugerencia de futuro para trabajos posteriores. Esto está en línea también con los estudios de Vertman citados en el capítulo correspondiente a la Introducción.

La ecuación de la recta de regresión correspondiente al tramo inclinado es la siguiente:

$$TL = 1513 - 85 CE$$

El coeficiente de correlación correspondiente a esta ecuación es 0,846, que se puede considerar bastante satisfactorio. Mucho más si se considera que, a diferencia de la mayoría de investigaciones realizadas sobre este tema, el número de ensayos realizados y, por tanto, la población de datos, ha sido enorme.

En la figura 19 a se representa analíticamente esta recta de regresión, así como las correspondientes a las ecuaciones de correlación obtenidas en la bibliografía. Puede apreciarse gráficamente que está en el mismo orden que las restantes. La validez de ella es reforzada, no sólo por la elevada población de datos, sino también por la enorme variedad de composiciones fabricadas, lo que ha sido posible gracias a la utilización de un horno eléctrico.



$$CE = Ct + \frac{1}{3} (Si + P)$$

FIG.-19a

IV.3.2. Temperatura de liquidus TL y carbono equivalente en el liquidus CEL

La utilización de pellets prerreducidos como materia prima principal de fusión ha dificultado grandemente los procesos de fabricación de las fundiciones objeto del presente estudio. Sin embargo, ese trabajo no ha sido en vano, ya que, gracias a este material prácticamente exento de impurezas aleantes, se han obtenido fundiciones bajísimas en silicio y azufre.

En consecuencia, la fórmula del carbono equivalente en el liquidus CEL

$$CEL = CT + \frac{Si}{4} + \frac{P}{2}$$

se ha convertido en la fórmula simplificada para esta misma magnitud

$$CEL = CT + \frac{Si}{4}$$

En la figura 20 se representan gráficamente los valores obtenidos para la temperatura de liquidus en función del carbono equivalente en el liquidus. En lo que concierne a la forma de la gráfica, así como de las dos zonas respectivas, hipo e hipereutética, siguen siendo aplicables los razonamientos expuestos al tratar, en el epígrafe anterior, el carbono equivalente CE por lo que no se abunda en ellos.

La ecuación de la recta de regresión correspondiente al tramo inclinado de la gráfica de la figura 20, es decir, la zona hipoeutética, es la siguiente:

$$TL = 1539 - 95 \text{ CEL}$$

El coeficiente de correlación calculado para esta ecuación es 0,923. Es superior al obtenido para el CE. Esto parece indicar que la expresión que permite obtener la temperatura de liquidus a partir del CEL es más fiable que la que se basa en el CE. Es lógico pensar que, puesto que los con-

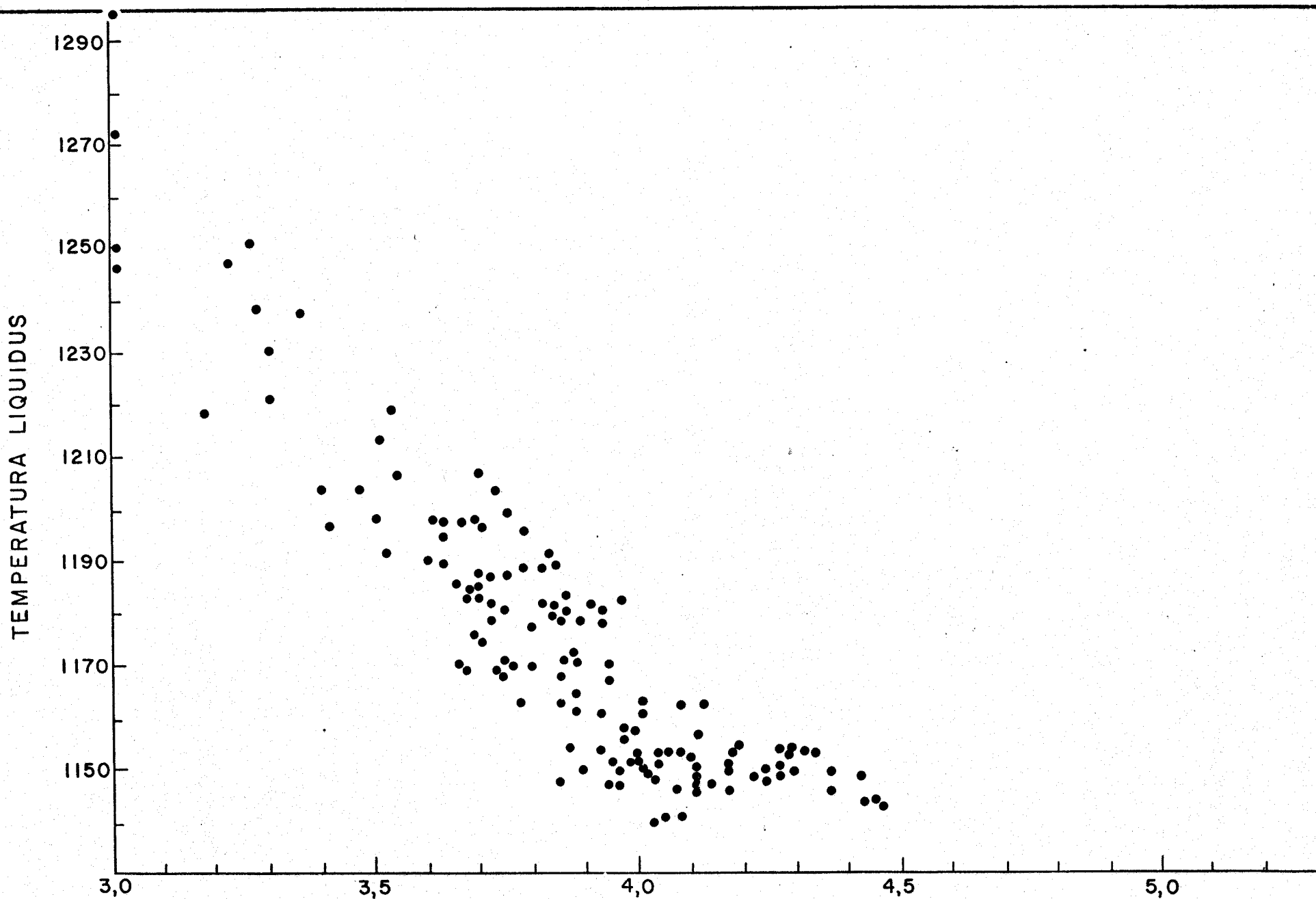


FIG- 20 $CEL = Ct + \frac{Si}{4}$

tenidos de fósforo son prácticamente despreciables, el denominador 4 del silicio en las fórmulas correspondientes es más adecuado que el 3. Y no hay que olvidar que uno de los puntos oscuros que se habían tratado en la introducción eran precisamente los denominadores aplicables a cada elemento de aleación en las fórmulas polinómicas sugeridas para la determinación de CE, CEL y SC.

En la figura 20 a se representa la recta de regresión deducida para el CEL y las ecuaciones encontradas para el CEL en la bibliografía consultada. Puede apreciarse que, dentro de la zona hipoeutéctica del eje de coordenadas, la recta se encuentra incluida dentro de las demás. Su menor pendiente puede deberse al hecho de que, por haberse ampliado notablemente el campo de experiencias, los resultados extremos pueden haber distorsionado la forma de la gráfica.

En cualquier caso, la corrección de las fórmulas obtenidas se comprueba, además, por el hecho de que sustituidos en ellas CE y CEL por 0, 3, 4 y 2,23, las temperaturas resultantes para el liquidus quedan a lo largo del tramo hipoeutéctico de la curva de liquidus en el diagrama hierro-carbono de Hansen, que es el que ha tenido aceptación más difundida.

Al ser la fórmula del CEL una simple variante de la del CE, son admisibles para ellas las mismas dudas e indeterminaciones referentes a la región hipereutéctica, y este tramo sigue siendo tan difuso como lo era el correspondiente del CE.

IV.3.3. Temperatura de liquidus TL y grado de saturación SC

Los valores obtenidos en la comparación de ambas magnitudes se representan gráficamente en la figura 21. El grado de saturación eutéctica es una variante matemática o una forma diferente de expresar los resultados obte-

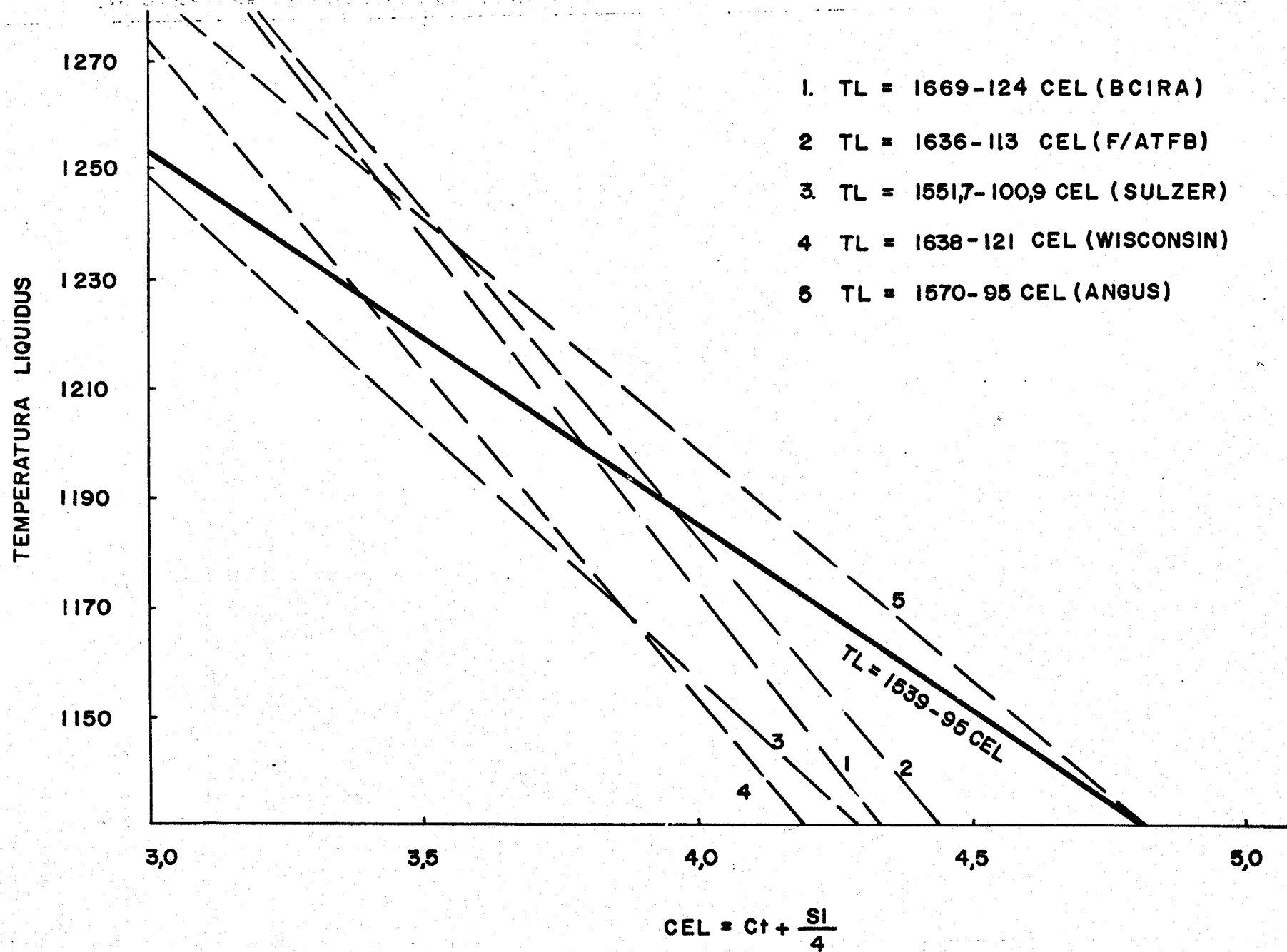
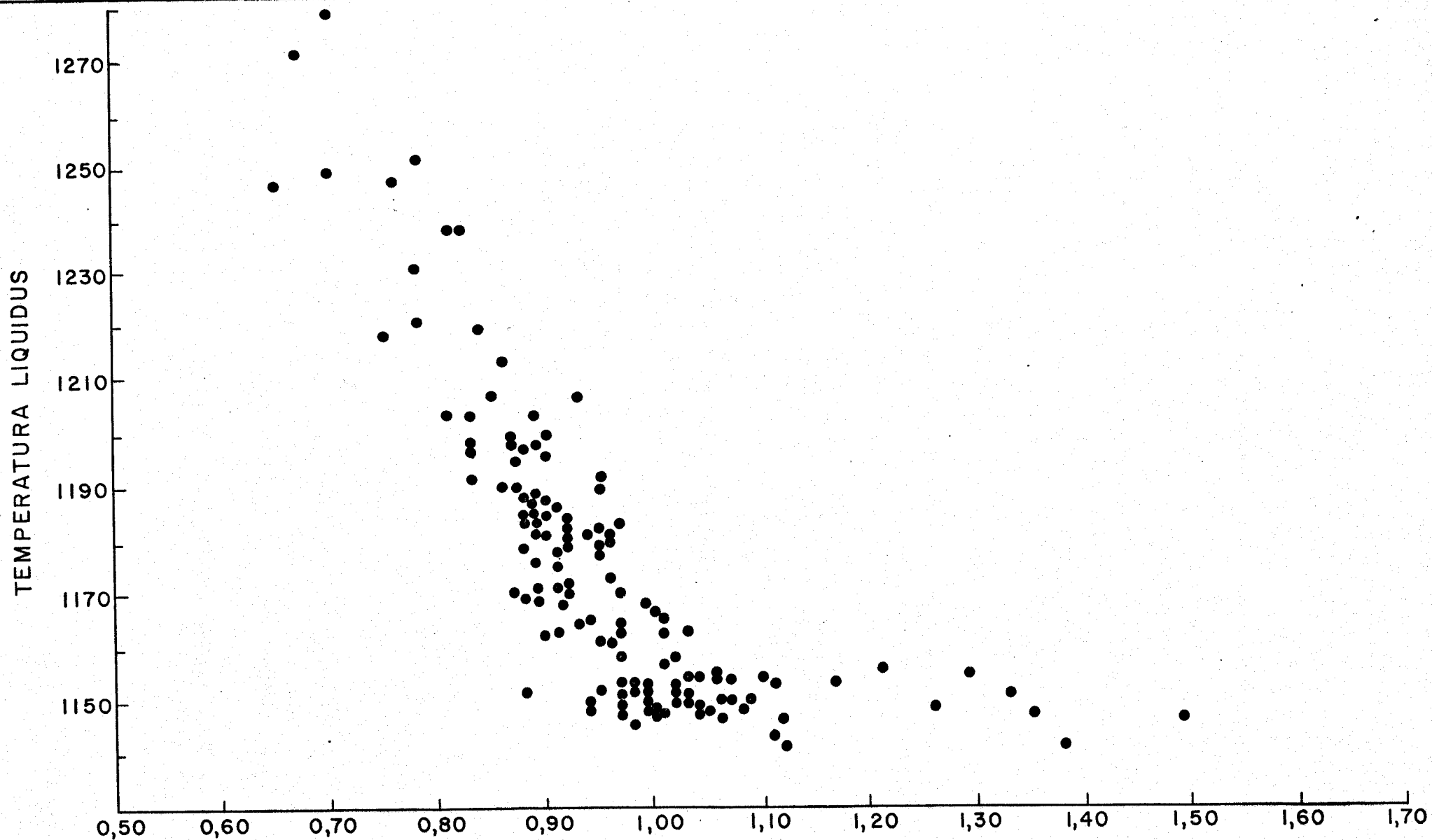


FIG.- 20 a



$$SC = \frac{C_t}{4.23 - \left(\frac{Si}{3} + \frac{P}{3} \right)}$$

FIG. - 21

nidos para el análisis de carbono, silicio y fósforo de las fundiciones estudiadas.

En consecuencia, no puede resultar extraño que aparezcan también las dos zonas encontradas para los resultados de CE y CEL. Es decir, se observa una nube de puntos inclinada, correspondiente a fundiciones hipoeutécticas de índice de saturación inferior a la unidad, y, a partir de ahí, otra colección de puntos, dispuestos en una zona sensiblemente horizontal, obtenidos para fundiciones hipereutécticas. Como en los casos anteriores ya discutidos, estos puntos son, en realidad, los de la temperatura eutéctica, puesto que la temperatura de liquidus no se ha detectado por las razones ya expuestas y en las que no se abunda.

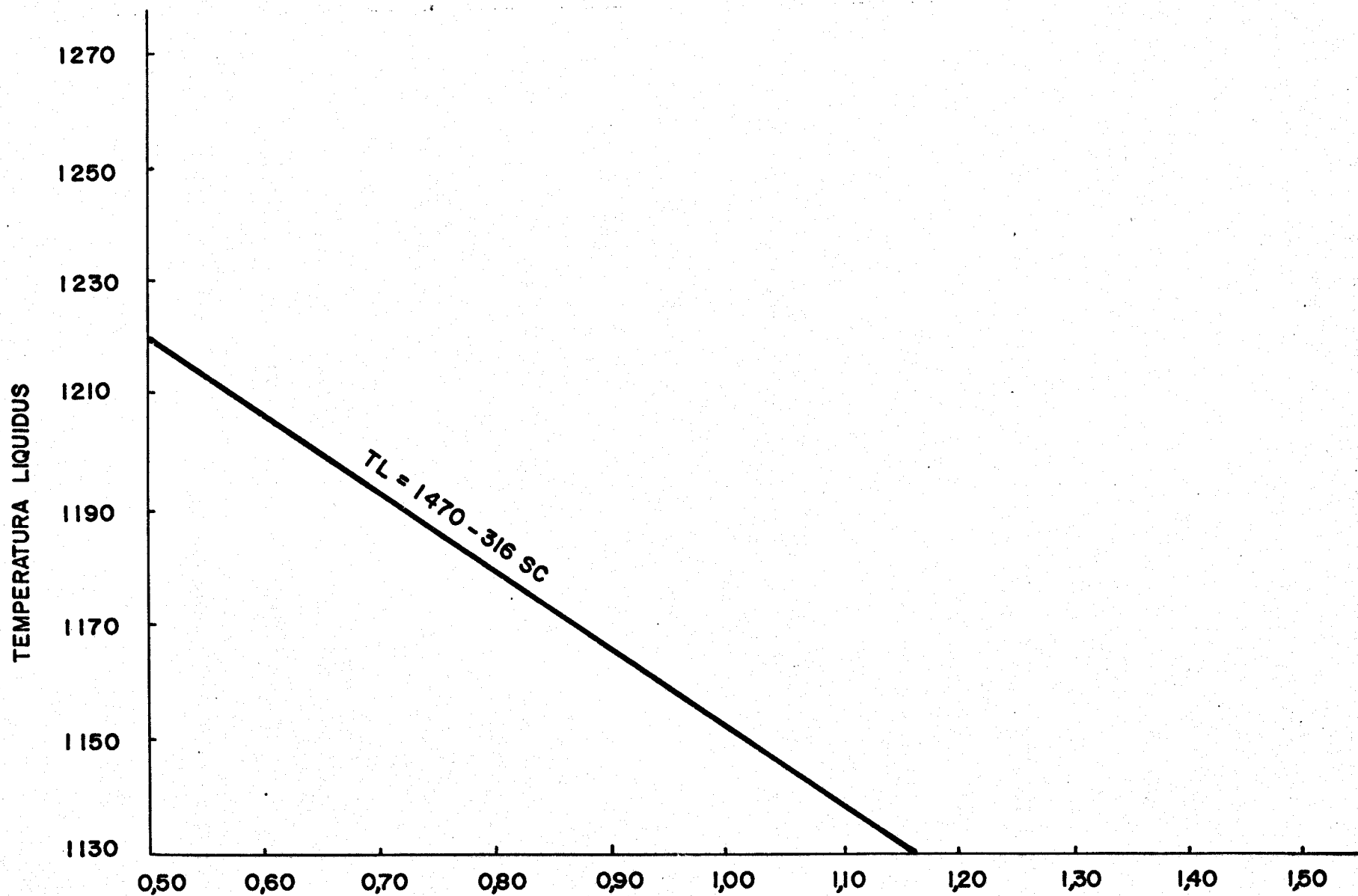
La ecuación de la recta de regresión obtenida para los valores de la temperatura de liquidus en función del grado de saturación es la siguiente:

$$TL = 1470 - 316 SC$$

La correlación que ofrece esta ecuación es 0,895. Este es un buen valor que confirma la validez de la ecuación. Si se sustituye SC por la unidad (o, lo que es igual, por su valor en el eutéctico) se obtiene una temperatura de 1154 grados centígrados, que coincide con los valores deducidos aplicando las ecuaciones anteriores y que está de acuerdo con lo observado en los diagramas hierro-carbono disponibles en la actualidad.

En la figura 21 a se representa analíticamente la ecuación anterior. No se compara con las deducidas de otras expresiones de la relación entre TL y SC por la sencilla razón de que no las hay.

Esta ausencia de resultados para el SC no debe resultar sorprendente. Durante muchos años, los investigadores se han basado en el carbono equivalente CE como parámetro de medida de la saturación en aleantes de las fundiciones, en diagramas hierro-carbono más o menos modificados en fun-



$$SC = \frac{Cf}{4,23 - \left(\frac{Sl}{3} + \frac{P}{3}\right)}$$

FIG.- 21a

ción de esos aleantes, especialmente el silicio. Más tarde, apareció el concepto del carbono equivalente en el liquidus.

Sin embargo, el grado de saturación eutéctica ha sido utilizado exclusivamente a nivel de práctica de fundición, especialmente en países de influencia germánica. La razón de esto es que la probeta de temple desarrollada por Sipp y normalizada por las normas DIN relaciona, aunque sea de forma empírica y aproximada, el grado de saturación con el espesor de zona templeada obtenida en esa cuña. A su vez, y siempre dentro de la zona de influencia germánica, se relaciona (como se verá más adelante) el SC con las características mecánicas de las fundiciones. Quiere ello decir que el fundidor, a partir de la cuña de temple que obtiene en el taller, puede predeterminar la dureza y resistencia que tendrá la fundición que está fabricando. Los errores son, sin embargo, grandes, y este ensayo es simplemente orientativo.

IV.3.4. Intervalo de solidificación ΔT y carbono equivalente CE

Antes de discutir la relación entre ambas magnitudes hay que tener en cuenta qué es lo que se entiende por intervalo de solidificación. Hablando en términos de temperatura, se llama así a la diferencia entre las temperaturas a las que se producen las respectivas paradas de liquidus y solidus en el curso del enfriamiento de una fundición líquida hasta estado sólido. Refiriéndose al diagrama hierro-carbono, el intervalo de solidificación es la distancia vertical que existe, para cada contenido de carbono (en el diagrama correspondiente a aleaciones hierro-carbono puras) o carbono equivalente (si el diagrama está modificado por la presencia de aleantes), entre la curva de liquidus y la eutéctica o de solidus.

La gráfica obtenida representando, para cada fundición, los valores del intervalo de solidificación en función de los respectivos del carbono equi

valente, se muestra en la figura 22. Aparece, como era lógico esperar, una nube inclinada de puntos correspondientes a fundiciones hipoeutécticas y, a partir de carbono equivalente igual al eutéctico 4,23 ó 4,30, un tramo perfectamente horizontal.

Esta zona horizontal presenta un valor nulo del intervalo de solidificación, lo que no es de extrañar, ya que la única temperatura registrada por los termopares es la de solidus, como ya se indicó al tratar los epígrafes anteriores.

La ecuación de la recta de regresión obtenida para el tramo inclinado de la nube de puntos es la siguiente:

$$\Delta T = 418 - 98 \text{ CE}$$

Es lógico que la pendiente sea negativa, ya que el minuendo del intervalo de solidificación, formado por la temperatura de liquidus, desciende al aumentar el carbono equivalente hasta hacerse igual a la temperatura de solidus al llegar a la composición eutéctica.

El coeficiente de correlación para esta fórmula es 0,868, que resulta correcto. Sustituyendo CE por cero aparece el intervalo de solidificación correspondiente a un acero extrasuave (prácticamente hierro puro), y sustituyéndolo por 4,23 se hace nulo, es decir, se encuentra en el valor del eutéctico.

A pesar de la satisfactoria correlación encontrada, en la bibliografía no aparece ninguna utilización del intervalo de solidificación a efectos de determinación de carbono equivalente. Esta ausencia no puede deberse a la dificultad de registro de temperaturas de liquidus de fundiciones hipereutécticas suficientemente discutida. Más bien, sería causada por la falta de seguridad que, hasta ahora, se ha encontrado en la determinación de la temperatura eutéctica TS, tema del que se hablará a continuación. Por ello, no se hace gráfica comparativa con posibles ecuaciones que pudieran existir.

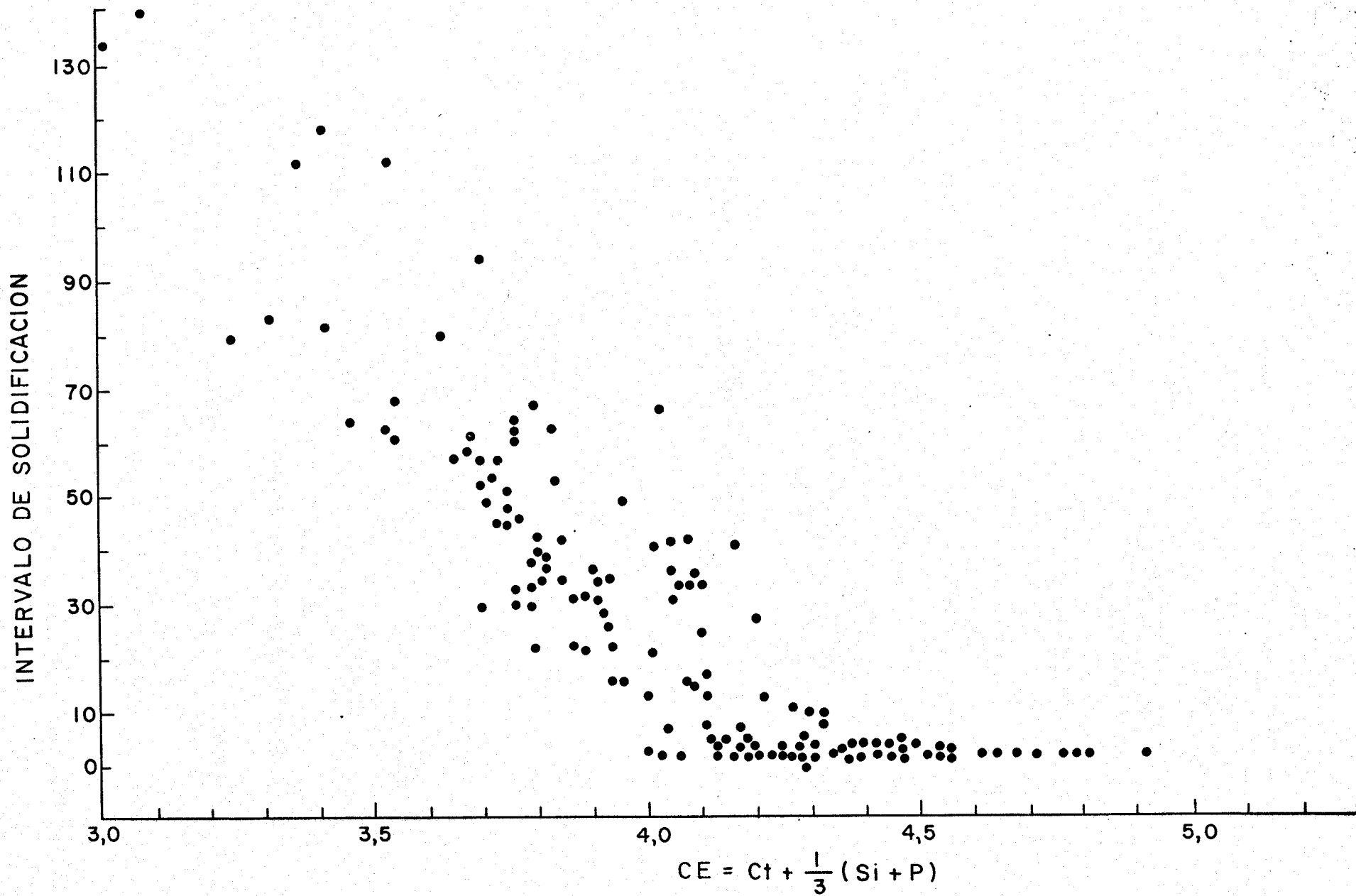


FIG.- 22

IV.3.5. Temperatura de solidus TS y carbono equivalente CE

Los términos "temperatura de solidus" y "temperatura eutéctica" son sinónimos en el diagrama hierro-carbono y, por lo tanto, se utilizan indistintamente por los investigadores.

En la figura 23 se representan gráficamente los puntos correspondientes a parejas de valores de TS en función de los respectivos de CE. Puede verse que los puntos se encuentran situados a lo largo de una franja sensiblemente horizontal.

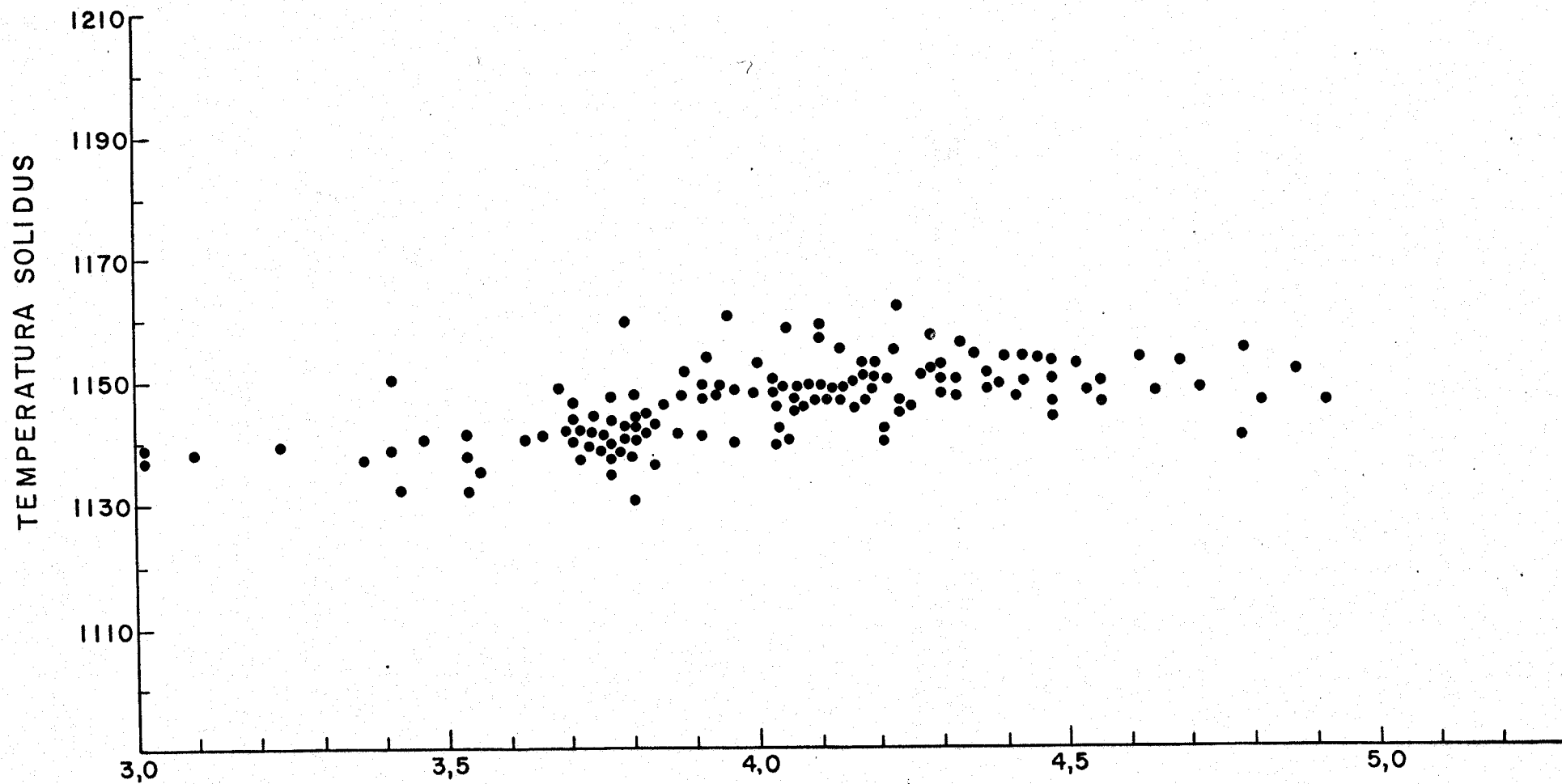
La ecuación de la recta de regresión que relaciona ambas magnitudes es la siguiente:

$$TS = 1110 + 9 \text{ CE}$$

El coeficiente de correlación obtenido para esta ecuación es igual a 0,556. Este coeficiente no es, ni mucho menos, satisfactorio. Por otra parte, el bajo valor del coeficiente de CE en la fórmula lleva a pensar que no parece clara la dependencia de la temperatura eutéctica en función del carbono equivalente.

Esto no debe sorprender, puesto que en el diagrama hierro-carbono para la aleación pura, la línea de liquidus es recta y paralela al eje de abscisas. Incluso en este diagrama hay una duplicidad de líneas, ya que se establece una (continua) para el diagrama metastable hierro-cementita, y otra (de trazos) para el diagrama estable hierro-grafito.

Tampoco resulta anormal el hecho de que los puntos de la gráfica de la figura 23 se encuentren en una franja en lugar de una línea recta. Anteriormente, se mencionó que, según varios autores, la presencia de silicio en las aleaciones hierro-carbono modifica el diagrama correspondiente. Una de las modificaciones que aparece es que la línea de solidus deja de ser una línea recta horizontal para convertirse en una franja cuya anchura y pendiente no están muy concretas.



$$CE = Ct + \frac{1}{3} (Si + P)$$

FIG.- 23

Si el estudio de las temperaturas eutécticas se hace, como los epígrafes precedentes, separadamente para las fundiciones hiper e hipoeutécticas, aparecen dos zonas o ámbitos que convergen en las cercanías del eutéctico 4,23.

El estudio matemático de las fundiciones hipoeutécticas, es decir, con carbono equivalente inferior a 4,23, aporta la siguiente ecuación para la recta de regresión:

$$TS = 1069 + 20 \text{ CE}$$

El coeficiente de correlación es 0,612, algo más favorable que el anterior, aunque tampoco satisfactorio. El coeficiente de la variable independiente es también mayor, lo que indica igualmente que en el campo hipoeutéctico hay cierta dependencia entre carbono equivalente y temperatura eutéctica.

Para las fundiciones hipereutécticas, la ecuación resulta ser:

$$TS = 1181 - 9 \text{ CE}$$

La pendiente, que ahora es negativa, tiene un coeficiente muy bajo otra vez, lo que indica escasa influencia en el valor final de la temperatura.

Parece como si la curva o hábito que engloba todas las fundiciones ensayadas se dividiera en dos zonas delimitadas más o menos claramente; la zona hipoeutéctica, en la que las temperaturas van aumentando, y la hipereutéctica, en que estas temperaturas de liquidus pasan a disminuir.

A pesar de la escasa fiabilidad de estas ecuaciones desde el punto de vista estadístico, la sustitución en ellas de CE por valores concretos origina temperaturas de liquidus coherentes y admisibles, sobre todo si se tiene en cuenta que la presencia de silicio en las aleaciones hierro-carbono modifica y distorsiona el diagrama correspondiente. En cualquier caso, vienen a aportar luz en un campo que ha sido poco tratado hasta ahora por los investigadores.

En la figura 23 a) se representan analíticamente las tres ecuaciones deducidas para la relación entre TS y CE. Es decir, la total y las dos parciales. Se ve que la total es creciente y muy poco inclinada. En cuanto a las parciales, sus inclinaciones respectivas son inversas, como era de esperar; el punto de corte de ambas se encuentra en la vecindad del eutéctico, que, una vez más, adquiere un significado relevante.

Se representa también en esta gráfica, la única ecuación hallada en la bibliografía, ecuación que ha sido sugerida por los investigadores de la Universidad de Kansas. Esta fórmula parece verdaderamente extraña, tanto que lleva a pensar que es errónea para los valores extremos.

IV.3.6. Temperatura de solidus TS y carbono equivalente en el liquidus CEL

Como ya se mencionó anteriormente, el carbono equivalente en el liquidus es una mera variante matemática del CE obtenido por cambio de denominador aplicado al silicio. Por ello, todas las consideraciones planteadas en el anterior epígrafe son válidas cuando se discute la posible relación entre el carbono equivalente en el liquidus y la temperatura eutéctica para cada fundición.

En la figura 24 se tienen los puntos correspondientes a las parejas de valores de CEL y TS en las fundiciones estudiadas. Como en el caso anterior, no hay una línea, sino una franja o zona de mayor probabilidad. Hay una pequeña diferencia, y es que el campo hipereutéctico no tiene pendiente negativa.

La ecuación de regresión para todo el conjunto de parejas de valores resulta ser la siguiente:

$$TS = 1100 + 12 \text{ CEL}$$

Con un coeficiente de correlación igual a 0,604, que no es muy satisfactorio, como en el caso anterior. Si se desglosa en dos campos, hiper

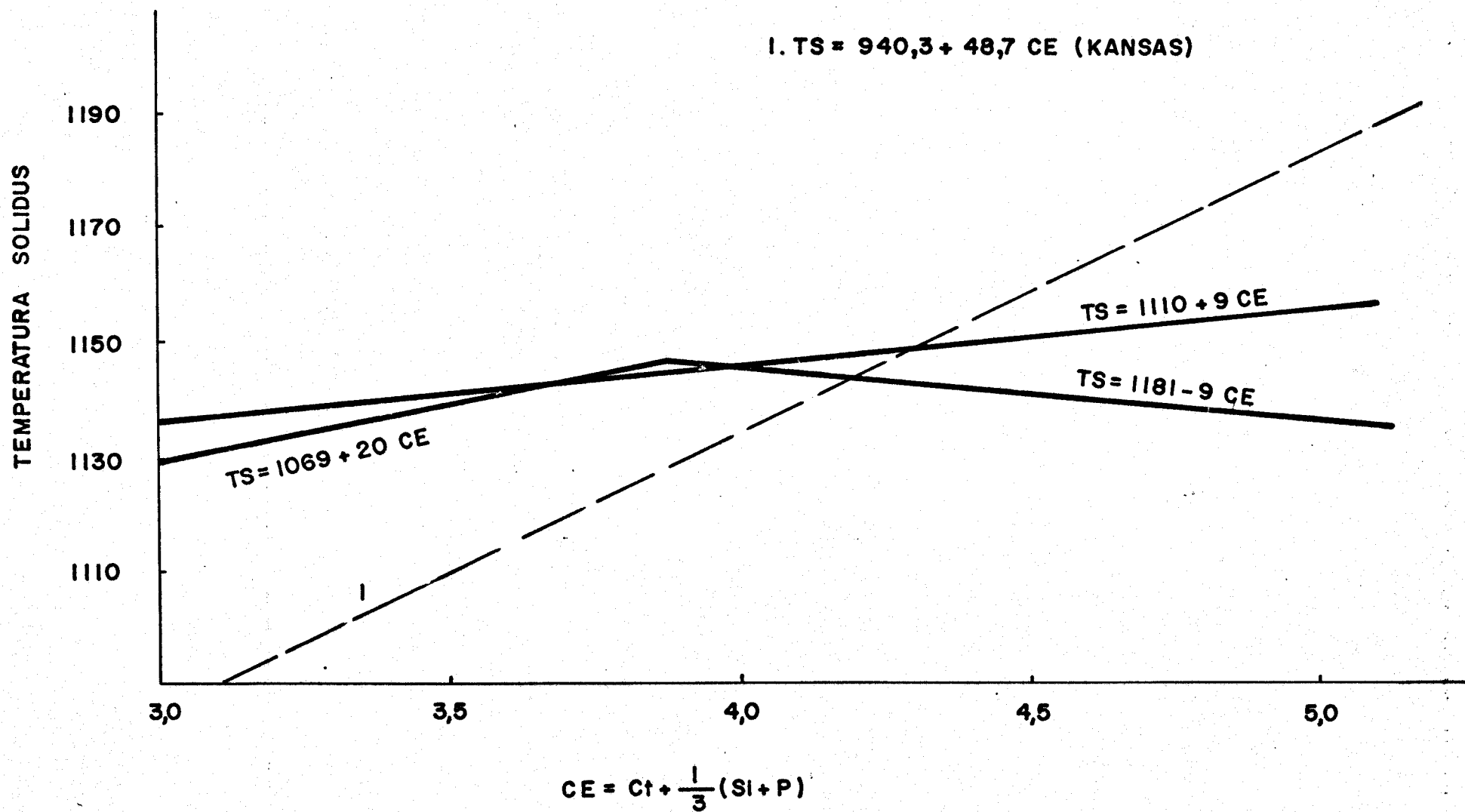
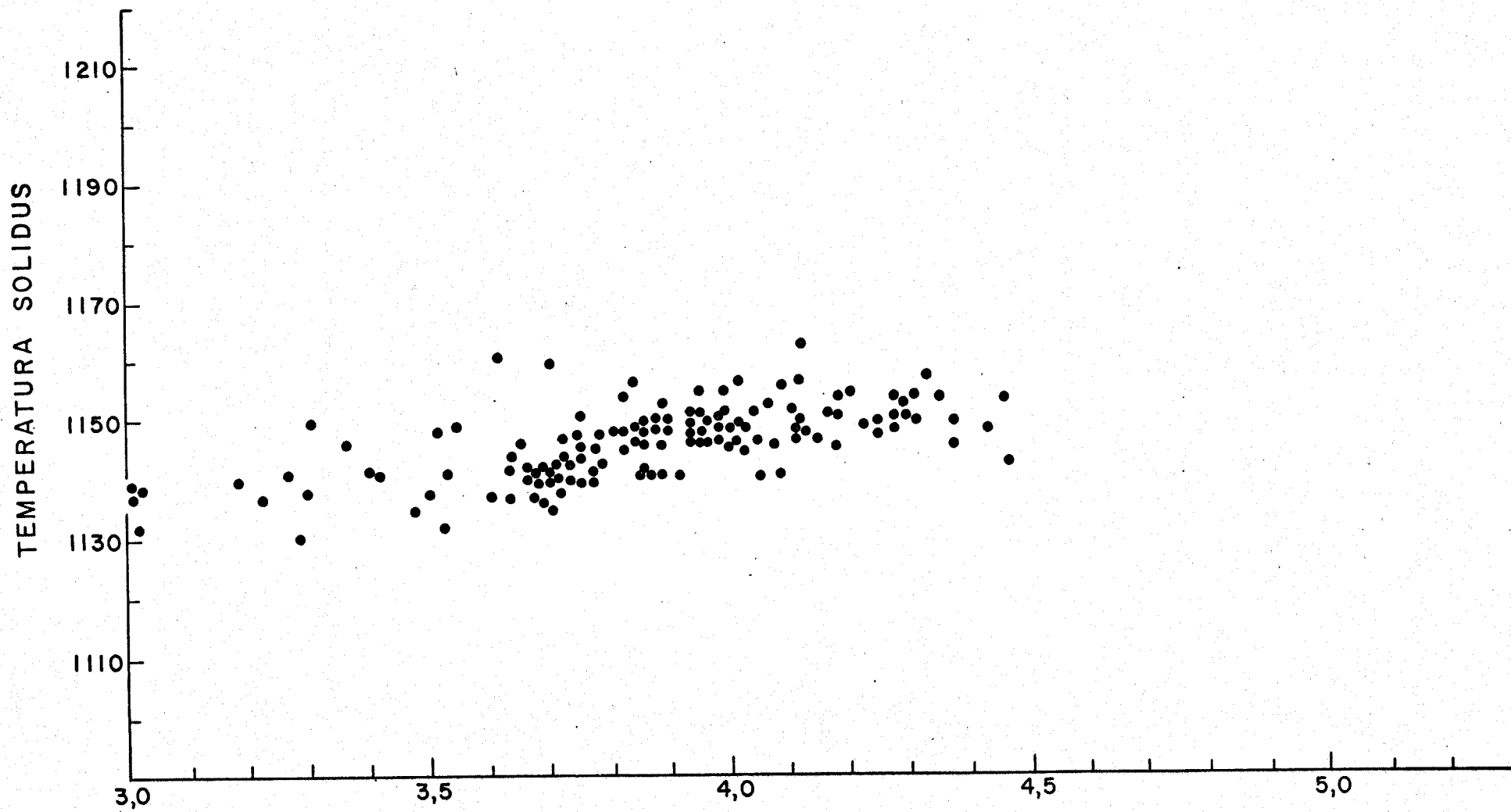


FIG.- 23a



$$CEL = Ct + \frac{Si}{4}$$

FIG. - 24

e hipoeutético, se tiene, para fundiciones hipoeutéticas, la siguiente ecuación:

$$TS = 1095 + 13 \text{ CEL}$$

El coeficiente de correlación es bajo, 0,542. Para el campo hipereutético, la ecuación es:

$$TS = 1140 + 2,6 \text{ CEL}$$

Con un coeficiente de correlación más favorable, que en este caso es de 0,770. El coeficiente multiplicador de la variable independiente en esta segunda ecuación parcial es positivo y de valor absoluto casi nulo. Esto no resulta raro si se considera que es el silicio quién modifica el diagrama hierro-carbono, convirtiendo la línea recta y horizontal del solidus en una franja con inclinación inversa en el campo hipereutético. Por otra parte, al ser mayor el denominador aplicado al silicio en la fórmula del carbono equivalente en el liquidus CEL, será menor la incidencia de ese monomio en la fórmula polinómica correspondiente.

Estas ecuaciones son correctas y la sustitución en ellas del CEL por valores numéricos resulta en temperaturas coherentes con el diagrama hierro-carbono. Dado que no hay expresiones aportadas por la bibliografía, y que las disquisiciones que podrían hacerse coincidirían con las del apartado anterior, no se abunda en el estudio analítico de la recta de regresión, tanto la global como las dos parciales.

IV.3.7. Temperatura de solidus TL y grado de saturación SC

La gráfica de la figura 52 ilustra la distribución de puntos de temperatura de solidus en función de los respectivos del grado de saturación. Una vez más, son válidos los razonamientos anteriores, ya expuestos, con rela

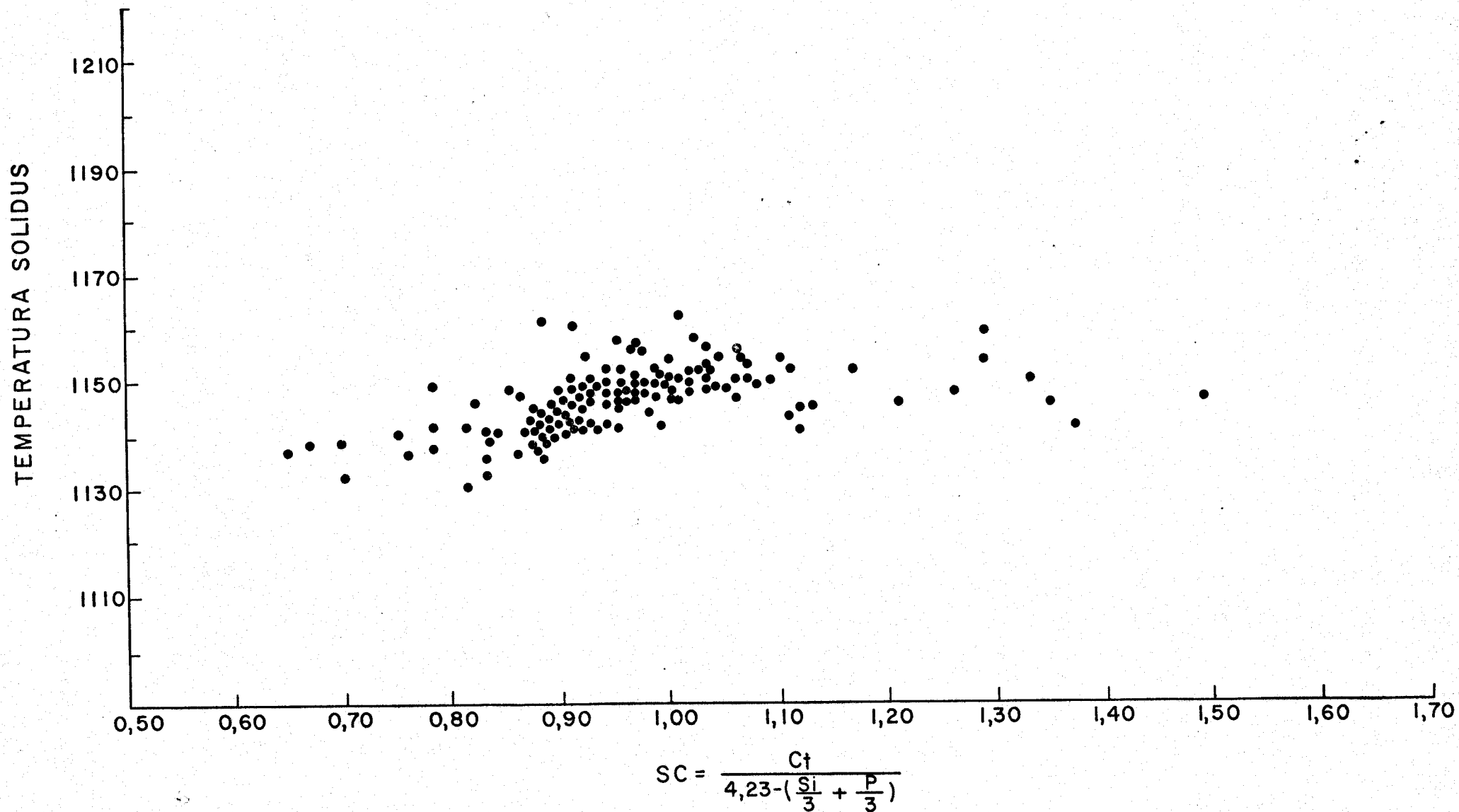


FIG.- 25

ción a todo el campo y a las jdos zonas dispuestas a cada lado respectivo del eutéctico, que, en este caso, es el de índice de saturación igual a la unidad.

Para toda la gráfica, la ecuación de la recta de regresión es

$$TS = 1125 + 22 \text{ SC}$$

Con un coeficiente de correlación poco satisfactorio, 0,459, a pesar de que el coeficiente de la pendiente del grado de saturación es mayor que en casos anteriores.

Para el sector hipoeutéctico, la relación que se establece es la siguiente:

$$TS = 1100 + 49 \text{ SC}$$

Y su coeficiente de correlación tampoco es muy favorable, 0,597. La pendiente es muy acentuada, lo que parece indicar una influencia mayor del grado de saturación en esta zona.

Para el sector hipereutéctico se tiene la siguiente ecuación:

$$TS = 1167 - 15 \text{ SC}$$

El coeficiente de correlación es bajo. La pendiente es negativa, como ya ocurría para este sector en epígrafes anteriores.

En contra de lo que parece indicar los coeficientes de correlación, estas ecuaciones son representativas, y la sustitución de SC por valores concretos resultan igualmente en valores admisibles de temperaturas de solidus.

Aunque no se representan las rectas correspondientes para no sobrecargar la presente Memoria, estas rectas de regresión se cruzan precisamente sobre el valor eutéctico, es decir, el que se encuentra para grado de

saturación igual a la unidad. La bibliografía tampoco aporta expresiones que relacione SC y TS con las que puedan contrastarse los resultados obtenidos en este trabajo.

IV.4. CARACTERISTICAS MECANICAS

No hay que olvidar que la filosofía que preside el presente trabajo de investigación está basada en los siguientes hechos o puntos de partida:

- 1) El usuario exige al fundidor que las piezas que le suministra tengan las características mecánicas (especialmente dureza y resistencia a la tracción) prescritas en el contrato de venta, en el plano de pieza o en el pliego de condiciones.
- 2) Los ensayos que miden estas características se hacen una vez fundidas las piezas, por lo que cualquier desviación de los valores prescritos es ya irremediable y la pieza en cuestión será rechazada por el cliente sin recuperación posible.
- 3) Esto obliga a desarrollar ensayos que permiten predecir las características mecánicas que tiene el caldo existente en el horno para poder hacer a tiempo las correcciones oportunas.
- 4) Estos ensayos deben, por tanto, hacerse a pié de horno y directamente a partir del caldo contenido en él.
- 5) La validez de estos ensayos deberá contrastarse, antes de su implantación, con resultados de laboratorio que acrediten la bondad de ellos.

En consecuencia, el programa de trabajo se ha planteado en dos etapas o facetas. En la primera, se intenta establecer relaciones fiables entre las características detectadas en el análisis térmico del caldo (TL, TS ó ΔT) y los componentes químicos respectivos (CE, CEL ó SC), lo que ha sido motivo

de los epígrafes anteriores. En la segunda, se estudian las relaciones que hay entre esos componentes químicos y las características mecánicas ensayadas a posteriori (R y HB), cosa que será motivo de las disquisiciones que comienzan a continuación.

Habría una tercera etapa, que sería, una vez establecidas relaciones válidas y fiables entre las magnitudes antes citadas, diseñar sistemas y aparatos que permitieran realizar el análisis térmico en el taller sin complicaciones de tipo operativo; es una etapa que se podría llamar de divulgación, y queda para trabajos posteriores.

IV.4.1. Dureza Brinell HB y resistencia a la tracción R

En el capítulo anterior, se hizo una discusión previa de la relación entre ambas magnitudes al discutir la validez de los resultados experimentales obtenidos. La figura 17 de este capítulo representaba gráficamente los puntos correspondientes a las parejas de valores de dureza y resistencia obtenidos para cada fundición considerada. A simple vista, se aprecia que existe una buena proporcionalidad entre ambas magnitudes.

La ecuación de la recta de regresión que resume esta proporcionalidad es la siguiente:

$$R = 0,2 \text{ HB} - 12,7$$

El coeficiente de correlación obtenido es bastante satisfactorio, 0,877. La sustitución de HB por un valor 100 resulta en una resistencia a la tracción de 5 kg/mm^2 , mientras que para dureza igual a 300 la resistencia sería de 39 kg/mm^2 , valores que entran dentro de lo normal, especialmente este último.

En la figura 17 a se representa analíticamente la ecuación obtenida, así como algunas encontradas en la bibliografía. También se representa la universalmente aceptada para los aceros. Antes de discutir estas rectas, hay que

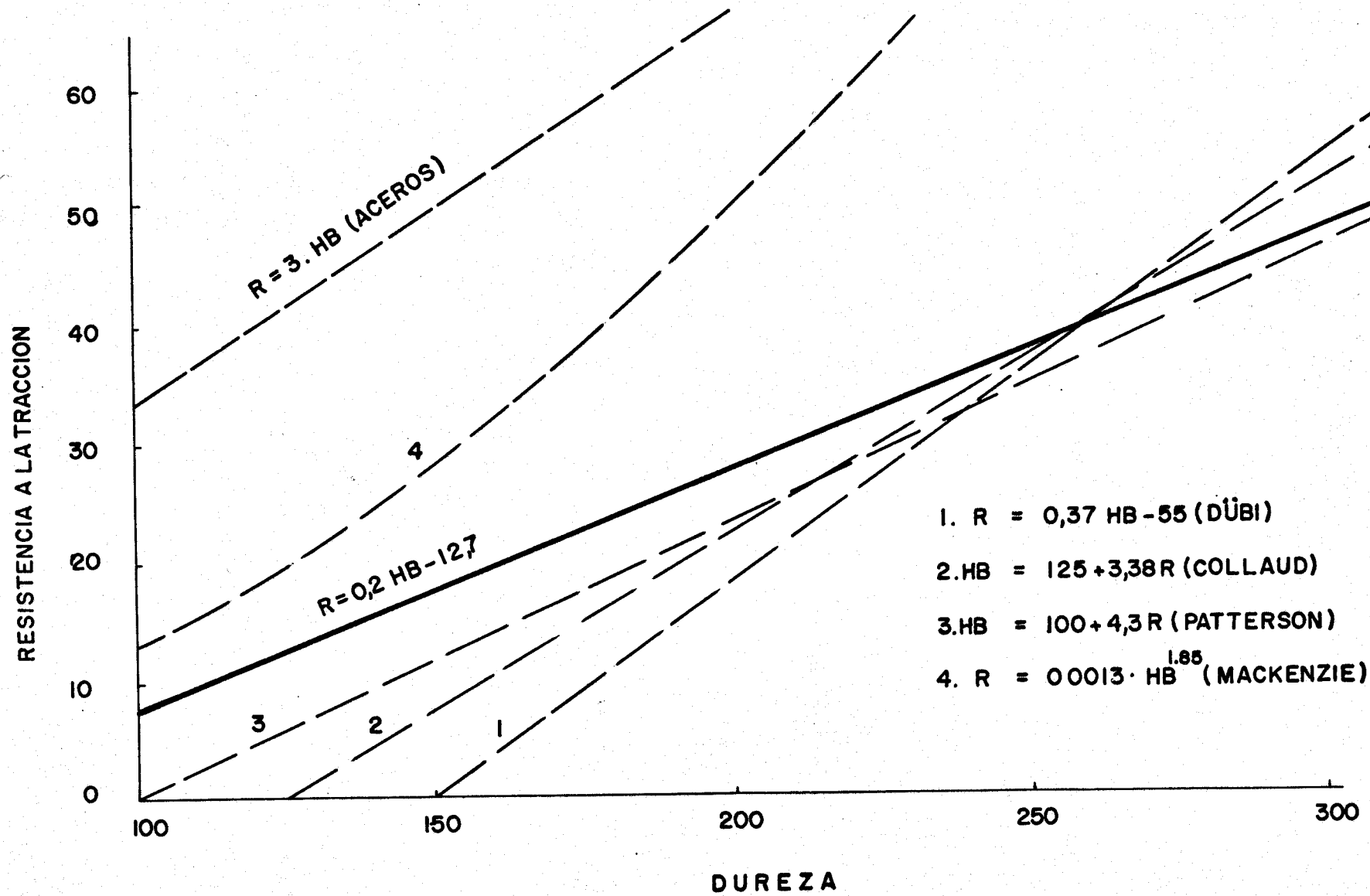


FIG.- 17 a

descartar la curva exponencial derivada de la ecuación de Mackenzie, ya que los valores de resistencia correspondientes a cada valor de dureza son mucho más elevados que los que se presentan en las fundiciones normales; más bien parece que se refirieran a fundiciones aleadas especiales.

A título orientativo y de comparación, se representa la ecuación que para los aceros relaciona ambas variables. Puede verse que es paralela a las de fundiciones, pero está muy por encima de ellas. Significa esto que para cada dureza en particular, el acero presenta una resistencia a la tracción mucho mayor, lo cual está de acuerdo con los razonamientos expuestos en los capítulos iniciales.

En ellos, se decía que "una fundición es un acero que contiene un esqueleto de grafito", y que este retículo continuo de grafito repartido en la matriz supone una discontinuidad estructural que empobrece las características mecánicas, especialmente las de tenacidad, de las fundiciones en las que se encuentra. Por eso, esta acción empobrecedora es menos intensa en las fundiciones nodulares en las que el grafito está en forma de esferas. También se habló de un carácter anisotrópico de las fundiciones en comparación con los aceros, que son un material más "fiable". No todo es desfavorable, ya que en compensación aparecen otras propiedades que convierten a las fundiciones en material más interesante para muchas aplicaciones.

La recta de regresión de la ecuación obtenida está bastante de acuerdo con las encontradas en la bibliografía. La única recta que difiere algo es la de Dübi, pero ha de tenerse en cuenta que esta última recta ha sido obtenida basándose en siete medidas de dureza y resistencia y con campos muy limitados, ya que las medidas de dureza estaban comprendidas entre 230 y 260 Brinell y las de resistencia entre 30 y 40 kg/mm²; hay que saber qué habría ocurrido si se hubiera ampliado el campo de medidas.

En cualquier caso, los resultados del ensayo en las condiciones en que se ha llevado a cabo son lo suficientemente coherentes y lógicos como para

que no se pueda poner en duda la validez del mismo de cara a su utilización para el conjunto del trabajo experimental en curso. A continuación, se comparan estos resultados con el resto de las variables estudiadas en el programa objeto de la presente Memoria

IV.4.2. Carbono equivalente CE y resistencia a la tracción R

Hay una estrecha relación entre ambas magnitudes, como puede verse en la figura 26, que representa gráficamente las parejas de valores respectivos para todas y cada una de las fundiciones estudiadas. Se aprecia un hábito o tendencia descendente, que indica, como no debe resultar raro, que la resistencia disminuye cuando aumenta el carbono equivalente.

La ecuación de la recta de regresión resultante es:

$$R = 82 - 15,6 \text{ CE}$$

El coeficiente de correlación que presenta esta ecuación es 0,814. Este coeficiente es bastante satisfactorio. Cuando se sustituye el carbono equivalente por 3 y 5 resultan resistencias iguales a 37 y 7 kg/mm², que son bastante coherentes, al menos en teoría.

IV.4.3. Carbono equivalente en el liquidus CEL y resistencia a la tracción R

Los puntos obtenidos en la comparación de ambas magnitudes se encuentran representados en la gráfica de la figura 27. La ecuación de la recta de regresión correspondiente a estos puntos es la siguiente:

$$R = 81,5 - 16,5 \text{ CEL}$$

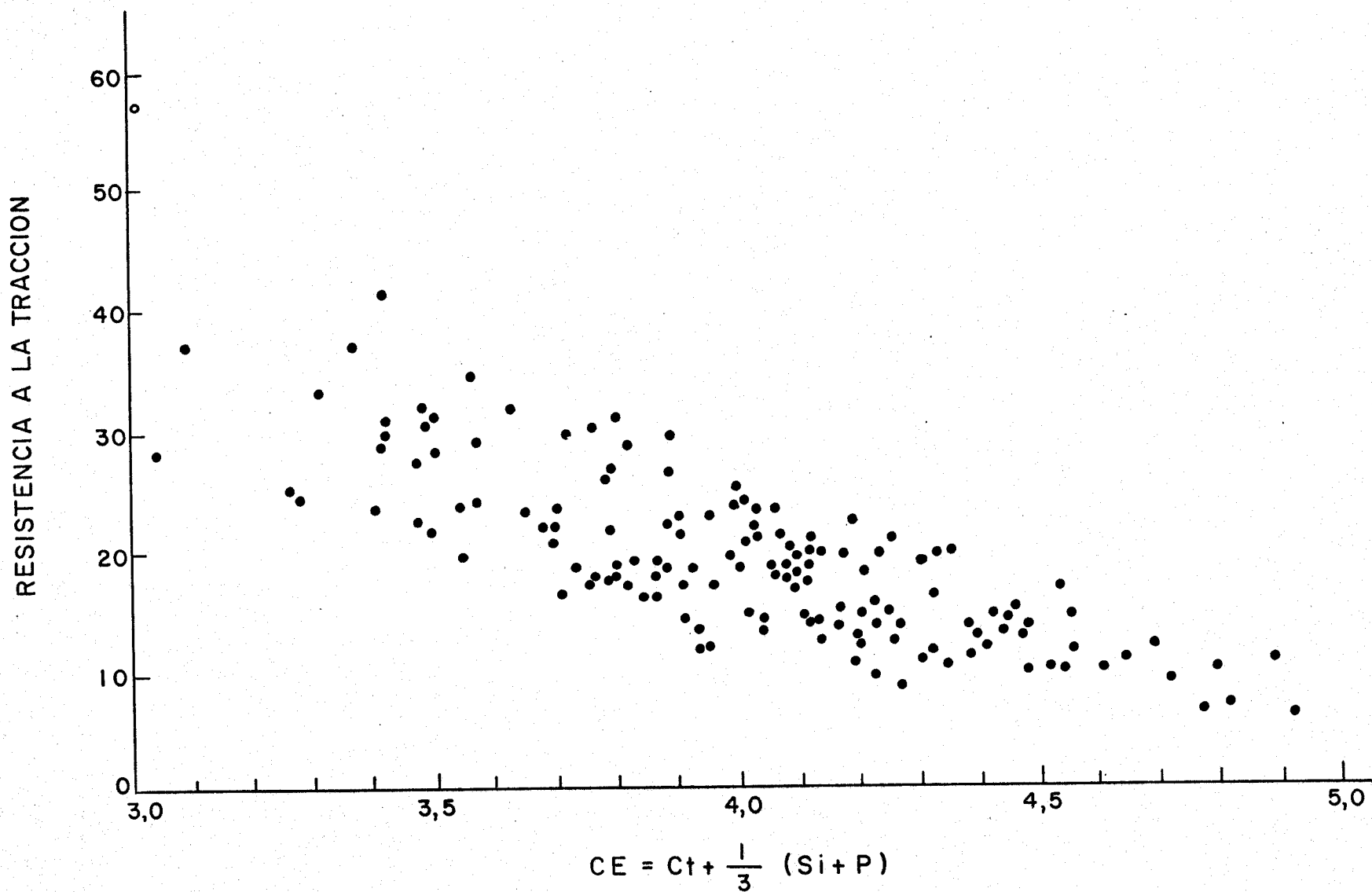


FIG.- 26

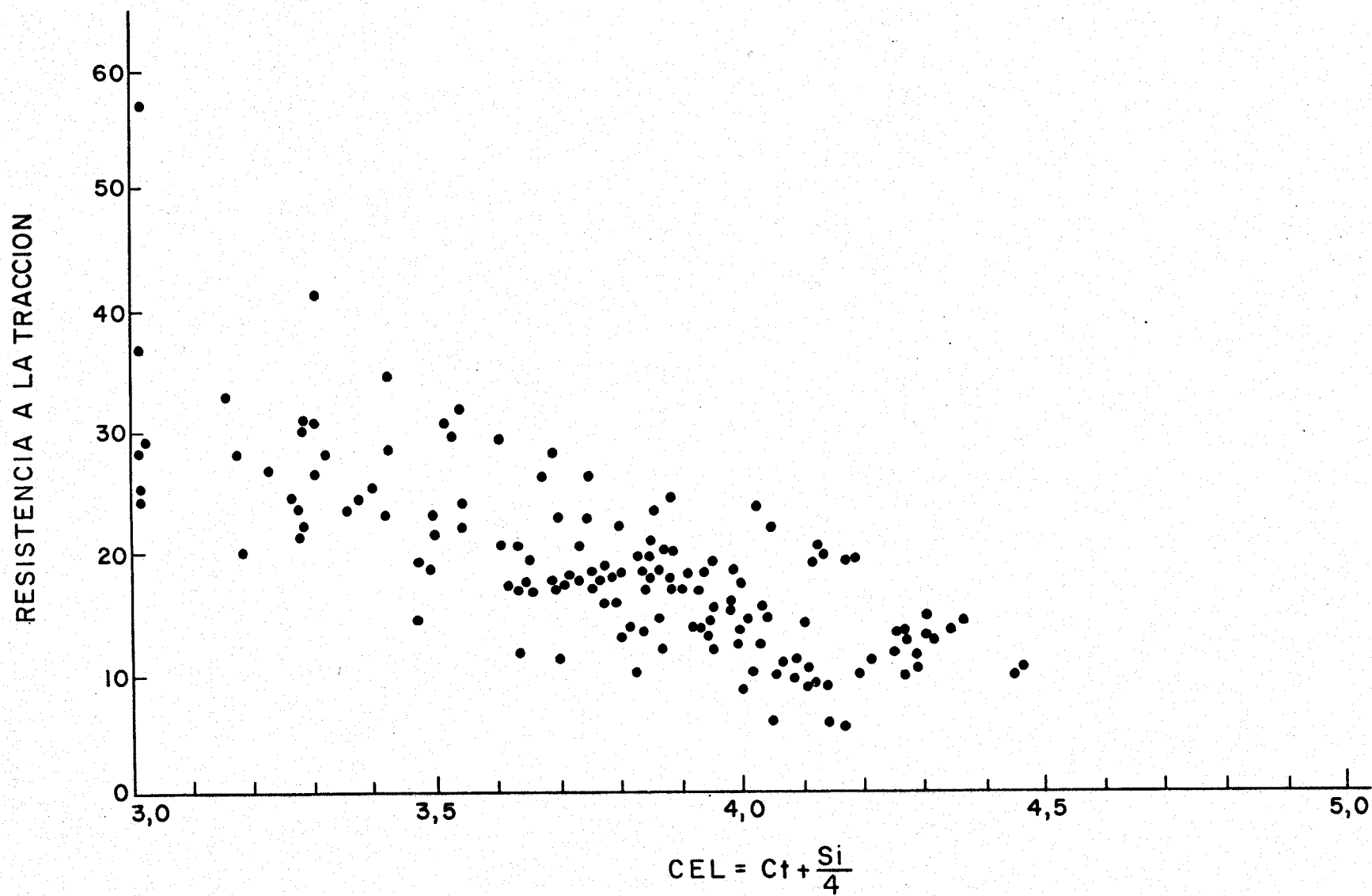


FIG.- 27

El coeficiente de correlación obtenido es 0,783, menor que en el caso anterior. Siendo una simple variante matemática de la anterior, en la que el único cambio efectuado ha sido que el silicio tiene ahora 4 por denominador en lugar de 3, parece indicar que al disminuir la incidencia del silicio en la fórmula disminuye la fiabilidad de ésta. Dicho en otras palabras, la acción modificadora que el silicio ejerce en la resistencia de las fundiciones es sustancial. Sin embargo, esto no puede tomarse como afirmación absoluta, ya que la diferencia entre ambos coeficientes es lo suficiente pequeña como para que pudiera deberse a puntos aislados y discordantes.

La sustitución del CEL en la ecuación por 3, 4 y 4,5, resulta, respectivamente, en valores de 33, 17 y 9 kg/mm² de resistencia a la tracción que por su coherencia hablan en favor de la bondad de la ecuación deducida.

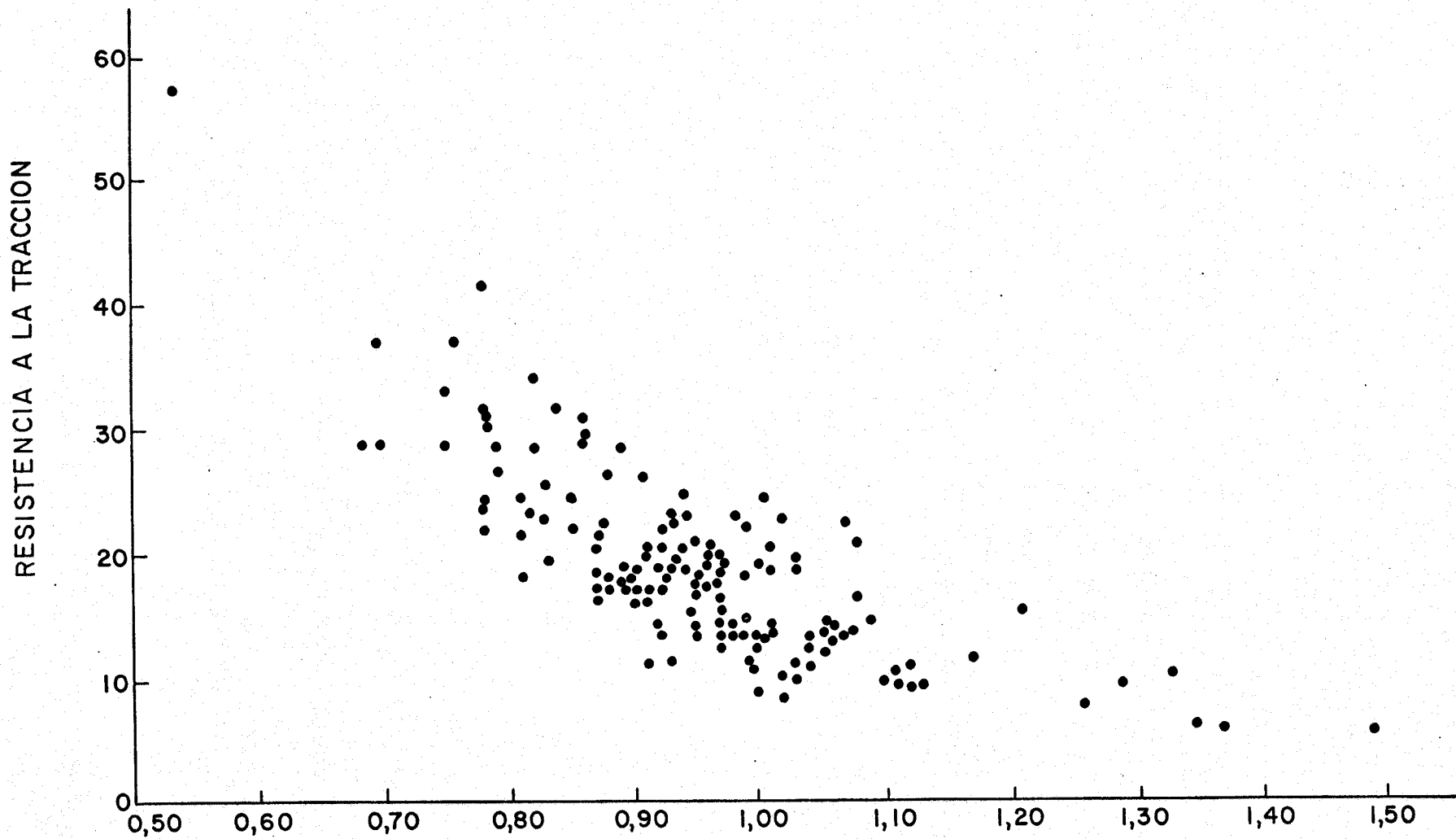
IV.4.4. Grado de saturación SC y resistencia a la tracción R

La figura 28 muestra de forma gráfica la relación entre los valores de estas dos magnitudes. La ecuación deducida para esta relación es la siguiente:

$$R = 49,2 - 31,7 \text{ SC}$$

El coeficiente de correlación que se obtiene es de 0,591, no demasiado satisfactorio. Pero esto se intentará explicar y justificar inmediatamente. Por otra parte, la sustitución del SC por 0,5, 1,0 y 1,4, da valores respectivos de resistencia iguales a 33, 17 y 4 kg/mm², que están comprendidos dentro de lo previsible, lo que parece indicar que la ecuación no es incorrecta.

En la figura 28 a se representa analíticamente la ecuación obtenida y se compara con las rectas correspondientes a fórmulas encontradas en la bibliografía.



$$SC = \frac{Ct}{4.23 - \left(\frac{Si}{3} + \frac{P}{3}\right)}$$

FIG.- 28

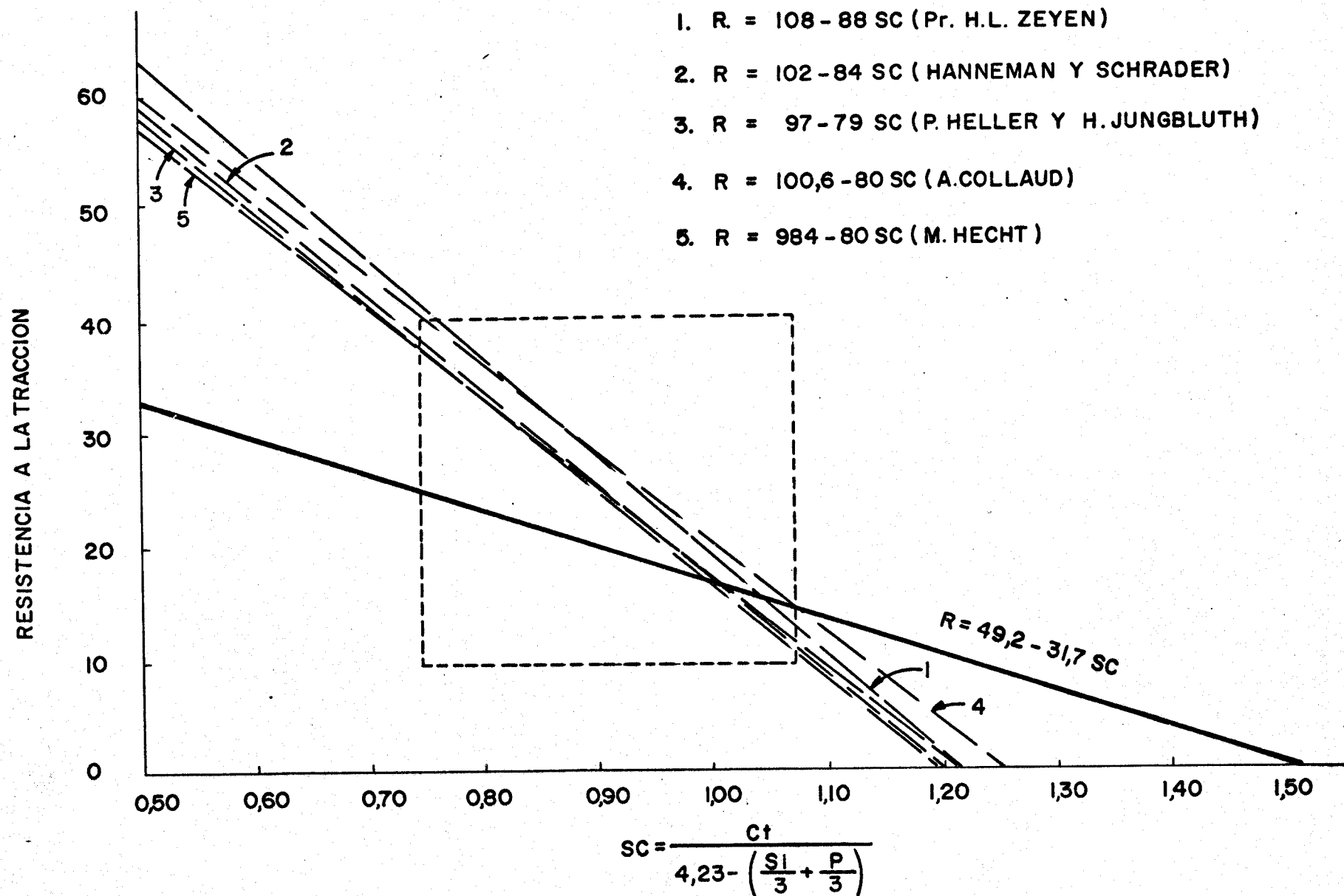


FIG.- 28 a

Puede verse que la recta obtenida no es paralela a la familia de rectas obtenidas a partir de ecuaciones aportadas en la bibliografía, y que diverge bastante de ellas. Esto, que podría interpretarse como error en los resultados, tiene su explicación si se consideran algunos hechos:

- 1) Las fundiciones correspondientes a las rectas de la gráfica han sido fabricadas en cubilote y es notoria y conocida la incapacidad del cubilote de obtener fundiciones de contenidos de carbono que no estén comprendidos en el intervalo de 2,5 a 3,5 por ciento de este elemento. En el caso del trabajo realizado para esta Memoria, se ha utilizado un horno eléctrico en el que se fabrican a voluntad cualesquiera composiciones; la simple contemplación de la tabla 2.1 a 2.13 de resultados del análisis lo demuestra fehacientemente.
- 2) Los intervalos de trabajos de estos investigadores han sido muy pequeños, ya que están meramente comprendidos entre 0,75 y 1,05 de grado de saturación, por un lado, y 10 y 40 de resistencia a la tracción, por otro. Esta limitación del campo de estudio redundará, lógicamente, en menor validez de los resultados. En cambio, en el caso presente, y gracias a la utilización de la técnica de fusión sintética de pellets prerreducidos en horno eléctrico, los índices de saturación ensayados están comprendidos entre 0,50 y 1,50 y las resistencias obtenidas varían desde menos de 10 hasta casi 60 kg/mm^2 .
- 3) Estudiando la gráfica de la figura 28, puede apreciarse que la resistencia tiende a valores asintóticos cuando se supera índices de saturación iguales a la unidad, es decir, cuando se sobrepasa el eutéctico. Esa tendencia distorsiona la recta de regresión calculada y hace que la línea que representa a esta recta tenga menor valor absoluto en su pendiente. Por ello, esta línea se cruza con las mencionadas anteriormente. Si se hiciera abstracción de los valores superiores al eutéctico, la línea obtenida sería ahora paralela a las restantes y quedándose algo por debajo de ellas, lo cual es comprensible si se considera que las fundiciones fabricadas en

este trabajo están absolutamente exentas de elementos residuales que suelen dar resistencias superiores a las que serían de esperar. Es de suponer que si estos investigadores hubieran ampliado su campo de ensayos habrían encontrado, igualmente, este efecto asintótico.

- 4) Puede ocurrir que la influencia del SC deje de ser lineal cuando se está en valores extremos, lo que obligaría a utilizar otra ecuación.

IV.4.5. Carbono equivalente CE y dureza HB

En la figura 29 se muestra gráficamente la dependencia entre ambas magnitudes. La ecuación de la recta de regresión que se obtiene de ellas es la siguiente:

$$HB = 516 - 82 \text{ CE}$$

El coeficiente de correlación calculado para esta ecuación es 0,720. La sustitución de CE por 3 y 5 resulta en unas durezas Brinell respectivamente iguales a 269 y 105. Estos resultados se encuentran dentro de un campo lógico de operación, lo que apunta hacia la corrección de la ecuación deducida.

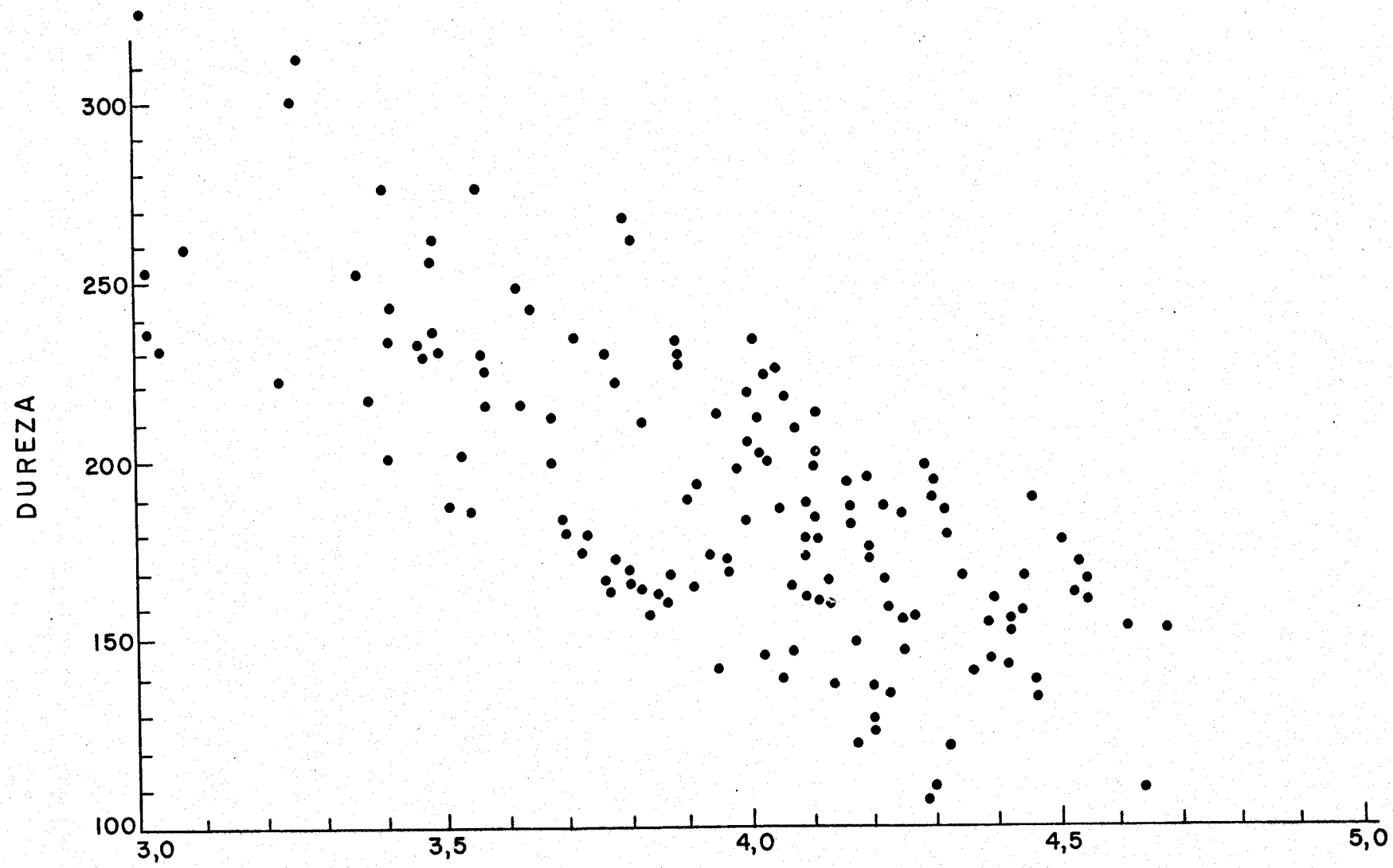
La bibliografía tampoco ofrece ecuaciones que relacionen estas dos magnitudes, por lo que tampoco se discute analíticamente los resultados obtenidos.

IV.4.6. Carbono equivalente en el liquidus CEL y dureza HB

En la gráfica de la figura 30 se representan los puntos correspondientes a las parejas de valores de CEL y HB para todas y cada una de las fundiciones estudiadas.

La expresión matemática de la relación entre ellos viene dada por la ecuación:

$$HB = 438 - 66 \text{ CEL}$$



$$CE = C_t + \frac{1}{3} (Si + P)$$

FIG.- 29

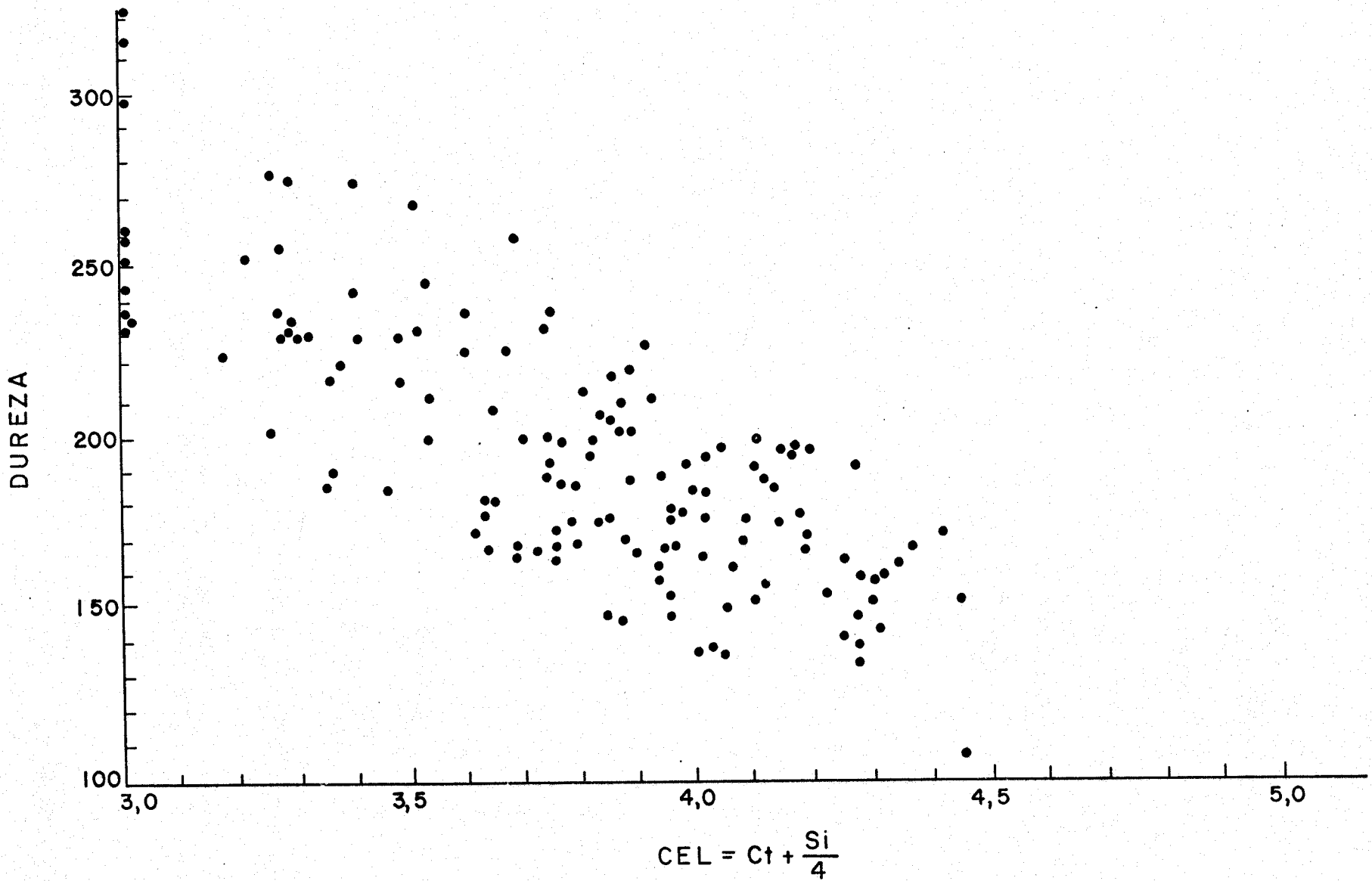


FIG.- 30

El coeficiente de correlación es menor que el anterior, 0,580. La sustitución de CEL por 3 y 4,5 proporciona valores respectivos de 240 y 151 para la dureza Brinell, valores que se encuentran dentro de un intervalo lógico. Esto habla, igualmente, en favor de la ecuación o del alto grado de aceptabilidad de los propios ensayos.

Tampoco en este caso la bibliografía aporta relaciones entre estos parámetros de las fundiciones, por lo que no se hace estudio analítico de ellas.

Sin embargo, si se compara esta ecuación con la obtenida anteriormente para CEL y HB, pueden extraerse algunas conclusiones. El valor absoluto de la pendiente es menor, lo que indica que la dureza es menos sensible a las variaciones de CEL que a las de CE. Por otra parte, el coeficiente de correlación para CEL es menor que para el CE, lo que podría indicar que hay menor influencia del carbono equivalente en el liquidus. Y, puesto que la única diferencia entre ambos parámetros es el denominador aplicado al silicio en las fórmulas polinómicas, hay que pensar que la acción del silicio sobre las propiedades mecánicas es importante y es más válida la fórmula en la que este elemento tenga menor denominador.

IV.4.7. Grado de saturación SC y dureza Brinell HB

En la figura 31 se representan los puntos obtenidos por comparación de los valores de estas dos magnitudes para cada fundición considerada. Como en casos anteriores, se aprecia un descenso en los valores de la dureza Brinell cuando aumentan los índices de saturación, es decir, al pasar del campo hipoeutéctico al hipereutéctico.

La ecuación de regresión para este conjunto de valores es la siguiente:

$$HB = 427 - 257 SC$$

Cuyo coeficiente de correlación es 0,689. En esta ecuación, y. sustituyendo SC por 0,5, 1,0 y 1,2 resultan, respectivamente, durezas Brinell

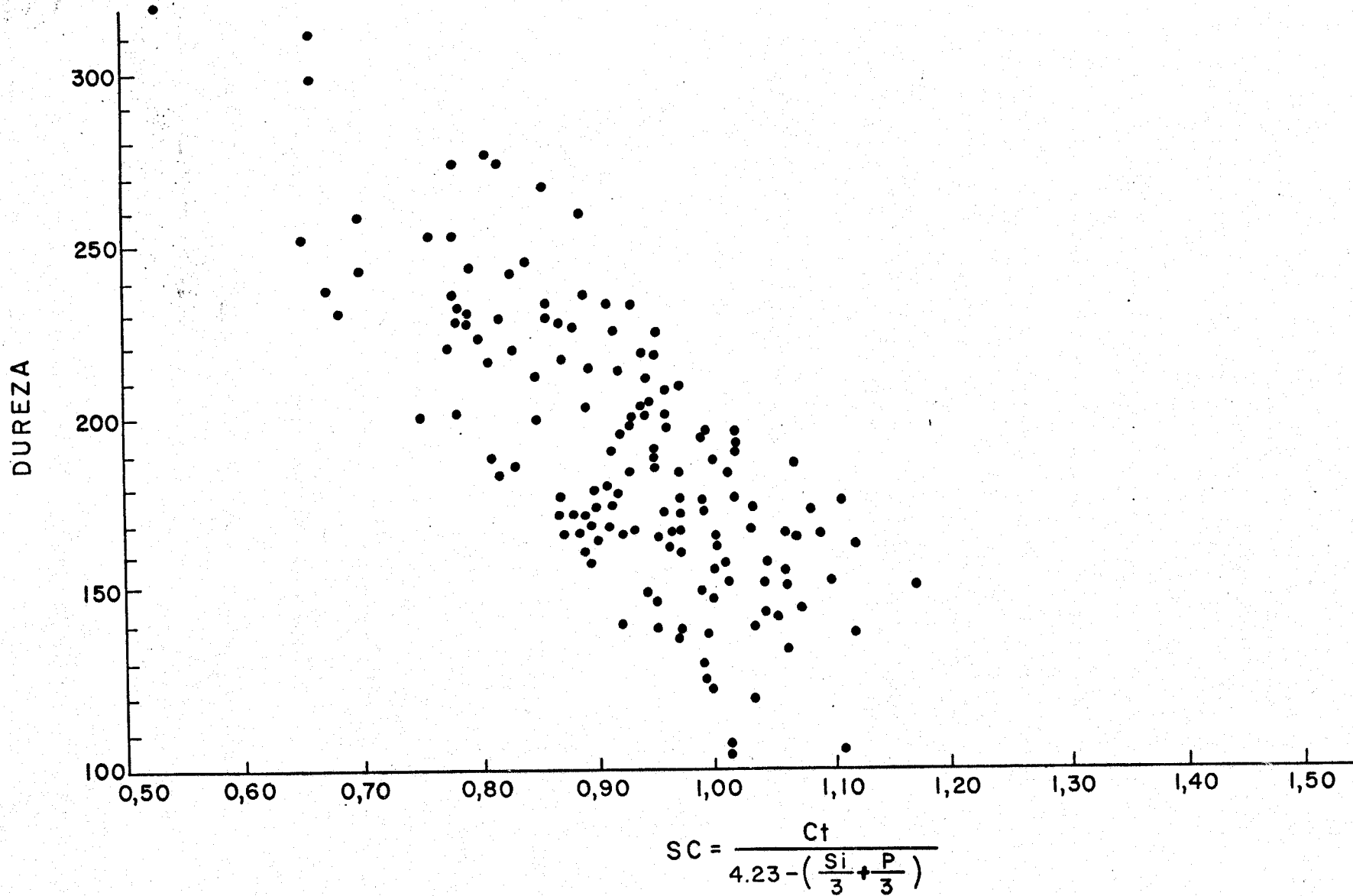


FIG.- 31

iguales a 297, 169 y 118, que están incluidas dentro del campo de valores que era de esperar.

En la figura 31 a se compara la recta deducida analíticamente para esta expresión con las correspondientes a dos ecuaciones encontradas en la bibliografía. Puede verse que encaja perfectamente en el campo de ellas, lo que confirma su validez, máxime si se tiene en cuenta, una vez más, que el intervalo de composiciones químicas de fundiciones ensayadas ha sido mucho más amplio que el tratado por los demás investigadores que se han ocupado de este tema.

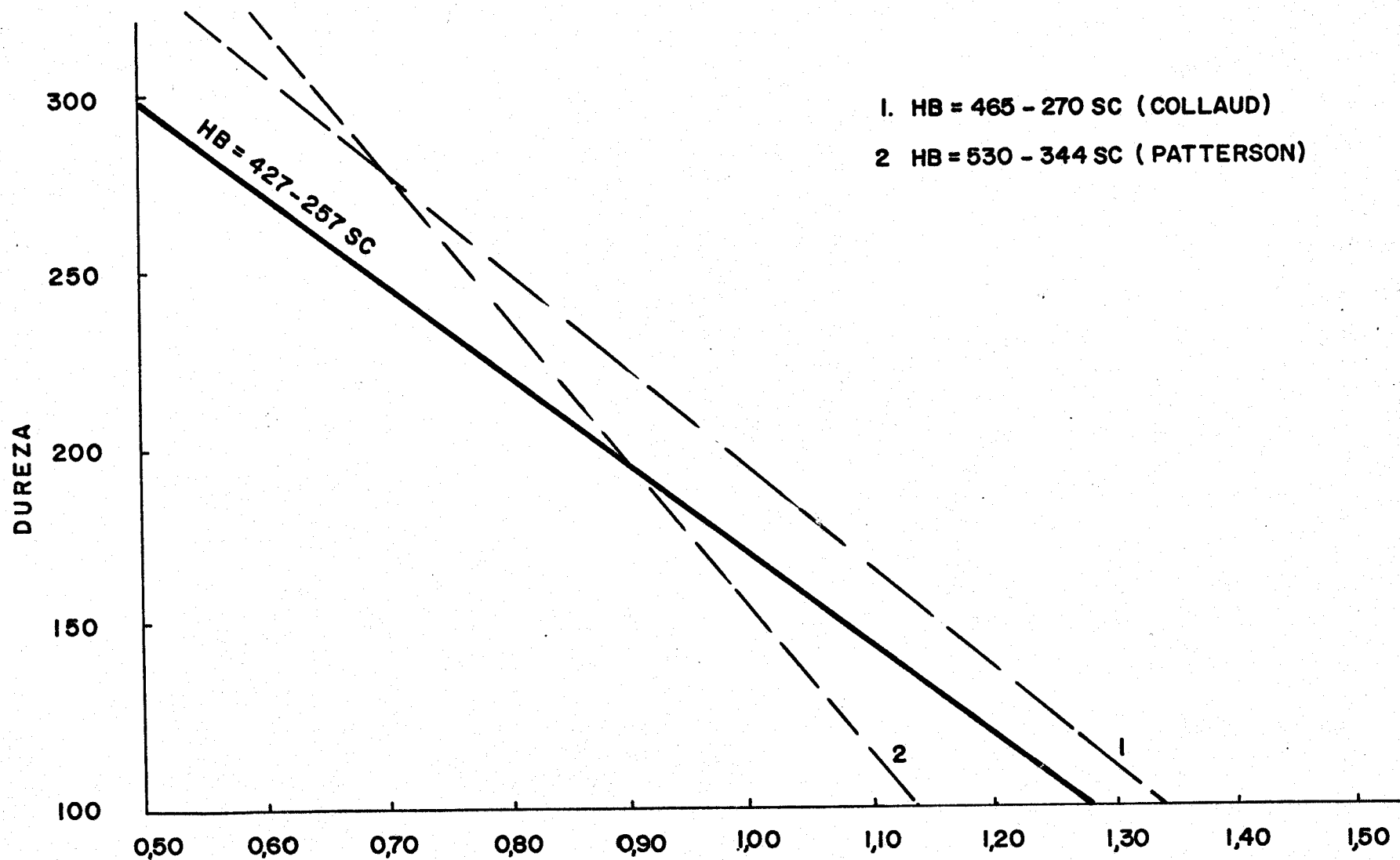
Esta ecuación es muy importante, como así la que relaciona el grado de saturación y la resistencia a la tracción. Esto se debe al hecho de que la ecuación obtenida para predecir el grado de saturación a partir de la temperatura de liquidus TL era satisfactoria. De esta forma, a partir de la curva de enfriamiento, se puede conocer el índice de saturación SC, y, a su vez, éste permite deducir las características mecánicas que tendrá la pieza fundida con el caldo en cuestión y aplicar, si fuera preciso, las correcciones de análisis que se vieran necesarias en base a las características exigidas para la pieza terminada.

IV.4.8. Sensibilidad al espesor

El caldo contenido en un molde transmite su calor a él y se enfría a su vez. Este enfriamiento continúa hasta que todo el calor de la pieza se ha disipado al molde y, finalmente, a la atmósfera exterior.

La velocidad de enfriamiento de la pieza depende, a igualdad de condiciones ajenas a ellas (gradientes de temperatura, conductividad térmica del material que compone el molde, etc.), de la masividad de dicha pieza. Esta masividad viene dada por el cociente entre su volumen y superficie exterior.

Esta velocidad de enfriamiento influye, a su vez, en la estructura y



$$SC = \frac{Ct}{423 - \left(\frac{SI}{3} + \frac{P}{3}\right)}$$

FIG.- 31a

características mecánicas de la fundición. Llegando a casos extremos, puede darse el caso (que, de hecho, se da) de que fundiciones altas en silicio que solidificarían grises según el diagrama hierro-carbono estable, lo hacen en forma de fundición blanca. Un ejemplo próximo lo constituyen las piezas de análisis que se han colado blancas en este trabajo.

La probeta escalonada de análisis mediría, según los razonamientos anteriores, la susceptibilidad al temple que pueden presentar, manteniendo constante la geometría de la pieza de ensayo, fundiciones de composiciones diferentes.

La tabla 5 y la figura 18 representan los resultados obtenidos en las pruebas realizadas en el curso del presente trabajo. Los resultados obtenidos han sido poco favorables y, como se enunció en su momento, el ensayo no es diferenciador, por lo que no se ha seguido con él.

Esto no significa, en ningún caso, que se hay operado más o que los resultados sean anómalos, ya que, a la misma conclusión, han llegado otros investigadores. Según E. Dübi y A. Collaud, es indiscutible que el efecto de masa en un molde desempeña un papel igualador de las características mecánicas, dado que la conductividad térmica de la fundición es mucho más elevada que la de la arena que constituye el molde; por tanto, el molde ha de ser considerado como un todo, y, en consecuencia, las características mecánicas serán menos dispersas que las observadas en piezas de diámetros diferentes coladas aisladamente.

En consecuencia, este ensayo no se ha tenido en cuenta para el estudio general, aunque queda como posible tema a tratar en trabajos posteriores.

IV.5. CARACTERISTICAS ESTRUCTURALES Y METALOGRAFICAS

Todas las fundiciones fabricadas, a excepción de las de carbonos equivalentes muy bajos, han sido obtenidas con estructuras de fundición gris perlí-

tica. Las de carbono equivalente bajo presentaban cantidades sustanciales de cementita y las de carbono equivalente alto eran, por el contrario, básicamente ferríticas.

Como en el caso de la sensibilidad al espesor, tampoco se ha obtenido resultados válidos en el recuento de células eutécticas por unidad de superficie. Se intentaba investigar la posible incidencia de los parámetros de enfriamiento sobre el número de células eutécticas y, a su vez, de éste sobre las propiedades mecánicas de las piezas, a fin de obtener posibles relaciones similares a las obtenidas en los epígrafes anteriores.

Desgraciadamente, las dificultades de tipo operativo han hecho poco fiables las medidas del número de células eutécticas por unidad de superficie. Los resultados obtenidos son dispersos y la interpretación no es muy clara, por lo que ha sido necesario prescindir de ellos.

En cualquier caso, las muestras metalográficas existen y están archivadas. Estas muestras quedan disponibles para insistir en la puesta a punto de métodos de control metalográfico, así como de otras magnitudes físicas, tales como medidas de calor específico, conductividad térmica, conductividad eléctrica, difracción de rayos X, etc., quedando, en consecuencia, un campo abierto para ulteriores investigaciones.

C A P I T U L O V

V. RESUMEN, CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES DE FUTURO

V.1. RESUMEN

En este trabajo, y confirmando la experiencia existente, se comprueba que las fundiciones, a diferencia de los aceros, no son un material absolutamente fiable, por lo que cualesquiera conclusiones que se obtengan sobre ellas tienen validez exclusivamente estadística. En consecuencia, han de apoyarse en un gran número de experimentos; así se ha hecho en el presente trabajo, como puede comprobarse.

El intervalo de composiciones y calidades de fundición que se han estudiado ha sido amplísimo, por lo que las conclusiones derivadas de los resultados obtenidos son aplicables a cualesquiera aleaciones hierro-carbono-silicio utilizadas en la práctica normal de fundición.

Para no introducir variables insospechadas y resultados erráticos, no se han estudiado las fundiciones inoculadas y las fuertemente aleadas, quedando abierto este campo para trabajos posteriores.

V.2. CONCLUSIONES

- 1) El análisis térmico de una fundición (hecha la salvedad de las hipereutécticas) permite predecir, con buenos márgenes de seguridad, la composición química de la misma mediante la aplicación de fórmulas matemáticas sencillas. A continuación, se reproducen las que presentan un índice de correlación más alto:

TL = 1513 - 85 CE

TL = 1539 - 95 CEL

$$TL = 1470 - 316 SC$$

$$\Delta T = 418 - 98 CE$$

Estas fórmulas relacionan la temperatura de liquidus (TL) y el intervalo de solidificación (ΔT) con el carbono equivalente (CE), carbono equivalente en el liquidus (CEL) y grado de saturación (SC).

- 2) El problema inverso (excepto, claro está, para fundiciones hipereutécticas) es también factible. Es decir, conocidos los puntos críticos que se desea presente el baño, se puede actuar sobre la composición química del mismo por medio de las adiciones aleantes oportunas para que los puntos críticos que presente sean los previstos.
- 3) Conocida la composición química de la fundición, es posible conocer las características mecánicas que presentarán las piezas elaboradas con ese material, por medio de las siguientes fórmulas:

$$R = 0,2 HB - 12,7$$

$$R = 82 - 15,6 CE$$

$$R = 81,5 - 16,5 CEL$$

$$HB = 516 - 82 CE$$

$$HB = 427 - 257 SC$$

Estas fórmulas relacionan la resistencia a la tracción (R) y dureza Brinell (HB) entre sí y con el carbono equivalente (CE), carbono equivalente en el liquidus (CEL) y grado de saturación (SC).

- 4) También se puede resolver el problema inverso. Ello supone que cuando han de cumplirse unas características

mecánicas determinadas en la pieza fundida es posible, mediante las fórmulas antes citadas, saber la composición química que ha de presentar la fundición elaborada. Es innecesario decir que estas fórmulas pueden reflejarse en ábacos.

- 5) En la práctica de la fundición, esto se traduce en la factibilidad de planificar la composición de una fundición para que presente las características deseadas y de corregir mediante ferroaleaciones las posibles desviaciones de los puntos críticos que se observen en el análisis térmico de los caldos de fundición.

V.3. RECOMENDACIONES DE FUTURO

El trabajo objeto de la presente Memoria es importante, no ya intrínsecamente, sino por las posibilidades de prolongación y nuevo desarrollo que abre. En este sentido, se puede decir que no es un fin de trayecto, sino simple eslabón de una cadena.

A lo largo de la exposición, se han ido examinando diversos problemas que no quedaban suficientemente resueltos o que suponían otras posibles vías de actuación. Como consecuencia, pueden proponerse los siguientes temas de investigación para el futuro:

- 1) Puesta a punto de aparatos sensibles y manejables para el análisis térmico. Aplicación de esta técnica al estudio de fundiciones hipereutécticas, hierros fosforosos e, incluso, aleaciones no férricas.
- 2) Sensibilidad al espesor de las fundiciones, es decir, influencia del espesor de las piezas fundidas sobre la dureza y resistencia que presentarán.

- 3) Puesta a punto de relaciones entre la microestructura de las fundiciones, especialmente del número de células eutécticas, y los puntos críticos y características mecánicas de aquéllas.

B I B L I O G R A F I A

B I B L I O G R A F I A

- (1) A. P. Gagnebin. "The Fundamentals of Iron and Steel Castings". International Nickel Company, Nueva York, 1957.
- (2) B. A. Rogers. "The Nature of Metals". American Society for Metals, Cleveland, Ohio, 1964.
- (3) P. Bidulya. "Steel Foundry Practice". (Traducción del ruso por Anatoly Troitsky). Mir Publishers, Moscú, 1968, p. 23-33.
- (4) M. F. Taylor, M. C. Flemings, J. Wolff. "Foundry Engineering". John Wiley, Nueva York, 1959.
- (5) L. F. Porter, P. C. Rosenthal. "Transactions of the American Foundrymen Society", 1952, p. 317-320.
- (6) G. Cola, A. Scaccia. "Integrazione della Determinazione del Carbonio equivalente nel Quadro delle Prove inmediata di Fonderie". "La Fonderia italiana", septiembre 1975, p. 265-279.
- (7) Henri Laplanche. "Les Fontes et leurs Traitements Thermiques". Metallurgie Structurale, tomo 1 y tomo 2, Pyc Edition-Des Forges, París, 1975.
- (8) R. W. Ruddle. "The Solidification of Castings". The Institute of Metals, Londres, 1957.
- (9) J. Datsko. "Material Properties and Manufacturing Processes". John Wiley, Nueva York, 1966.
- (10) M. Hecht. "Analyse Thermique dérivés et controlés des Fontes a Graphite Sphéroidal". Fonderie, junio 1978, p. 181-182.

- (11) Leeds & Northrup. Información restringida.
- (12) M. J. Le Gal, M. P. Mathon. 36º Congreso Internacional de Fundición , Belgrado, septiembre 1969. (Comunicación nº 9).
- (13) C. R. Loper, R. W. Heine, M. D. Chaudhari. "Thermal Analisis for Structure Control". 2º Simposio Internacional sobre la Metalurgia de las Fundiciones. Ginebra, 29-31 mayo 1974, p. 639-655.
- (14) K. H. Caspers. "Testing and Control Measurements on the Eutectic Solidification of Cast Iron with Lamellar Graphite". L & N Measurement-Tips, agosto 1973.
- (15) K. H: Caspers. "Evaluation par Analyse Thermique de l'effet de l'inoculation des Fontes". Giesserei, nº 20, 1974, p. 611.
- (16) C. H. Desch. "Text-Books of Physical Chemistry. Metallography". Longmans, Green and Co., Londres, 1922.
- (17) M. Hansen, K. Anderko. "Constitution of Binary Alloys". MacGraw Hill, Nueva York, 1959.
- (18) M. P. de Andrés Sanz. "El diagrama hierro-carbono y los fundamentos de los tratamientos térmicos de los aceros". Editorial Montecorvo, Madrid, 1962.
- (19) "Métaux et Alliages d'addition utilisés en fonderie de métaux ferreux". Editions Techniques des Industries de la Fonderie, París, 1917.
- (20) J. C. Wallace. "Influence of minor elements including Sulphur on the Morphology of Cast Irons". 2º Simposio Internacional sobre la Metalurgia de las Fundiciones". Ginebra, 29-31 mayo, 1974, p. 583-602.

- (21) J. Czikel. "Influencia del espesor de pared en las piezas de fundición de grafito laminar. Representación moderna". Colada, vol. 12, nº 3, marzo 1979.
- (22) F. E. Kasch. "Carbon equivalent by Cooling Curves - A rapid and Practical Test". Modern Casting, junio 1963, p. 266-274.
- (23) "Carbon Equivalent by the Cooling Curve Test". Gray Iron Research Institute. Report 252, septiembre 1961.
- (24) R. Döpp, D. Blankenagel. "Zur Thermischen Analyse von Temperguss und Grauguss". Giesserei, abril 1979, p. 182-186.
- (25) B. J. Hribovsek, B. Marincek. "Thermal Analysis of Bulk Solidified Cast Iron Melt". 2º Simposio Internacional sobre la Metalurgia de las Fundiciones. Ginebra, 29-31 mayo, 1974, p. 659.
- (26) R. Jelley, J. G. Humphreys. "Rapid Thermal Analysis as an aid to Quality Control of Cast Iron". The British Foundryman. Enero 1962, p. 1-7.
- (27) R. Jelley, J. G. Humphreys. "How to estimate Cupola Metal Composition by means of Cooling Curves". B.C.I.R.A. Journal, septiembre 1961.
- (28) J. G. Humphreys. "Effect of Composition on Liquidus and Eutectic Temperatures of Cast Iron". B.C.I.R.A. Journal, septiembre 1961.
- (29) R. Verriest. "Evaluation rapide de l'equivalent en Carbone des Fontes". La Fonderie Belge, octubre 1965, p. 304; enero 1966, p. 11-20.
- (30) L. Hall. "The Thermal Analysis Technique applied to Cast Irons of Low Carbon Equivalent Value". BCIRA Journal, Report 742, julio 1964, p. 419-423.

- (31) W. Oldfield. BCIRA Journal, enero 1962, p. 17-27.
- (32) A. Collaud. "Le problème de la Qualification des Fontes Grises et le rôle de la Structure Secondaire". XXVII Congreso Internacional de Fundición, Zurich, 1960, p. 85-106.
- (33) A. Moore. "Measurement of Carbon Equivalent Liquidus values in hyper-eutectic Flake-Graphite Irons". Foundry Trade Journal, 30 diciembre 1971, p. 885-890.
- (34) H. Jass, H. Hanemann. Die Giesserei, junio 1938, p. 193-199.
- (35) G. Brinkmann, P. Tobías. Die Giesserei, septiembre 1942, p. 317-320.
- (36) J. Coppolani, J. C. Margerie. "Analyse Thermique des Fontes contrôlé dans les Ateliers". Revue de Metallurgie, julio-agosto 1965, p. 649-665.

UNIVERSIDAD DE SEVILLA
FACULTAD DE CIENCIAS QUIMICAS

Reunido el Tribunal integrado por los abajo firmantes
en el día de la fecha, para juzgar la Tesis Doctoral de
D. José Luis Enríques Boeciano
titulada: "El análisis térmico de la fundición
y las propiedades de la misma".
acordó otorgarle la calificación de Sobresaliente en banda

Sevilla 27 de marzo 1.981

El Vocal.

El Vocal.

El Vocal.

El Presidente,

El Secretario,

El Doctorado

Juan Martínez

Joaquín Herrero

J. J. J.

S. S. S.