

AFOSR 66-2001

AD640370

República Argentina
Comisión Nacional de Energía Atómica
Departamento de Metalurgia

Distribution of this
document is unlimited

PRIMERA CONFERENCIA DE EXPERTOS LATINOAMERICANOS
EN METALURGIA DE TRANSFORMACION

FIRST LATIN AMERICAN CONFERENCE ON PROCESS
METALLURGY AND METAL WORKING

Buenos Aires, 18 - 23 Agosto, 1964

CLEARINGHOUSE FOR FEDERAL SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION			
Hardcopy	Microfiche	431	bl
\$ 7.30	\$ 2.00	PP	
ARCHIVE COPY			

code 1

VOLUMEN I

DDC
R
OCT 19 1966
C

1966

PRIMERA CONFERENCIA DE EXPERTOS LATINOAMERICANOS
EN METALURGIA DE TRANSFORMACION

Esta Conferencia fué patrocinada por la Air Force Office
of Scientific Research - Grant AF-AFOSR-717-65.

*

FIRST LATIN AMERICAN CONFERENCE ON PROCESS
METALLURGY AND METAL WORKING .

• This Conference was sponsored by the Air Force Office
of Scientific Research - Grant AF-AFOSR-717-65.

*

Buenos Aires, 18-23 Agosto, 1964

Volumen I

Comisión Nacional de Energía Atómica
Departamento de Metalurgia
República Argentina
1966

Nota: La Comisión Nacional de Energía Atómica no se hace responsable, como Institución, por la información y opiniones vertidas en esta publicación.

Note: The Argentine Atomic Energy Commission is not responsible, as a body, for the statements and opinions advanced in this publication.

Impreso en Buenos Aires - Argentina
Agosto 1966

P R O L O G O

La presente publicación contiene los trabajos que fueron presentados en la Primera Conferencia de Expertos Latinoamericanos en Metalurgia de Transformación, realizada en Buenos Aires entre el 18 y el 23 de agosto de 1964. Organizada por el Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica de la República Argentina con la colaboración del Departamento de Asuntos Científicos de la Organización de los Estados Americanos, el Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI) y la U.S. Air Force Office of Scientific Research, tuvo por objetivo fundamental analizar posibilidades de cooperación en investigación metalúrgica -entre distintas instituciones latinoamericanas- en función de una estrategia elaborada a partir del análisis del estado actual de la Metalurgia de Transformación en los países más avanzados, de los programas en desarrollo en Latinoamérica y de las necesidades propias de cada instituto. Con tal objeto, la Conferencia cubrió los siguientes temas:

- a) Exposición y análisis de los programas actualmente en desarrollo en los diversos institutos latinoamericanos, en el campo de la Metalurgia de Transformación.
- b) Exposición y análisis del estado actual de ciertas áreas críticas de la Metalurgia de Transformación en los países más avanzados.
- c) Posibilidades de una estrategia común entre los diversos institutos latinoamericanos para la investigación en ciertas áreas críticas de la Metalurgia de Transformación. Medios de llevarla a cabo.
- d) Mecanismos de cooperación entre los diversos institutos latinoamericanos que actúan en Metalurgia de Transformación.

En consecuencia, los trabajos de esta publicación pueden clasificarse en:

1. Informes sobre las actividades actualmente en desarrollo en los institutos latinoamericanos.
2. Informes sobre el estado actual de diversas áreas de la Metalurgia de Transformación.
3. Informes sobre investigaciones originales realizadas en institutos latinoamericanos.

F O R E W O R D

This volume contains all the works presented at the First Latin American Conference on Process Metallurgy and Metal Working, held in Buenos Aires, during August 18-23, 1964. It was organized by the Department of Metallurgy of the Argentine Atomic Energy Commission, with the co-sponsorship of the Department of Scientific Affairs of the Organization of American States, the Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI) (Argentina), and the United States Air Force Office of Scientific Research, being its aim to analyze the possibility of co-operation in the field of metallurgy research -among Latin American Institutions- in order to develop a strategy elaborated from the study of the present state of Process Metallurgy in developed countries, the programs being held in Latin America and the Institutions' own needs. With this purpose the Conference included the following subjects:

- a) Information and analysis of programs presently being developed in Latin American Institutions in the field of Process Metallurgy and Metal Working.
- b) Information and analysis on the present state of some critical areas of Process Metallurgy and Metal Working in developed countries.
- c) Possibilities of a common strategy among Latin American Institutions to make research in some critical areas of Process Metallurgy. Means to achieve this aim.
- d) Co-operation mechanisms among Latin American Institutions presently making research in the field of Process Metallurgy.

Therefore, the works published in this volume can be classified as:

1. Reports about the activities presently being developed in Latin American Institutions.
2. Reports about the present state of different areas of Process Metallurgy and Metal Working.
3. Reports about original research made in Latin American Institutions.

I N D I C E - I N D E X

CONTENIDO

- A. PROLOGO - FOREWORD
- B. INDICE - INDEX
- C. INTRODUCCION - INTRODUCTION
- D. PROGRAMA TECNICO - TECHNICAL PAPERS
- E. TRABAJOS PRESENTADOS - PAPERS PRESENTED
- I. - "Desarrollos Recientes en Materiales y Procesos"
- "Some Recent Developments in Engineering Materials and Processes"
E. R. PARKER
- (University of California,
USA)
- II. - "Desarrollo y Plan de Actividades del Laboratorio de Fundición del
Instituto de Tecnología y Química de la Facultad de Ingeniería y
Agrimensura de la Universidad de la República Oriental del Uruguay"
- "Development and Plan of Activities of the Casting Laboratory at the
Metals Department of the Chemistry and Technology Institute of the
School of Engineering of the University of Uruguay"
ALFONSO GAGGERO and BLAS MELISSARI
(Facultad de Ingeniería, Universidad del Uruguay) -
- III. - "El Instituto de Investigaciones Tecnológicas de San Pablo y sus
Contribuciones al Desarrollo de la Metalurgia en el Brasil".
- "The Technological Research Institute of Sao Paulo and its Con-
tributions to the Development of Metallurgy in Brazil"
LUIZ CORREA DA SILVA
(Instituto de Pesquisas Tecnológicas, Sao Paulo, Brasil) -

- IV. -"Plan de Actividades del Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina"
 -"Plan of Activities of the Department of Metallurgy of the CNEA"
 JORGE A. SABATO
 (Departamento de Metalurgia. CNEA, Argentina)
- V. -"Plan de Actividades del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria Metalúrgica"
 -"Plan of Activities of the Service of Technical Assistance to Industry (SATI)"
 OSCAR WORTMAN
 (Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)
- VI. -"Breve Reseña de la Investigación Metalúrgica en Chile"
 -"A Review of the Metallurgical Research Activities in Chile"
 DAVID FULLER
 (Universidad Católica de Chile)
- VII. -"Algunos Comentarios sobre la Metalurgia Física del Hierro y del Acero"
 -"Some Remarks on the Physical Metallurgy of Iron and Steel"
 H. PAXTON
 (Carnegie Institute of Technology, USA)
- VIII. -"Nuevos Aceros Americanos Ultra Resistentes"
 -"New American Ultrahigh-strength Steels"
 F. MORRAL
 (Batelle Memorial Institute, USA)
- IX. -"Racionalización en el empleo de aceros de construcción"
 -"Rationalized Use of Constructional Steels"
 DIONISIO FARIAS
 (Universidad Católica de Córdoba, Argentina)
- X. -"Materiales Metálicos Celulares"
 -"Cellular Metallic Materials"
 S. LIPSON
 (Frankford Arsenal, USA)

- XI. -"Criterios de Soldabilidad de Aceros"
- "Steel Weldability Criteria"
A. COVARRUBIAS, J. FAVA . E. AYARZA
(Universidad Católica de Chile)
- XII. -"Problemas y Desarrollos en el Procesamiento Primario de Metales Refractarios"
- "Problems and Developments in Primary Processing of Refractory Metals"
T. F. COOPER V. DE PIERRE
(Air Force Materials Laboratory, USA)
- XIII. -"Compactación en Frío de Aluminio y sus aleaciones"
- "Cold Compaction of Aluminum and Aluminum Base Alloys"
J. R. MERHAR . F. J. SEMEL
(U. S. Army Materials Research Agency, USA)
- XIV. -"Templabilidad de Aceros de Construcción"
- "Hardenability of Constructional Steel"
DIONISIO FARIAS
(Universidad Católica de Córdoba, Argentina) -
- XV. -"Fundiciones de Hierro de Alto Contenido de Silicio y Gran Resistencia a la Corrosión para Plantas Químicas"
- "High-Silicon Iron Castings, of High Corrosion Resistance, for Chemical Plants"
G. GUIMARAES N. SUGIYAMA IPT, S. Paulo, Brasil
VOLUME II
- XVI. -"Algunos Problemas Relativos a la Corrosión de Metales"
- "Some Problems Related to the Corrosion of Metals"
S. WOLYNEC I. METZGER
(I. P. T., Sao Paulo, Brasil)
- XVII. -"Fabricación de Placas Porosas"
- "Fabrication of Porous Plates"
LUIS BOSCHI
(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina) .
- XVIII. -"Nueva Teoría para el Cálculo de Esfuerzos en los Tratamientos Mecánicos"
- "A New Theory to Calculate Forces in Metal Forming Operations"
E. ABRIL
(Univ. de Córdoba e Ind. Kaiser, Argentina) -

- XIX. -"Refinación a Fuego y otras Soluciones para los Problemas Presentados por la Presencia de Impurezas en Cobre y Latones
 A. ta '
 -"Fire-Refining Process and other Solutions to Problems Arisen from Impurities in γ . Cu and Brass"
 H. J. DESTAILLATS, E. GERARDUZZI R. A. MORANDO
 (Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina) -
- XX. -"Determinación de las Propiedades Residuales de Arenas de Moldeo"
 -"Determination of Residual Properties of Foundry Sands"
 V. LO RE
 (I. P. T., Sao Paulo, Brasil)
- XXI. -"Algunos Aspectos del Trabajado de Metales"
 -"Some Aspects of Metal Forming"
 E. THOMSEN
 (University of California, USA)
- XXII. -"El Programa Coordinado de Trabajado y Procesado de Metales de las tres Fuerzas Armadas"
 -"Tri-Service Coordinated Metal Working and Processing Program"
 N. L. REED
 (U. S. Army Materials Research Agency, USA)
- XXIII. -"Algunos Aspectos Técnicos del Programa de Trabajado de Metales, Procesos y Equipos (M. P. E. P.) de los Estados Unidos de Norte América"
 -"Some Technical Aspects of the United States Metalworking, Processes and Equipment Program (M. P. E. P.)"
 N. PROMISEL
 (U. S. Navy Bureau of Naval Weapons, USA)
- XXIV. -"Investigación de Materiales en Apoyo de una Tecnología Avanzada"
 -"Materials Research in Support of Advanced Technology"
 S. VALENCIA P. A. G. CARBONARO
 (U. S. Army Materials Research Agency, USA)
- XXV. -"Producción de Electrodos Rotativos de Cobre-Cobalto-Silicio"
 -"Production of Copper-Cobalt-Silicon Rotating Seam-Welding Electrodes"
 S. DE SOUZA L. CORREA DA SILVA
 (I. P. T., Sao Paulo, Brasil)

- XXVI. -"Propiedades de una Aleación de Cobre de Alta Resistencia al Ablandamiento y Alta Conductividad"
-"Fabrication and Properties of a High Resistance to Softening and High Conductivity Copper Alloy"
D. OBRUTSKY, M. SARRATE, O. WORTMAN
(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)
- XXVII. -"Manufactura de Chapas No-Ferrosas"
-"Non Ferrous Metal Sheet Manufacturing"
F. MORRAL
(Battelle Memorial Institute, USA)
- XXVIII. -"Influencias de las Investigaciones sobre Materiales en la Optimización de Diseño"
-"Design Optimization Through Materials Research"
M. STEINBERG
(Lockheed Missiles and Space Co., USA)
- XXIX. -"Trabajado de Metales con Explosivos"
-"Explosive Working of Metals"
J. RINEHART
(Colorado School of Mines. USA)
- XXX. -"Nuevos Procesos de Manufactura de Metales en los EE. UU. - Posible Aplicación en Países Latinoamericanos"
-"New Metal Manufacturing Processes in the USA of Possible Application in Latin American Countries"
F. MORRAL
(Battelle Memorial Institute, USA)
- XXXI. -"Colada Continua de Aluminio"
-"Continuous Casting of Aluminum"
J. CIARLO, R. MEILLAT
(C. A. M. E. A.. Argentina)
- XXXII. -"Estudio de la Colaminación de metales"
-"Roll-bonding of Metals"
J. ALMAGRO, G. CUSMINSKY, C. A. MARTINEZ VIDAL
(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)
- XXXIII. -"Influencia del Efecto de Tamaño y Entalladura en la Resistencia a la Fatiga de Elementos Estructurales y de Máquinas"
-"The Effect of Size and Shape on the Fatigue Strength of Structural and Machine Members"
R. KUGUEL
(Ins. Nacional de Tecnología Industrial, INTI, Argentina)

- XXXV. -"Estrategia de la investigación metalúrgica en Latino-América"
 -"Strategy of Metallurgical Research on Latin America"
 J. SABATO
 (Departamento de Metalúrgia, CNEA, Argentina) -
- XXXVI. -"Objetivos de una colaboración regional en materia de investigación
 tecnológica"
 -"Objectives of Regional Collaboration on Technological Searching"
 J. A. SABATO
 (Departamento de Metalúrgia, CNEA, Argentina) -

C

DISCURSO PRONUNCIADO POR EL SEÑOR PRESIDENTE DE
LA COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA,
CONTRAALMIRANTE OSCAR QUIHILLALT, EN EL ACTO INAUGURAL
DE LA CONFERENCIA DE EXPERTOS LATINOAMERICANOS
EN METALURGIA DE TRANSFORMACION

Señores:

Me es particularmente grato dar a todos ustedes la más cordial bienvenida a esta casa, que se honra con vuestra presencia.

En especial quiero destacar y agradecer la concurrencia de los señores Delegados Extranjeros y desearles, en nombre de la Institución que presido e interpretando el sentimiento nacional, la más grata estada entre nosotros.

Esta Conferencia, que se inicia bajo los mejores auspicios, es una expresión más de la permanente preocupación de la Comisión Nacional de Energía Atómica de la Argentina, por los problemas de la investigación metalúrgica tan íntimamente ligados a la producción y utilización de la Energía Atómica, al desarrollo de la industria moderna y a la economía de los países en desarrollo.

La Conferencia de Expertos Latinoamericanos en Metalurgia de Transformación que comienza hoy sus tareas, constituirá sin duda, por el concurso de tan eminentes especialistas extranjeros y argentinos como los acá reunidos, y por la trascendencia de los temas a debatir, una contribución importante para el progreso de esta moderna ciencia.

Y pienso que, aparte de los adelantos que dejara en el terreno específico de la tecnología metalúrgica, servirá para afianzar y proyectar hacia el futuro los beneficios de una mayor comprensión y de una más íntima comunicación entre los hombres que tienen la alta responsabilidad de orientar la marcha de esta nueva y apasionante rama del saber humano.

Tal resultado es el mejor halago a que Argentina, como sede de la Conferencia, y la Comisión Nacional de Energía Atómica, como organizadora, pueden aspirar.

Deseo muy especialmente dejar expresado nuestro agradecimiento a las instituciones co-patrocinantes: La Organización de Estados Americanos, la Oficina de Investigación Científica de la Fuerza Aérea de los Estados Unidos de América, la Ford Foundation y el Instituto Nacional de Tecnología Industrial de nuestro país, quienes mediante su cooperación, han hecho posible esta reunión.

Señores: formulo mis mejores votos por el éxito de vuestras deliberaciones.

**DISCURSO PRONUNCIADO POR EL SEÑOR GERENTE DE TECNOLOGIA
DE LA COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA, PROF. JORGE SABATO,
EN EL ACTO INAUGURAL DE LA CONFERENCIA DE
EXPERTOS LATINOAMERICANOS EN METALURGIA DE TRANSFORMACION**

Señoras y Señores:

En enero de 1963 se efectuó en Bogotá (Colombia) la Primera Reunión de Expertos Latinoamericanos en Investigación Tecnológica. Convocada por la Organización de Estados Americanos a través de su Unidad de Tecnología y Productividad y con la dirección entusiasta y eficiente del Dr. Máximo Halty Carrere, esa reunión se propuso:

1. Ampliar el conocimiento mutuo sobre los trabajos de investigación de las instituciones representadas y apreciar las características y volumen de sus actividades;
2. Encontrar los medios para que a través de una amplia cooperación se implemente y haga más efectiva la capacidad de investigación tecnológica en América Latina;
3. Revisar las diversas áreas de investigación en términos del desarrollo económico y social de los países latinoamericanos;
4. Estudiar las relaciones existentes con las instituciones internacionales de asistencia técnica y proponer mecanismos más ágiles de cooperación;
5. Considerar las posibilidades de establecer sistemas prácticos de complementación entre instituciones de intercambio de investigadores y en general de cualquier otro medio que pudiera reforzar la operación y alcance de sus objetivos.

La Conferencia que hoy inauguramos es consecuencia directa de la Reunión de Bogotá. En efecto: en ella se resolvió que era conveniente la realización de conferencias regionales para el análisis de áreas definidas: Tecnología de Alimentos, Materiales de Construcción, Maderas, Metalurgia Extractiva, Metalurgia de Transformación, etc. El Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica fué designado coordinador para la organización de la conferencia correspondiente al área Metalurgia de Transformación. Estamos pues, ahora, dando cumplimiento a esa resolución de Bogotá. Y naturalmente esta Conferencia responde a las mismas inquietudes de aquella y se propone idénticos objetivos, pero ahora en relación directa con un campo específico:

1. Conocernos mejor y definir con precisión el punto de partida:

Ello se logrará a través de una exposición y análisis de los programas actualmente en desarrollo en los diversos institutos latinoamericanos que operan en el campo de la metalurgia de transformación;

2. Evaluar nuestras posibilidades de investigación original en relación con los niveles más avanzados de la disciplina:

Ello se logrará a través del análisis de los informes especiales que, sobre el estado actual de ciertas áreas críticas de la Metalurgia de Transformación, presentarán nuestros colegas de Estados Unidos;

3. Evaluar las posibilidades de establecer prioridades en función de las necesidades y posibilidades nacionales:

Ello se logrará mediante el análisis del impacto de la investigación metalúrgica en la economía de los países en desarrollo;

4. Establecer mecanismos de acción:

Ello se logrará mediante el estudio de los medios para establecer e implementar la cooperación y colaboración latinoamericana en Metalurgia de Transformación.

Pero si bien es cierto que, pragmáticamente, esta Conferencia es consecuencia directa de aquella reunión de Bogotá, filosóficamente es otra expresión más del nuevo espíritu latinoamericano de esta vocación de integración regional que tiene su manifestación más concreta en el ALALC. La Metalurgia de Transformación ofrece un magnífico campo de acción para traducir en forma concreta esa elevada vocación. Por una parte, porque la necesidad de establecer y desarrollar la industria mecánico-metalúrgica es una de las preocupaciones cardinales de todo plan de desarrollo nacional o regional: los índices que miden el estado de la industria metalúrgica de un país son los mejores indicadores de su grado de desarrollo integral. Por otra parte, porque la Metalurgia de Transformación como disciplina científico-tecnológica está en profunda revolución: gracias a la investigación, nuestro conocimiento de los metales aún de los más domésticos como el hierro, el cobre y el zinc, ha aumentado más en los últimos 20 años que en el resto de la historia de la humanidad; ese nuevo conocimiento se traduce ya en nuevas tecnologías. Nuestros países tienen entonces la chance no sólo de incorporar esas nuevas tecnologías sino, a través de la investigación original, de crear otras aún más modernas y eficientes. Porque este es un proceso dinámico en el que recién se comienzan a recorrer las primeras etapas y que ofrece entonces, para quienes tengan la vocación de grandeza, la hermosa oportunidad de ser actores del mismo, y no meros espectadores. De ahí entonces la urgencia de querer establecer una estrategia y diseñar los mecanismos de su implementación.

Nuestros objetivos son, sin duda, ambiciosos, pero en el drama de los países periféricos no cabe otra actitud, como se demostrara acabadamente en la reciente Conferencia económica de Ginebra, donde la declaración latinoamericana de Alta Gracia fué la verdadera guía ideológica de un mundo que quiere terminar para siempre con la miseria, la ignorancia, la opresión.

Y conquistaremos tan ambiciosos objetivos en la medida que tengamos clara conciencia de que disponemos del arma fundamental. En las palabras de nuestro Martín Fierro:

Para vencer un peligro,
Salvar de cualquier abismo,
Por experiencia lo afirmo:
Más que el sable y que la lanza,
Suele servir la confianza
Que el hombre tiene en sí mismo.

PROGRAMA TECNICO - TECHNICAL PAPERS

I.

E. R. PARKER

(University of California, USA)

"Desarrollos Recientes en Materiales y Procesos"

Los procesos tratados en este trabajo son fundición y unión por soldadura o adhesivos. Los métodos nuevos de soldadura discutidos son por haz electrónico, por fricción, por ultrasonido, por explosivos y por LASER.

El creciente uso de resinas en uniones metálicas, especialmente resinas epoxíficas, sus ventajas y limitaciones es discutido a continuación. Se hace notar la falta de desarrollos importantes en los procesos de fundición, haciéndose una descripción somera del uso combinado de fundición y forjado y de la adición de ferrosilicio a los moldes para hierro nodular para aumentar la grafitización en secciones delgadas. En lo concerniente a nuevos materiales el énfasis fué puesto en aceros estructurales de alta resistencia, en aceros tipo "ausforming" y "maraging", en aleaciones de titanio de alta resistencia, en estructuras compuestas de vidrio y resina y en vidrios tratados química y térmicamente.

I.

E. R. PARKER

(University of California, USA)

"Some Recent Developments in Engineering Materials and Processes"

The processes covered in this paper are casting and joining by welding and by adhesives. The new welding methods discussed are electron beam, friction, ultrasonic, explosive and laser welding.

The increasing use of resins, specially epoxy resins, and their advantages and limitations is discussed next. The lack of important developments in the field of casting processes is pointed out while a brief mention is made of the combined use of casting and die forging and of the addition of powdered ferrosilicon to molds for nodular cast iron to increase graphitization in thin sections. In the area of new materials the attention was focused on high strength structural steels, ausforming and maraging steels, high strength titanium alloys, composite glass-resin structures and chemically and thermally treated glasses.

II.

ALFONSO GAGGERO y BLAS MELISSARI

(Universidad del Uruguay)

"Desarrollo y Plan de Actividades del Laboratorio de Fundición del Instituto de Tecnología y Química de la Facultad de Ingeniería y Agrimensura de la Universidad de la República Oriental del Uruguay".

En primer lugar se analiza el estado de la industria de fundición en el Uruguay. Se concluye que la falta de asistencia técnica adecuada crea muchos inconvenientes que se podrían evitar centralizando todos los esfuerzos en el Laboratorio de Fundición. El gobierno de la Alemania Federal ha ayudado a desarrollar dichos laboratorios proporcionando equipos y expertos. Las actividades presentes están dedicadas al control de calidad de arenas de moldeo, a adaptar nuevos métodos a las condiciones locales, a entrenamiento de personal, etc.

II.

ALFONSO GAGGERO and BLAS MELISSARI

(School of Engineering, University of Uruguay)

"Development and Plan of Activities of the Casting Laboratory at the Metals Department of the Chemistry and Technology Institute of the School of Engineering of the University of Uruguay".

The present status of the casting industries in Uruguay are analyzed first. It is concluded that the lack of adequate technical assistance creates many inconvenients which could be avoided by centralizing all efforts at the Casting Laboratories. The German Government has helped to developed those Laboratories by furnishing equipment and experts. Present activities are now carried out in the fields of molding sands quality control, adapting new methods to local conditions training of personnel, etc.

III.

LUIZ CORREA DA SILVA

(I. P. T., San Pablo, Brasil)

"El Instituto de Investigaciones Tecnológicas de San Pablo y sus Contribuciones al Desarrollo de la Metalurgia en el Brasil".

Este trabajo describe, y justifica, los métodos de acción, los recursos empleados y las actividades pasadas del I. P. T. de San Pablo, Brasil, y especialmente su División de Metalurgia, en su caracter de institución mantenida por el Estado de San Pablo para promover y asistir técnicamente la industria brasilera. Analiza el tipo de ayuda que el I. P. T. presta y seguirá prestando a diferentes grupos industriales por medio de ensayos, análisis, estudios especiales, investigación,

asistencia técnica, producción piloto, distribución de información, enseñanza, etc. Finalmente se discute el papel que instituciones de este tipo pueden jugar en países en vfa de desarrollo.

III.

LUIZ CORREA DA SILVA

(Technological Research Institute, I. P. T., Brazil)

"The Technological Research Institute of Sao Paulo and its Contributions to the Development of Metallurgy in Brazil".

This paper describes, and justifies, the methods of action, the resources employed and the past activities of the IPT of Sao Paulo, Brazil, and specially its Division of Metallurgy, as an institution supported by the State of Sao Paulo to promote and assist technically the Brazilian Industry. It analyzes the kind of help that the IPT lends and will lend to the different groups of industries through testing, analyses, special studies, research, technical assistance, pilot plant production, dissemination of information, teaching, etc. Finally the role of institutes of this kind in developing countries is discussed.

IV.

JORGE A. SABATO

(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Plan de Actividades del Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina"

Los laboratorios del Departamento de Metalurgia tienen tres funciones que cumplir: asistir a la CNEA en todos los problemas metalúrgicos relacionados con los proyectos atómicos de la República Argentina, llevar a cabo investigaciones puras y aplicadas en metalurgia nuclear, con algunos esfuerzos dedicados a metalurgia general física, mecánica, química, de proceso, etc., y ayudar a la industria metalúrgica del país a solucionar sus problemas. Estas funciones se cumplen por medio de Laboratorios, plantas pilotos y bibliotecas muy bien equipados, dictando cursos en todos los niveles -de técnico a post-doctoral-, y a través del SATI que se describe en el próximo trabajo.

IV.

JORGE A. SABATO

(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Plan of Activities of the Department of Metallurgy of the CNEA"

The laboratories of the Department of Metallurgy have three main functions

to fulfill: to assist the CNEA in all metallurgical problems related to the atomic projects of the Country, to do pure and applied research in nuclear metallurgy -with some efforts devoted to general physical, chemical, mechanical and process metallurgy- and to assist the Argentine Metallurgical industry, in the solution of their problems. This is accomplished by means of well equipped laboratories, pilot plants and libraries, by offering courses at all levels -technicians to post-doctoral- and through the SATI (discussed in the next paper).

V.

OSCAR WORTMAN

(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Plan de Actividades del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria Metalúrgica"

El SATI fué creado por un acuerdo entre la CNEA y la Asociación de Industrias Metalúrgicas para actuar como vínculo entre el Departamento de Metalurgia y la industria metalúrgica. Debe cumplir dos propósitos: dar a los científicos e ingenieros del Departamento una oportunidad para enterarse de las posibilidades y necesidades de la industria y para que ésta tenga la oportunidad de buscar las soluciones más modernas a sus problemas técnicos.

Los servicios ofrecidos por el SATI van desde simples investigaciones bibliográficas hasta programas de largo alcance para el desarrollo de materiales o procesos. Aquellos problemas que pueden ser resueltos por ensayos rutinarios en otros laboratorios del país no son aceptados. Se fija un arancel de acuerdo a servicios prestados.

V.

OSCAR WORTMAN

(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Plan of Activities of the Service of Technical Assistance to Industry (SATI)"

The SATI was created by agreement between the CNEA and the Metallurgical Industries Association to act as a link between the Department of Metallurgy and the metallurgical industries. It must serve two purposes: to give the scientists and engineers of the laboratories an opportunity to acquaint themselves with the possibilities and needs of the industry, and to give the latter an opportunity to search for up to date solutions to its technical problems.

VI.

DAVID FULLER

(Universidad Católica de Chile)

"Breve Reseña de la Investigación Metalúrgica en Chile"

La investigación metalúrgica en Chile se lleva a cabo exclusivamente en las universidades; especialmente en las de Concepción, la de Chile y la Católica. Los temas sobre los que la mayor parte de las investigaciones se realizan son: arenas de moldeo, fundición con cubilote, soldadura de aceros estructurales, recuperación de hierro de los sulfuros de hierro (un abundante desperdicio de la industria procesadora de cobre) y física de los metales.

VI.

DAVID FULLER

(Catholic University of Chile)

"A Review of the Metallurgical Research Activities in Chile"

The metallurgical research in Chile is done exclusively by Universities, specially the University of Concepción, the Catholic University of Chile and the University of Chile (the last two in Santiago). The areas where most of the research is being done are: molding sands and metal physics, cupola iron casting, structural steel welding, and iron recovery from iron sulphides (an abundant waste product from the copper processing industries).

VII.

H. PAXTON

(Carnegie Institute of Technology, USA)

"Algunos Comentarios sobre la Metalurgia Física del Hierro y del Acero"

En primer lugar se hace un resumen de la termodinámica de los sistemas basados en el hierro ya que, aunque la mayoría de las estructuras con propiedades de interés están marcadamente fuera de equilibrio, es necesario conocer las situaciones de equilibrio para entender mejor aquellas que no lo son. En lo posible se ha empleado un método atómico. Este resumen es seguido de un estudio de la cinética de crecimiento -controlada por nucleación y difusión- de fases que impliquen la formación y transformación de austenita en aceros. A continuación se analizan las tres fases principales en aceros: austenita, ferrita y martensita; se dan ejemplos ilustrativos de algunas de sus propiedades. Los agregados de fases tales como perlita y bainita, y los productos de la descomposición eutéctica han sido dejados de lado no porque su importancia sea poca, sino para mantener la presentación dentro de una longitud razonable. Finalmente se hacen sugerencias sobre posibles temas de investigación.

H. PAXTON

(Carnegie Institute of Technology, USA)

"Some Remarks on the Physical Metallurgy of Iron and Steel"

First, a review of the thermodynamics of iron-base systems is presented since, although most structures with desirable properties are very markedly not in equilibrium, the equilibrium situations involved must be known in order to have confidence in the previous knowledge. To the extent possible, an atomistic approach has been utilized. This review is followed by a study of the nucleation and diffusion controlled growth kinetics of phases in steels involving austenite formation and transformation. Next the three major phases in steels, austenite, ferrite and martensite are analyzed and illustrative examples of various properties are given. The aggregate phases such as pearlite and bainite, and the products of eutectoid decomposition have been neglected not because their importance is slight, but to maintain the paper to a reasonable length. Finally some suggestions are made as to interesting areas of research which may also be profitable.

VI.

F. MORRAL

(Batelle Memorial Institute, USA)

"Nuevos Aceros Americanos Ultra Resistentes"

El desarrollo de aceros ultra resistentes está justificado por varias razones: de diseño, metalúrgicas, y económicas. En el diseño de partes para aviones y cohetes se necesitan grandes relaciones resistencia:densidad; en la tierra se pueden bajar costos con reducciones de peso; bajo el agua, se necesitan aceros submarinos para resistir mayores presiones a grandes profundidades. El límite de resistencia es la fuerza de cohesión entre los átomos de hierro: 2.800 kg/mm².

Hasta ahora las investigaciones en este campo han incluido

1. Balanceado de la composición química con adecuado tratamiento térmico (aceros maraging)
2. Uso de secuencias adecuadas de tratamiento térmico y trabajado mecánico (aceros ausforming)
3. Posibles combinaciones de los métodos 1 y 2.

Las propiedades de los aceros del tipo 1 y 2 son dadas en forma tabular.

VIII.

F. MORRAL

"New American Ultrahigh-strength Steels"

There are several reasons—design, metallurgical and economic—for the development of ultra-high-strength steels. In the design of parts for airplane and

rockets, high-strength / density ratios are needed; on earth, low cost steels by weight reduction; and under water, submarine steels to resist higher pressures at higher depths. The limit of strength is the binding force between iron atoms: 2.800 Kg/mm².

Research so far has included:

1. Balancing the chemical composition, which will require suitable heat treatment (maraging).
2. Using suitable work-heat treatment sequences (ausforming).
3. Possible combinations of the above. The properties of steel of the first two types are given.

*. **

IX.

DIONISIO. FARIAS

(Universidad Católica de Córdoba, Argentina)

"Racionalización en el empleo de aceros de construcción"

En forma científica se analiza el problema del desarrollo de la industria siderúrgica en América Latina. Se da énfasis a la necesidad de importar aceros especiales en los próximos años y a la conveniencia de normalizar aquellos que satisfacen los requerimientos de las industrias del país. Se hacen notar las ventajas económicas derivadas de una correcta normalización.

También se discute el papel que les corresponde a las universidades e institutos de investigación en el entrenamiento de personal de todas las categorías.

IX.

DIONISIO FARIAS

(Catholic University of Córdoba, Argentina)

"Rationalized Use of Constructional Steels"

The problem of the development of the steel industry in Latin American countries is synthetically analyzed. Emphasis is placed in the need to import special steels in the next years and in the necessity of standardizing those which satisfy the requirements of the industries of the country. The economic advantages derived from a correct standardization are pointed out.

The role to be played by Universities and research institutes in training personnel at all levels is discussed.

X.
 S. LIPSON
 (Frankford Arsenal, USA)
 "Materiales Metálicos Celulares"

En primer lugar se discute un método para la producción de metales celulares. El proceso consiste en preparar un molde refractario, llenado con granos solubles de granulometría correspondiente al tamaño y forma de poros deseados e infiltrar el agregado soluble con el metal líquido. Después de lavar con un solvente adecuado el metal tiene una estructura de células huecas interconectadas que corresponden a las formas y tamaños del agregado soluble. La densidad aparente del cuerpo metálico puede ser controlada entre un máximo de aproximadamente un tercio de la densidad base y un mínimo del orden de un quinto de la densidad base. Se presentan datos sobre las propiedades físicas y mecánicas de los materiales. Se demuestra también la posibilidad de alterar la geometría celular extruyendo lingotes fundidos. Se hace una revista de las aplicaciones potenciales de estos materiales.

X.
 S. LIPSON
 (Frankford Arsenal, USA)
 "Cellular Metallic Materials"

A process for the production of cellular metals is described. The process consists of preparing a refractory mold, filling the mold with soluble granules which correspond to the size and shape of the pores desired in the metal, and infiltrating the metal into this soluble aggregate. After leaching with a suitable solvent, the metal has a void structure of interconnecting cells which correspond to the shape and size of the soluble aggregate. The apparent density of the metal body can be controlled from a maximum of approximately one-third of its base density to some lower density in the order of one-fifth the base density. Data are presented on mechanical and physical properties of the materials. The possibility for altering the cell geometry by extrusion of cast cellular billets is demonstrated. Potential applications for material of this type are reviewed.

XI.
 A. COVARRUBIAS, J. FAVA y E. AYARZA
 (Universidad Católica de Chile)
 "Criterios de Soldabilidad de Aceros"

La soldabilidad de un acero se deriva de su capacidad para resistir el ciclo térmico sin pérdidas apreciables de sus propiedades mecánicas. Los defectos más

comunmente introducidos por soldadura se pueden clasificar en cuatro grupos: rayaduras debajo del cordón, fragilidad de la zona afectada por el calor, rajadura del cordón y porosidad. A continuación se analizan los ensayos más comunmente utilizados para evaluar cómo dichos defectos afectan las soldaduras en aceros. Finalmente se presentan los resultados encontrados en estudios realizados con aceros del tipo A-212, grado B, para tanques a presión.

XI.

A. COVARRUBIAS, J. FAVA and E. AYARZA
(Catholic University of Chile)
"Steel Weldability Criteria"

The weldability of a steel derives from its ability to withstand the welding thermal cycle, without appreciable loss in mechanical properties. The common defects introduced by welding are classified in four groups: cracks under the seam, brittleness of the heat-affected zone, cracking of the seam and porosity. The different known tests to evaluate steel weldments as affected by those defects are analyzed next. Finally, the results of the experiments made with pressure vessel steel type A-212, grade B, are presented.

XII.

T. E. COOPER, V. DE PIERRE
(Air Force Materials Laboratory, USA)
"Problemas y Desarrollos en el Procesamiento Primario de
Metales Refractarios"

Luego de un resumen del estado actual de la tecnología de los metales refractarios este trabajo presenta algunos de los resultados más importantes obtenidos en el fundido y extrusión primaria de metales refractarios en el Laboratorio de Procesado Experimental de Metales del Laboratorio de Metales de la Fuerza Aérea de los EE. UU. El propósito es indicar el progreso realizado como así también sugerir la aplicación general de los resultados al procesamiento metalúrgico de otros materiales. De todos los factores que controlan la calidad del lingote sólo se consideran aquellas variables que afectan el tamaño de grano y la rajadura del lingote. Una técnica nueva muy útil ha sido desarrollada para medir las cargas sobre matrices de extrusión. Con ella se pueden determinar las condiciones óptimas de extrusion y se pueden predecir cuales serán las condiciones adecuadas de extrusion para una aleación de la que se conocen propiedades mecánicas pertinentes.

XII.

T. E. COOPER and V. DE PIERRE

(Air Force Materials Laboratory, USA)

"Problems and Developments in Primary Processing of Refractory Metals"

After a brief review of the status of the refractory metal technology the paper presents several of the more important accomplishments of the Experimental Metals Processing Lab of the A. F. M. L., in the melting and primary extrusion of refractory metals. The purpose is to indicate the progress that has been made in primary processing and also to stimulate thought as to the general application of the results to the metallurgical processing of other materials. Of all the factors controlling ingot quality only those variables affecting grain size and the problem of ingot cracking are considered. A new and extremely useful technique has been developed to measure die loads during extrusion. With it, optimum conditions for extrusion can be determined and predictions can be made as to the proper extrusion conditions for an alloy, from appropriate mechanical property data.

XIII.

J. R. MERHAR y F. J. SEMEL

(U. S. Army Materials Research Agency, USA)

"Compactación en Frío de Aluminio y sus aleaciones"

El objetivo de la investigación descrita en este trabajo fué desarrollar técnicas para mejorar las propiedades mecánicas, especialmente ductilidad, de piezas hechas de polvos de aluminio y de sus aleaciones fabricadas por métodos convencionales por compactación en frío y sinterizado, de manera que dichas técnicas puedan ser aplicadas a procesos de producción industrial. Se presentan resultados satisfactorios obtenidos con polvos de aluminio del tipo 1100. En cambio con aleaciones sólo se reproducen los resultados obtenidos con Al. 1100 si se usa una mezcla de polvos elementales en vez de polvos prealeados.

XIII.

J. R. MERHAR and F. J. SEMEL

(U. S. Army Materials Research Agency, USA)

"Cold Compaction of Aluminum and Aluminum Base Alloys"

The objective of the research described in this paper was to develop techniques to improve the mechanical properties, especially ductility, of aluminum and aluminum base prealloyed powder compacts, fabricated by conventional cold compaction and sintering operations which can be made applicable to a production process. The satisfactory results of experiments made with 1100 aluminum powders

are presented. For aluminum base alloys the compaction characteristics of 1100 powders are reproduced when a mixture of elemental powders is used instead of prealloyed powders.

XIV.

DIONISIO FARIAS

(Universidad Católica de Córdoba, Argentina)

"Templabilidad de Aceros de Construcción"

Este trabajo presenta los resultados de una serie de experimentos llevados a cabo con el propósito de determinar los parámetros de templabilidad de los aceros aleados más usados en la Argentina.

Se intentan establecer las bases técnicas y científicas de la determinación e interpretación de templabilidad y diámetro crítico con el fin de ayudar a los usuarios en la selección de los aceros más adecuados y en su manipulación durante los diferentes procesos tecnológicos a que son sometidos. Las curvas Jominy fueron determinadas con especímenes templados y templados y revenidos a diferentes temperaturas. Los resultados fueron comparados con los obtenidos usando el calculador de aceros de Calvo Rodés.

XIV.

DIONISIO FARIAS

(Catholic University of Córdoba, Argentina)

"Hardenability of Constructional Steel"

This work is the summary of a series of experiments performed with the purpose of determining the hardenability parameters of alloy steels most commonly used in Argentina.

An attempt is made to lay down the technical and scientific bases of hardenability and critical diameter determinations and interpretations, in order to help the users in the selection of the most adequate steels, and in their handling during the different technological processes. Jominy curves were determined for specimens quenched and quenched and tempered at different temperatures. The results were compared with those obtained using the Steel Calculator by Calvo Rodés.

XV.

G. GUIMARAES, N. SUGIYAMA

(I. P. T. , San Pablo, Brasil)

"Fundiciones de Hierro de Alto Contenido de Silicio y Gran Resistencia a la Corrosión para Plantas Químicas"

En primer lugar se dan la composición química, las propiedades físicas y mecánicas, y las características de resistencia a la corrosión del hierro fundido con alto contenido de silicio. A continuación se describen los experimentos llevados a cabo en el IPT. Los estudios se concentraron en el desarrollo de técnicas correctas de fundición, desgasificación del metal y tratamiento térmico de la fundición para reducir los efectos de tensiones residuales.

XV.

G. GUIMARAES and N. SUGIYAMA

(I. P. T. , Sao Paulo, Brazil)

"High-Silicon Iron Castings, of High Corrosion Resistance, for Chemical Plants"

Chemical composition, mechanical and physical properties and corrosion resistance characteristics of high-silicon cast iron are summarized first. The experiments carried out at the IPT are described next. Studies were concentrated on developing sound casting techniques, degassing of the metal and heat treatment of the castings to minimize the effects of residual stresses.

XVI.

S. WOLYNEC e I. METZGER

(I. P. T. , Brasil)

"Algunos Problemas Relativos a la Corrosión de Metales"

Se describen algunos casos estudiados en el IPT. Las descripciones están precedidas de un análisis teórico de los mecanismos de corrosión correspondientes a cada caso. Los casos estudiados implicaban los siguientes mecanismos: corrientes "stray" de caños enterrados, corrosión bajo tensión en refuerzos de hormigón, "crevice corrosion" de chapas de acero inoxidable y corrosión intergranular debida a la precipitación de carburos en tubos de acero inoxidable.

XVI.

S. WOLYNEC and I. METZGER

(I. P. T. , Brazil)

"Some Problems Related to the Corrosion of Metals"

Some cases studied at the IPT are described. The descriptions are preceded by a theoretical analysis of the mechanisms of corrosion involved in each case. The cases studied involved the following mechanisms: stray current corrosion of underground piping, stress corrosion of concrete reinforcements, crevice corrosion of stainless steel sheets and intergranular corrosion due to carbide precipitation in stainless steel tubing.

XVII.

LUIS BOSCHI

(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Fabricación de Placas Porosas"

Este trabajo describe la fabricación de placas filtrantes porosas hechas por sinterizado directo de polvos de bronce, sin compactación previa. Las propiedades más importantes de los filtros son expuestas: capacidad filtrante, presión de rotura y microestructura. También se describe una atmósfera reductora producida burbujeando gas natural en metanol. Los métodos usados en este trabajo son fácilmente adaptables a operaciones industriales.

XVII.

LUIS BOSCHI

(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Fabrication of Porous Plates"

This paper describes the fabrication of filtering porous plates made by direct sintering of bronze powders, without previous pressing. The most important properties of the filters are reported: filtering capacity, bursting pressure and microstructure. A reducing atmosphere produced by bubbling natural gas through methanol is also described. The methods used in this work are easily adapted to industrial operations.

XVIII.

E. ABRIL

(Universidad de Córdoba e Industrias Kaiser, Argentina)

"Nueva Teoría para el Cálculo de Esfuerzos en los Tratamientos Mecánicos"

Este trabajo presenta una nueva teoría para el cálculo de fuerzas y potencias requeridas en operaciones de formado de metales. La teoría se basa en ar-

gumentos termodinámicos suponiendo que el trabajo realizado entre el estado inicial y el final depende solamente de esos estados salvo que se realice trabajo redundante. Este es definido como cualquier trabajo sobre el mínimo necesario para conseguir un cambio de forma dado, p. e. : trabajo de fricción. La teoría se usa para calcular la fuerza de estirado en operaciones de trefilado de alambre. Los experimentos realizados para verificar la validez de dichos cálculos han dado resultados que indican que los mismos serían más aproximados a las fuerzas medidas experimentalmente que aquéllas calculadas con fórmulas propuestas con anterioridad.

XVIII.

E. ABRIL

(University of Córdoba and Kaiser Industries, Arg.)

"A new theory to calculate Forces in Metal Forming Operations"

This paper presents a new theory for the calculation of forces involved and power required in metal forming operations. The theory is based on thermodynamic arguments assuming that the work spent between initial and final state depends only on those states unless redundant work is performed. The latter is defined as any work over the minimum necessary to achieve a given change of shape: e. g. : friction work. The theory is used to calculate the pulling forces in wire drawing operations. Experiments to check the validity of those calculations have yielded results which would indicate that the calculated forces are in better agreement with the measured forces than those calculated with previously proposed formulas.

XIX.

H. J. DESTAILLATS, E. GERARDUZZI, y R. A. MORANDO

(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Refinación a Fuego y otras Soluciones para los Problemas Presentados por la Presencia de Impurezas en Cobre y Latones ALFA"

Se describe una instalación de mediana capacidad para refinar a fuego cobre, y el empleo de cloro gaseoso conjuntamente con el clásico método de oxidación para eliminar impurezas. Se propone y se describen los ensayos realizados con agentes gaseosos para reducir el cobre oxidado y las ventajas que su uso supone en instalaciones pequeñas. Se detallan también los efectos del agregado de U en latones alfa conteniendo Pb como intento de neutralizar los efectos perjudiciales del mismo en el trabajado en caliente.

XIX.

H. J. DESTAILLATS, E. GERARDUZZI, and R. A. MORANDO

(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Fire-Refining Process and other Solutions to Problems Arisen from Impurities in α Cu and Brass"

An assembly of medium capacity is described for fire-refining of Cu. It is proposed the use of chlorine gas in conjunction with the common oxidizing method in order to eliminate impurities. Experimental tests are described using this method to reduce oxidized copper showing the advantages its use has for small plants. Details are also given on the effect of U addition to α brass containing Pb. in order to neutralize its damaging effects during hot-rolling.

XX.

V. LO RE

(I. P. T. , Brasil)

"Determinación de las Propiedades Residuales de Arenas de Moldeo"

Con este trabajo se intentó desarrollar un método de ensayo para determinar las propiedades residuales de arenas de moldeo después que éstas han estado en con contacto con el metal líquido. Estos ensayos, llevados a cabo en probetas adecuadas, permiten entender el comportamiento de la arena cuando se está llenando el molde. Las características de las arenas después de haber sido expuestas a la acción del metal líquido pueden ser usadas para orientar el control de la adición de aglomerantes y aditivos a las arenas de moldeo. El método desarrollado ha permitido es tablecer correlaciones con resultados de otros métodos de ensayo.

XX.

V. LO RE

(Technological Research Institute, Brazil)

"Determination of Residual Properties of Foundry Sands"

This work is an attempt to develop a testing method to determine the residual properties of molding sands after they have been in contact with the liquid metal. These tests, performed on suitable specimens, help to understand the behavior of the sand while the mold is being filled. The characteristics of the sands after having been exposed to the action of the liquid metal could be used to orient the control of the addition of agglomerants and additives to molding sands. The method developed has permitted to establish correlations with results from other types of testing.

XXI.

E. THOMSEN

(University of California, USA)

"Algunos Aspectos del Trabajado de Metales"

Se presenta un corto resúmen de los principios de la deformación plástica y se demuestra que las características de trabajado y los límites de formabilidad dependen primariamente del estado de tensiones. Consequentemente se introduce una clasificación de los procesos de trabajado basada en dicho concepto. Se discuten varios métodos para obtener soluciones aproximadas a problemas de formabilidad y se dan resultados comparativos para un problema de recalcado. Se demuestra además que el tratamiento de los problemas de formabilidad no es completo si no se examina cuidadosamente la ecuación energética y se tiene debidamente en cuenta cada término. Finalmente se sugiere que la predicción de fuerzas y energías solamente no es suficiente y más interes se le debe dedicar a la posibilidad de predecir, entre otras cosas, las propiedades mecánicas, el acabado superficial, los defectos de trabajado, etc.; por lo tanto se concluye que se dediquen más investigaciones al estudio con modelos en los que todos los parámetros de formabilidad y corte puedan ser evaluados.

XXI.

E. THOMSEN

(University of California, USA)

"Some Aspects of Metal Forming"

A short review of the principles of plastic deformation is given and it is shown that forming characteristics and forming limits depend primarily on the state of stress. Accordingly, a classification of the major forming processes based on this concept is presented. In addition, several methods of obtaining approximate solutions to forming problems are discussed and a comparison for an upsetting problem is given. It is shown further that a treatment of forming problems is not complete unless a careful examination of the energy equation is made, and every term of the equation properly accounted for. Finally it is suggested that in practice the prediction of forces and energy alone is not sufficient and more thought must be given to the possibility of predicting among others, mechanical properties, surface finish, forming defects. It is suggested therefore that more research be directed toward model studies in which all of the important parameters in forming and cutting processes can be evaluated.

XXII.

N. L. REED

(U. S. Army Materials Research Agency, USA)

"El Programa Coordinado de Trabajado y Procesado de Metales de las tres Fuerzas Armadas"

El Programa Coordinado de Trabajado y Procesado de Metales de las Tres Fuerzas Armadas, Ejército, Armada y Aviación, es descrito indicando su amplitud y las areas de mayor interés en el esfuerzo general coordinado que se está haciendo para explotar de manera práctica los resultados de las investigaciones básicas. Además de exponer la filosofía del método de ataque de los problemas de trabajo, tratamiento y fabricación de metales, se da información concerniente a grupos de tareas seleccionadas.

XXII.

N. L. REED

(U. S. Army Materials Research Agency, U. S. A)

"Tri-Service Coordinated Metal Working and Processing Program"

The Tri-Service Coordinated Metal Working and Processing Program of the Army, Navy and Air Force is described to indicate scope and areas of emphasis in the over-all coordinated effort now being made to exploit in a practical manner the results of fundamental research. In addition to presenting the philosophical approach to the working, treating and fabrication of metals, information on selected tasks is reported.

XXIII.

N. PROMISEL

(U. S. Navy Bureau of Naval Weapons, USA)

"Algunos Aspectos Técnicos del Programa de Trabajo de Metales, Procesos y Equipos (M. P. E. P.) de los EE. UU."

El programa tiene dos características básicas: primero el objetivo es el desarrollo de técnicas y equipos que se adapten al comportamiento específico del material, en vez de tratar de modificar el material para que sea "trabajable" en equipos o bajo condiciones que fueron desarrolladas para algo distinto. Segundo, es necesario examinar detallada y básicamente las características de deformación del material y nuevos conceptos sobre fenómenos que podrían ayudar a encontrar nuevos equipos y nuevas condiciones de procesamiento. Se describen ejemplos específicos de fenómenos y comportamientos metálicos que deben ser considerados cuando se busquen nuevas técnicas de procesamiento: reducción de las fuerzas de trabajo y de fricción por medio de la aplicación de vibraciones ultra

sónicas; aumento de la ductilidad por aplicación de altas presiones hidrostáticas; reducción de las fuerzas de fricción y de expansión en las matrices de extrusión, extruyendo de fluido a fluido; mejoramiento de la formabilidad controlando la textura; aumento de la formabilidad trabajando en condiciones de "superplasticidad" a temperaturas cercanas a una temperatura de transformación de fase, etc.

XXIII.

N. PROMISEL

(U. S. Navy Bureau of Naval Weapons, U. S. A.)

"Some Technical Aspects of the United States Metalworking, Processes and Equipment Program (M. P. E. P.)"

The program has two basic features: first, the objective is to develop techniques and equipment which are adjusted to the characteristic behavior of the material, instead of trying to modify the material to be "workable" in equipment or under conditions which have been developed for something else. Second, it is necessary to examine thoroughly and basically the deformation characteristics of the material and new concepts of phenomena which might help in designing new equipment and new conditions for processing. A description is presented of some specific examples of the phenomena and metal behavior which must be considered in looking ahead to new processing techniques: reduction in forming and friction forces by application of ultrasonic vibration; increasing ductility by applying high hydrostatic pressure; fluid to fluid extrusion to reduce friction forces and hoop stresses in dies; control of texture to improve formability; taking advantage of the so called superplastic conditions near a phase transformation temperature to improve formability, etc.

XXIV.

S VALENCIA y P. A. G. CARBONARO

(U. S. Army Materials Research Agency, USA)

"Investigación de Materiales en Apoyo de una Tecnología Avanzada"

Este trabajo describe investigaciones cuyo objeto era estudiar la fenomenología de procesos para optimizar las propiedades de los materiales y promover la tecnología de la producción más económica de componentes militares. Se describen en detalle: un estudio de crecimiento dendrítico y segregación durante la solidificación, llevado a cabo con la ayuda de microsonda y microradiografías, con el propósito de sentar las bases para técnicas avanzadas de fundición que permitan obtener estructuras más homogéneas; estudios sobre trabajado de precisión para desarrollar un método para formar interiormente elementos tubulares; un estudio de difusión a temperaturas debajo de la de fusión (unión en estado sólido) para desarrollar métodos de unión positiva de materiales que son difíciles de fundir;

una investigación de la aplicación de métodos de alta potencia ("high-energy rate") en tiempos muy cortos a la formación de metales; y el corte de metales a altas velocidades utilizando herramientas cerámicas modernas. Se incluyen los materiales y aplicaciones específicos y una discusión sobre las mejoras económicas que resultan de la investigación básica y aplicada.

XXIV.

S. VALENCIA and P. A. G. CARBONARO

(U.S. Army Materials Research Agency, USA)

"Materials Research in Support of Advanced Technology"

This paper reports on selected materials research studies covering processing phenomenology with a view of optimizing materials properties and establishing technology for more economic production of military components. Described in detail are: a study of the dendritic growth and segregation during solidification, with the aid of the electron beam microanalyzer and of macroradiographs, to provide a basis for advanced casting techniques for improving homogeneity of the structure; studies in precision forming for providing a method for internal contouring of tubular shapes; a study of diffusion at sub-fusion temperatures (solid state bonding) to develop positive bonding of hard-to-fuse weld materials; investigation of the application of high-energy rate to the forming of metals; and the removal of metal at high velocity utilizing advanced ceramic cutting tool materials. The specific materials and applications, with a discussion of the economic improvement resulting from the basic and applied research, are included.

XXV.

S. DE SOUZA y L. CORREA DA SILVA

(Instituto de Pesquisas Tecnológicas, Brasil)

"Producción de Electrodo Rotativos de Cobre-Cobalto-Silicio"

El propósito de este trabajo era ayudar a la industria local (brasileña) e impedir la dependencia total de la importación. Se desarrollaron técnicas para: fundir anillos de dimensiones óptimas para su subsiguiente forjado, forjar los anillos hasta sus dimensiones finales y tratar térmicamente los mismos hasta que adquieran la dureza deseada (hasta 200 BHN). Se muestran fotomicrografías de especímenes fundidos y forjados y fundidos, forjados y tratados térmicamente.

XXV..

S. DE SOUZA and L. CORREA DA SILVA

(Technological Research Institute, Brazil)

"Production of Copper-Cobalt-Silicon Rotating Seam-Welding Electrodes"

The purpose of this work was to help local industry and avoid total dependence on importation. Techniques were developed to: cast rings of the optimum dimensions for subsequent forging, forge the rings to final shape and heat treat them to the required hardness (up to 200 BHN). Photomicrographs of specimens cast and forged and cast, forged and heat treated are given.

XXVI.

D. OBRUTSKY, M. SARRATE y O. WORTMAN
(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Propiedades de una Aleacion de Cobre de Alta Resistencia al Ablandamiento y Alta Conductividad"

Ciertas aleaciones de cobre y zirconio tienen una combinación de propiedades adecuadas para aplicaciones en electrodos de soldadura de punto a temperaturas moderadas. Parecen ser superiores a las aleaciones más comunes de Cu-Cr y Cu-Ag. Especímenes de diferentes composiciones fueron preparados y sus características de envejecido fueron determinadas por dilatometría, dureza, conductividad, fuerza termoeléctrica y resistencia a los esfuerzos de corte. Los últimos fueron hechos en probetas tratadas térmicamente y deformadas. El análisis de los resultados permitió calcular una energía de activación para el proceso de envejecimiento del orden de 23.000 cal/mol. Electrodo hechos con la combinación óptima de propiedades se han comportado excelentemente en aplicaciones industriales.

XXVI.

D. OBRUTSKY, M. SARRATE and O. WORTMAN
(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Fabrication and Properties of a High Resistance to Softening and High Conductivity Copper Alloy"

Copper-Zirconium alloys have an adequate combination of properties for spot welding electrode applications at moderate temperatures. They seem to be superior to the more common Cu-Cr and Cu-Ag. Specimens of different compositions were prepared and their aging characteristics determined by dilatometry, hardness, conductivity, thermoelectric power, and shear-strength measurements. The latter were made on heat treated and on deformed and aged specimens. Analysis of the data yields an activation energy for the aging process of about 23,000 cal/mol. Electrodes made under the optimum combination of properties have shown excellent performance in industrial applications.

XXVII.

F. MORRAL

(Battelle Memorial Institute, USA)

"Manufactura de Chapas No-Ferrosas"

Tres técnicas de interés para la manufactura de chapas no-ferrosas son: fundición semicontinua, fundición de tochos delgados, y metalurgia de polvos. Ellas son consideradas en este trabajo en relación a la fabricación de chapas de metales y aleaciones comunes. Se discuten también las características mecánicas y metalúrgicas de los productos.

XXVII.

F. MORRAL

(Battelle Memorial Institute, USA)

"Non Ferrous Metal Sheet Manufacturing"

Semicontinuous casting, casting of thin slabs, and powder metallurgy are techniques for producing sheet. The use of them, and related processes, to manufacture sheet from common metals and alloys and from unusual metallic materials is considered in this paper. Metallurgical characteristics and mechanical properties of the products are discussed.

XXVIII.

M. STEINBERG

(Lockheed Missiles and Space Co, USA)

"Influencias de las Investigaciones sobre Materiales en la Optimización de Diseño"

La transición de construcción de aviones convencionales a proyectiles y naves espaciales ha estimulado el desarrollo de materiales estructurales para altas temperaturas y la fabricación de estructuras livianas. Se dan ejemplos de cómo se puede llegar a resultados erróneos en la optimización de diseño si no se usan los parámetros adecuados. Se discute el concepto de diseño generalizado de sistemas para determinar planes de investigación y desarrollo de materiales reales. Dos conceptos de diseño de protección térmica para estructuras de re-entrada son examinados -sistemas por absorción y por ablación- y se hacen las consideraciones sobre materiales pertinentes al diseño de protecciones térmicas para estructuras de re-entrada. Se discute un material compuesto basado en fibras refractarias con un ligante inorgánico desarrollado por Lockheed para sistemas de protección térmica. También se analizan los problemas relacionados con metales refractarios con capas protectoras. Se describe el uso del análisis paramétrico de capacidad de componentes y materiales versus capacidad de misión para el desarrollo

de una carcasa para un motor cohete y se ilustra con una comparación entre carcasas hechas de acero, titanio o filamento de vidrio bobinado. Como ejemplos de otros materiales desarrollados con propiedades específicas o con una combinación de propiedades para satisfacer los requerimientos de ambientes de proyectiles o naves espaciales se citan aleaciones de Be-Al con una buena combinación de módulo, resistencia, ductilidad y peso y materiales para toberas de cohetes, o sea "materiales a medida".

XXVIII.

M. STEINBERG

(Lockheed Missiles and Space Co., USA)

"Design Optimization Through Materials Research"

The transition from conventional aircraft construction to missiles and spacecraft has spurred the development of high temperature structural materials and the fabrication of light weight structures. Examples are cited of how misleading results can be obtained in design optimizations for minimum weight if improper comparison parameters are used. A discussion is given of the generalized design of systems concept for determining actual materials research and development. Two approaches in the design of thermal protection systems for reentry structures are examined -absorptive and radiative systems- and materials considerations are given for the design of thermal protection for reentry structures. A composite based on inorganic bonding of various refractory fibers, developed by Lockheed for thermal protection systems is considered. The problems related to coated refractory metals is discussed. The use of a parametric analysis of component and materials capabilities against mission capability to develop a rocket motor case is described and a comparison of steel, titanium and glass-filament wound cases is given. Beryllium-aluminum alloys with a good combination of modulus, strength, ductility and weight and materials for rocket nozzles are other examples of materials developed with specific properties or combination of properties to meet the requirements of advanced missile and spacecraft environments or, in other words, "materials designed to order".

XXIX.

J. RINEHART

(Colorado School of Mines, USA)

"Trabajado de Metales con Explosivos"

Aunque no es de esperar que este método reemplace a otros más convencionales, su uso está ahora firmemente establecido en muchas plantas de procesamiento de metales. Los procesos en los que ha sido más general y efectivamente adoptado se dividen en dos categorías: aquéllos en que los procesos pueden llevar

se a cabo sólo en las condiciones extremas y exóticas generadas por medio de explosivos; tales como el endurecimiento de aceros al manganeso, compactación de ciertos polvos o contornos convexos; y segundo, aquéllos en los que el trabajado del metal sólo puede hacerse a costa de mucho tiempo, esfuerzo y dinero. Como ejemplos de la segunda categoría se dan la producción de puntas de proyectiles-cohete o de vagones tanque para ferrocarriles. Estas operaciones pueden llevarse a cabo por métodos convencionales pero la construcción de las prensas y matrices requeridas para producir dichas partes sólo se justifica si se espera producir una gran cantidad de piezas. La producción de pocas partes por medio de explosivos es relativamente barata y simple, ya que las matrices y tanques usados son fáciles de hacer. Mientras la formación con explosivos juega un papel muy significativo en países de tecnología avanzada como los EE.UU., pareciera que deberá jugar un rol aún más importante en sociedades menos tecnológicamente donde el progreso se ve muchas veces impedido por falta de costosos bienes de capital. Debido a que el trabajado por explosivos en general requiere poco desembolso de capital, dichas técnicas son ideales para suplir tal falta. Aparentemente no hay razón alguna para que un país como Argentina no desarrolle y utilice estos nuevos métodos y técnicas para resolver algunos de los problemas de trabajo de metales que enfrenta.

XXIX.

J. RINEHART

(Colorado School of Mines, USA)

"Explosive Working of Metals"

Although it cannot be expected to replace most conventional metal working operations, explosive working of metals has now become firmly established in many metal processing plants. The processes where it has been most effectively and widely adopted fall into two categories: those in which the process can only be done by utilizing the exotic and extreme conditions generated by explosives, such as work hardening of manganese steel, compactation of metal powders, or the production or re-entrant contours; and second, those in which the working of the metal could be accomplished by other means but only at excessive expenditure of time, effort, and money. The sizing of missile noses, or the production of a railroad tank car fall into the second category. These operations could be performed by conventional methods, but construction and procurement of dies and presses required to produce these latter parts are only economically feasible when a large number of production parts are anticipated. Explosive forming of a few parts on the other hand is relatively inexpensive and simple since the dies and tanks required are relatively easy to fabricate. While explosive working is playing an extremely significant role in the highly technologically developed countries such as the United States, it seems destined to play an even more important role in less technologically advanced societies where progress is being hampered by the lack of expensive capital equipment. Since explosive forming, in most instances, requires relatively little capital outlay, the techniques are ideally suited to making up for this lack.

There appears to be no reason why a country such as Argentina should not avail itself of these new explosive working methods and techniques to solve some of the metal working problems which it is now facing.

XXX.

F. MORRAL

(Battelle Memorial Institute, USA)

"Nuevos Procesos de Manufactura de Metales en los EE.UU. Posible Aplicación en Países Latinoamericanos"

Tradicionalmente, en la industria metalúrgica de los EE.UU., la tendencia ha sido hacia el uso de grandes equipos con grandes tonelajes de producción de chapa, alambre y productos similares. En este trabajo se ha intentado hacer una evaluación de técnicas viejas y nuevas con las que se pueden fabricar las partes arriba mencionadas en una escala más reducida y económica.

XXX.

F. MORRAL

(Battelle Memorial Institute, USA)

"New Metal Manufacturing Processes in the USA of Possible Application in Latin American Countries"

Traditionally in the U.S. metallurgical industry, the trend has been to large equipment and tonnage to manufacture sheet, wire, and similar products. An evaluation of new and old techniques which make possible fabrication of the above mentioned products on a smaller scale and economically, was attempted.

XXXI.

J. CIARLO y R. MEILLAT

(C.A.M.E.A., Argentina)

"Colada Continua de Aluminio"

Este trabajo describe el desarrollo de un sistema Properzi de Colada Continua, incluyendo el horno basculante, rueda de colada enfriada con agua, trenes de laminado de alambros de aluminio y equipos bobinadores del mismo. El equipo ha estado trabajando eficientemente durante el último año. El alambros se usa en la fabricación de líneas de transmisión eléctrica.

XXXI.

J. CIARLO and R. MEILLA'T
(C. A. M. E. A., Argentina)

"Continuous Casting of Aluminum"

This paper describes the development of a Properzi Continuous casting system including tilting furnace, water cooled casting wheel, rod rolling trains and rod coiling devices. The equipment has been working very efficiently during the last year. The rod is used in the manufacture of power transmission lines.

XXXII.

J. ALMAGRO, G. CUSMINSKY y C. A. MARTINEZ VIDAL
(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Estudio de la Colaminación de metales"

Las técnicas de colaminado desarrolladas en los laboratorios de Metalurgia de la CNEA son el tema de este trabajo. Los mecanismos básicos fueron investigados en primer lugar y, como resultado, se determinaron los parámetros importantes para una producción industrial. Experimentos en planta piloto confirmaron la validez de las predicciones. Este método se utiliza ahora para producir los elementos combustibles del primer reactor argentino experimental y para la producción de isótopos (con un flujo de 10^{16} n. p. s.).

XXXII.

J. ALMAGRO, G. CUSMINSKY and C. A. MARTINEZ VIDAL
(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Roll-bonding of Metals"

The roll-bonding techniques developed at the laboratories of the CNEA are the subject of this work. The basic mechanisms were investigated first and, as a result, the important parameters for industrial production were determined. Pilot-plant experiments confirmed the validity of the predictions. The method is being used now to produce the fuel elements for the first Argentine experimental and isotope production reactor (with a flux of 10^{16} n. p. s.).

XXXIII

R. KUGUEL

(Instituto Nacional de Tecnología Industrial, INTI, Argentina)

"Influencia del Efecto de Tamaño y Entalladura en la Resistencia a la Fatiga de Elementos Estructurales y de Máquinas"

Se ensayaron probetas de aleación de aluminio y de acero. Se observó un decrecimiento en la resistencia a la fatiga con un aumento en el volumen de aquella parte de la probeta que es sometida a altas tensiones. Se encontró en relación lineal entre el logaritmo de dicho volumen y el logaritmo de la tensión máxima. La pendiente de dichas líneas parece ser la misma para todos los materiales ensayados dentro de la banda de dispersión entre el 10 y el 96%. Debe tenerse en cuenta que el análisis precedente puede usarse para predecir el comportamiento a la fatiga de partes de maquinas y estructuras a partir de los resultados obtenidos con pequeñas probetas de laboratorio. También se determinó una relación experimental entre los factores de Concentración de tensiones real y teórico.

XXXIII.

R. KUGUEL

(National Institute of Industrial Technology, INTI, Argentina)

"The Effect of Size and Shape on the Fatigue Strength of Structural and Machine Members"

Steel and aluminum alloy specimens were tested. A decrease in fatigue strength with an increase in the volume of that part of the specimen which is highly stressed was observed. A straight line relationship between the logarithm of that volume and the logarithm of the maximum stress was found. The slope of those lines seems to be the same for all materials tested within the 10% and 96% dispersion band. It should be pointed out that the preceding analysis could be used to predict the fatigue behavior of structural and machine components from results on small laboratory specimens. An experimental relationship between the theoretical and real stress concentration factors was determined.

XXXV.

J. A. SABATO

(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Estrategia de la investigación metalúrgica en Latino-América"

Esta sesión se dedicó a discutir el impacto de las investigaciones metalúrgicas en la economía de los países en desarrollo y la posibilidad de establecer prioridades en la investigación metalúrgica en relación a las necesidades y posibilidades nacionales.

XXXV.

J. SABATO

(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Strategy of Metallurgical Research on Latin America"

This session was devoted to discuss the impact of metallurgical research on the economy of developing countries and the possibility of establishing priorities in metallurgical research in relation to national needs and possibilities.

* * * * *

XXXVI.

J. A. SABATO

(Departamento de Metalurgia, CNEA, Argentina)

"Objetivos de una colaboración regional en materia de investigación tecnológica"

Esta sesión fué la última de la Conferencia. El prof. Sabato resumió lo conseguido por la Conferencia y agradeció a los conferenciantes en nombre de la CNEA. Representantes de diferentes países agradecieron la hospitalidad de los organizadores y los felicitaron por el éxito de la Conferencia. A continuación se llevó a cabo una discusión sobre cómo usar los servicios de organizaciones internacionales para promover reuniones y cursos técnicos.

XXXVI.

J. A. SABATO

(Department of Metallurgy, CNEA, Argentina)

"Objectives of Regional Collaboration on Technological Searching"

This session was the last of the Conference. Prof. Sabato summarized the accomplishments of the conference and thanked the attendees in the name of the CNEA. Representatives of the different countries thanked the organizers for their hospitality, and congratulated them for their success. A discussion followed on how to use the services of international organizations to promote technical courses and meetings.

* * * * *

SOME RECENT DEVELOPMENTS IN ENGINEERING MATERIALS AND PROCESSES

by Earl R. Parker

Introduction

The purpose of this paper is to describe briefly some of the recent technological advances in materials that are of interest to physical metallurgists and engineers. The subjects selected for inclusion are new methods, new processes, or new materials.

Of major concern to the users of materials are joining processes. New methods, some of them exotic and far removed from current commercial practices, may soon find important applications. Most of those considered are in the early stages of industrial application; they are not merely laboratory developments, although they are not far removed from this stage of evolution.

Casting processes have not received adequate attention in the research and development areas. Very little basic work on solidification processes is being done in universities; governmental research support is very small, and the work being done in industrial laboratories is generally concerned with current production problems.

In many modern engineering structures, high strength and light weight are basic design requirements. There has been an intensive effort, particularly in the United States, to develop materials of all kinds (metallic, ceramic, and organic) that are substantially stronger than available commercial materials. The status of this work is briefly reviewed; the high strength alloys that have recently become available are described. The future of composite materials is also discussed, as are the current, and rather spectacular, developments in the production of high strength glass.

JOINING

The joining processes considered herein are confined to the newer developments in welding and adhesives; mechanical joints are not considered. In metallic joints these include electron beam, friction, sonic, explosive, and laser welding and in nonmetallic joining methods, organic adhesives bonding. The newer metallic methods are relatively expensive, hence, they are only used in specialized applications where conventional welding or brazing techniques do not provide satisfactory joints. Adhesives are being used for similar applications; they are also finding increasing use as replacements for mechanical bonds. In many cases, adhesive bonds are actually stronger and cheaper to make than mechanical joints. The most important advances in joining methods today are with adhesive materials. All metallurgists and engineers should be fully aware of the properties and potential uses of adhesives. Each of the above-mentioned joining methods will be discussed in detail in the following sections.

Electron beam welding (1, 2) must be done in vacuum at a pressure of less than one micron of mercury. This imposes serious limitations on the general use of this method, but it also has the great advantage that contamination by air is avoided. An additional advantage that sometimes accrues is that volatile impurities in the metal evaporate during welding because of the vacuum environment. The low level of contamination is especially desirable in the melting and welding of refractory metals.

Electron beam welding methods have been developed in England, France, Germany, Japan, Russia, and the United States. The electron beam is accelerated with a potential that varies from 10 to 150 kilovolts, and the beam is focused into a small cross-section to obtain a high energy density necessary for a tiny molten zone. A unique characteristic of this kind of welding is that the depth-to-width ratio of the weld zone is high. Commercially available equipment produces welds with depth-to-width ratios of four to one, but machines have been built that can produce deep narrow welds with ratios of 20 or more. Another advantage is that little weld shrinkage occurs and distortion is minimal. A sketch illustrating the elements of an electron beam welding gun is shown in Fig. 1. Photographs of welds made with high and with low power density beams are shown in Figs. 2 and 3.

Electron beam welding processes were developed in an effort to avoid the small amount of contamination that occurs in well shielded inert gas welding of reactive metals. Although only a few parts per million of oxygen or nitrogen may be present in the inert atmosphere, these gases can have a serious adverse effect on the properties of the weld metal. Also, similar amounts of oxygen and nitrogen are often present in the metal being welded because of contamination that occurred during the vacuum arc melting of the ingot (under pressures of 5 to 50 microns of mercury). In many applications the normal impurity level is not particularly deleterious, but for certain critical applications, higher purity is essential. The electron beam process produces substantially higher purity welds than does conventional inert gas arc welding, and this is the reason that the process was developed.

In its present state, electron beam welding can only be done on components that will fit into vacuum chambers, the largest of which are of the order of 10 feet in length, 5 feet in width, and 6 feet in height. Welding can be done equally well in any position, and so tooling and positioning of the work is simplified. The gun can be maintained stationary while the work is moved, or the gun can be mounted on a movable carriage. Electron beam welding must, of necessity, be remotely controlled. Programming is accomplished by continuous path numerical control or by a simple analog system. The progress of welding can be followed optically through windows in the vacuum chamber or by close circuit television.

Applications of the electron beam technique include micro-circuitry welding in the electronics industry, general fabrication, joining of heavy structures, and the repair of castings. Very tiny objects, such as 0.003-inch wires and sheets can be electron beam welded, and miniaturized components can be encapsulated by sheet material welded with this process. In the larger sizes, a wide variety of thicknesses and kinds of materials, including dissimilar metals, can be joined. A single electron beam machine can weld foils, or it can be used to join plates several inches thick. Although current usage is generally restricted to foils and to plates less than about 3/4 inch thick, the method can be used to join plates several inches thick in a single pass, and with travel rates of several feet per minute.

Friction welding is a fusion process for joining metals, but it differs from other processes in that the heat is generated by friction. In its simplest form, one of the pieces to be joined remains stationary while the other is rotated at a high speed with one end held against the stationary piece until a welding heat is reached, then the rotation is stopped and the pieces are pressed together during the subsequent cooling period.

The friction welding process has been explored most thoroughly by the Russians. V. I. Vill (3, 4) has made a comprehensive study of the process. Zakson and Voznesenskii (5) evaluated the general parameters of power and heat incident to friction welding, and the specific analysis of these factors for friction welded thick-walled steel pipes was reported by Gel'dman and Sanders (6). Industry in Russia has found considerable use for this process, but as yet it is used very little in other countries. Among the first technical studies reported in the United States were those of Hazlett (7, 8) and Hollander (9). Hazlett friction welded a number of dissimilar metals as well as plain carbon and low alloy steels. Cylindrical bars ranging from 1/4 to 5/8 inch in diameter were welded and tested. Joint efficiencies of 100 percent were obtained with AISI 1020 and 4130 steels. Identical results were obtained with zirconium-zirconium, 304 stainless steel-304 stainless steel, 2024 aluminum-2024 aluminum, magnesium-magnesium, nickel-nickel, zirconium-304 stainless steel, zirconium-1020 steel, and 2024 aluminum-copper, but satisfactory welds of copper-copper and nickel-magnesium could not be made. Sound metallurgical bonds were obtained, except for the combinations noted, but brittle zones were present in some cases, and these limited the ductility and toughness of the metal at the junction. As the advantages of this process have become more widely known, its use has gained headway, and more widespread future use is to be expected.

Ultrasonic welding is a process for joining metals using vibrational energy, but without the aid of heat, fluxes, or filler metals. The pieces to be joined are clamped together with a low static pressure. The static and cyclic loads are applied through a welding tip much like that used in resistance welding. The vibrational energy is applied for a few seconds. The sonic coupling system is shown schematically in Fig. 4. Strong bonds can be made without causing significant distortion of the pieces being joined, and the "cast metal zone" characteristic of fusion welds is absent, or at worst, very small.

Welding is achieved by applying a shearing action between the parts being joined. The shearing movement is small and a normal force is necessary for good bonding. The sonic frequencies employed range from 5,000 to 75,000 cycles per second.

Strong bonds can be made between like pieces of most of the common alloys, and many dissimilar metals can also be joined successfully. Examples of metals that have been welded are stainless steels, titanium alloys, aluminum alloys, copper alloys, copper to silver, copper to nickel, copper to zinc, and titanium to molybdenum. One very attractive feature of this process is that cold-worked metals and alloys can be joined without destroying their high strength properties; because no heat is used recrystallization does not occur in the weld zone.

The process is best suited to the welding of thin sheet material, such as aluminum foil, and is currently being used to a limited extent for such applications.

Explosive welding is a new technique for joining in which plates of metal are forced together by an explosive charge in a manner that produces an increase in surface area while the plates are held in contact by a pressure approaching a million pounds per square inch. This is a cold welding process; the temperature of the surfaces being joined need not rise above about 300°C, although it is possible with technique variations to produce very high surface temperatures. Weld joints as strong as the parent metal can be produced by this technique.

The best welds are made when there is a small angle between the plates, and the welding is done in vacuum (1/100 atmosphere). Joints made in air are not as strong because the air acts as a cushion when the plates are brought together, and the air becomes very hot as it is compressed (of the order of 10,000°C), oxidizing some of the metal and contaminating the weld.

A sketch illustrating the nature of the explosive welding set-up used by Davenport (10) is shown in Fig. 5. When the explosive is detonated, the top plate is accelerated to a velocity approaching 1000 feet per second. As it strikes the other plate, the material is squeezed forward, making a small jet or ripple in the surface. The contact point moves along the interface as the plates move together. When the rate at which the contact point moves is sub-sonic, material has time to move, ripples like those shown in Fig. 6 form, and the resulting joint is strong. Rippling produces a several-fold increase in the surface area, creating new surfaces that bond readily.

Rippling also provides a mechanical strengthening effect by virtue of its interlocking nature.

In many instances, it is not possible to use an angle between the surfaces to be welded (e. g., welding of concentric tubes, or joining of large areas of flat plates). However, for the formation of strong joints, rippling is highly desirable, and this effect can only be produced when the contact point moves slower than the sonic velocity in the plates. Detonation velocities in commercially available explosives are six to seven millimeters per microsecond, and sonic velocities in metals are only four or five millimeters per microsecond. Thus, to produce rippling during the welding of parallel surfaces, special explosives having detonation velocities less than three or four millimeters per microsecond must be used. Such explosives are not readily available.

The separation distance of the plates is also important because the moving plate must travel a certain minimum distance before reaching maximum velocity. In most instances, the separation distance is a few millimeters. If plates are spaced closer than the desirable minimum, or even if they are in contact, welding can be achieved, but the amount of explosive used must be increased as much as five-fold.

Applications for explosive welding are limited because of the potentially dangerous materials used and because of the geometric limitations of the process. Explosive welding is advantageous for welding materials together over large surface areas. It is especially suited for cladding of plates, rods, or tubes.

Laser welding is the newest of the welding processes. The word "laser" was created by using the first letters of the words, "light amplification by stimulated emission of radiation". A laser is a device that emits coherent (i. e., in phase) light waves in a parallel beam having little or no divergence, in contrast with ordinary emitters which radiate incoherent (out of phase) light spherically. The uses of lasers fall into three general categories: (1) scientific research, (2) communications, (3) for concentrating energy in a small area for technological or military purposes. Tremendously high energy densities can be attained with lasers. The first laser material, the pink ruby, is still used as the light emitter in applications such as welding where high energy densities are required.

A laser is a device that amplifies light by means of stimulated emission of radiation. The laser is used as a source of radiation, the particular laser of concern in welding being the ruby laser which is a cylindrical single crystal of Al_2O_3 containing about 0.05 percent of chromium. The crystal is usually about one centimeter in diameter and may be 2 to 20 centimeters in length. The ends of the cylindrical crystal are ground optically flat and parallel, and one end is coated so that it becomes a highly reflective surface. The ruby is irradiated by a flashlamp, usually in the form of a concentrically wound helical tube, which is intermittently operated for millisecond periods with a high energy pulse, for example, 2000 joules. Commercial welding units are available with 15 joules, 3 millisecond pulses, at a rate of 1200 pulses per hour. A schematic illustration of a unit is shown in Fig. 7.

A laser concentrates or "amplifies" light energy hundreds of times in that the intensity of the output flash is many times greater than the intensity of the input light used to excite the laser. The same general principle as that used in fluorescent lights is involved, namely, the excitation of atoms by a light of a shorter wave length, and the subsequent re-emission of longer wave length light by the excited atoms when they return to their normal state. In the case of the ruby laser, the chromium atoms are the emitters. They absorb green light and thus make the ruby look red. Green light from the external exciting source raises the energy level of the chromium atoms. When these excited atoms return to their normal state, they emit light of a longer wave length. The difference between the action of a fluorescent material in a lamp and a laser is that the atoms in the fluorescent light emit randomly in all directions, with each quantum of radiation being independent and out of phase with all others emitted at the same time. In the laser, the action is different. The excited atoms tend to remain in the excited state until triggered by some external stimulant. The light quantum emitted from the first atom returning to the normal state travels down the ruby crystal, and as it passes other excited chromium atoms it stimulates them to discharge their stored energy in phase with light from the first atom. The ends of the rod are parallel and coated with a highly reflecting substance so that the beam, once triggered, is reflected back and forth, triggering more and more excited atoms, until it reaches a high enough intensity to pass through the thinly mirrored surface on one end of the rod. The burst of light leaving the crystal is coherent (i. e., of a single phase and frequency), and is in the form of a narrow beam that does not diverge.

Laser light can pass through transparent substances without affecting them. It can be used to melt metals encapsulated in glass or plastic, or more impressively, laser beams have been flashed into the eyes of patients having detached retinas to weld the retina back in place. The beam passes harmlessly through the transparent portion of the eye and is absorbed by the retina, "welding" the detached unit back in place.

The power output of a commercial unit may seem small for welding metals, but 10 joules output for one millisecond can cause the surface of iron, copper, or aluminum to boil. The reaction pressure of the vaporizing metal also can be used to produce laser "drilling". Lasers can be used for welding fine wires to each other or to foil, an application of considerable importance in the manufacture of micro-electronic devices. Laser welding is just coming into use; it is certain to find numerous specialized applications.

Adhesives are assuming a major role in materials technology. Within the past few years, adhesives have reached the stage of development where adhesive bonding has replaced many riveted, bolted, brazed and spot welded joints. In modern supersonic airplanes, over 75 percent of the skin is joined to the framework with adhesives. In the automotive industry, adhesives are used to attach panels, glass, steel reinforcing sections, and trim; over 25 pounds of adhesives are used on some automobiles. In the electronic industry, adhesives are used to bond metal parts to circuit boards, and conducting adhesives may soon be used for making "soldered" joints.

In the metal industries, adhesives are used to join castings, extrusions, forgings, and sheet metal parts. Adhesives are used as "lock-washers" for nuts, for bonding sheets of metal in curtain-wall building construction, and experiments are in progress involving the use of adhesives in place of stitches both in the clothing industry and in surgical techniques, such as the joining or closing of blood vessels.

Adhesives stick to surfaces primarily by virtue of Van der Waal bonds, the weak forces responsible for the wetting action of a liquid when placed on a solid. Bonding energies are of the order of one kcal/mol, in comparison with chemical bonds which have energies of the order of 100 kcal/mol. Such bonds, weak as they are, are sufficiently strong to account for the strength of adhesively joined parts.

Good bonding requires good wetting. An adhesive that does not spread on a surface cannot flow into surface crevices and will form a weak joint. Whether or not a liquid will spread on a solid depends upon whether the attractive force of the liquid molecules for each other is greater or less than the attractive force between the liquid molecules and the solid. The forces holding like molecules together is called cohesion; for unlike molecules they are called adhesion forces. On an energy basis, the thermodynamic work of adhesion is equal to the surface free energy of the solid, F_S , plus the surface free energy of the liquid, F_L , minus the free energy of the interface between the liquid and the solid, F_{SL} , or

$$W_{\text{Adh}} = F_S + F_L - F_{SL}$$

In the same terms, the work of cohesion can be considered as the work involved when a layer of liquid spreads over another layer of identical material, or

$$W_{\text{Coh.}} = 2F_L$$

A liquid will spread on a solid if the spreading coefficient, S_p is greater than zero;

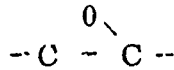
$$S_p = W_{\text{Adh}} - W_{\text{Coh}} = F_S - F_L - F_{SL} > 0$$

$$\text{or } F_S > F_L + F_{SL}$$

Surface free energies of metals are generally high. They are difficult to measure, and reliable data can only be obtained at temperatures near the melting point. Measured values range from a few hundred to more than a thousand dynes per centimeter, as compared with 72 for water, 47 for epoxy resin, 46 for nylon, and even lower values for polyethylene, polystyrene, and teflon.

The increased use of adhesives has resulted from developments that have occurred recently. About seven years ago a new class of substances, called epoxy resins, became available. They are far superior to most of the older adhesives, and the success of this group of compounds has stimulated extensive research in many laboratories. The epoxy resins are formed by mixing two materials that link together because of a spontaneous chemical reaction. The result is a long-chain, cross-linked polymer that is solid and strong, like bakelite.

The hardening process involves the transformation from a liquid state to a tough, hard solid. The reaction is promoted by the addition of chemically active reagents variously known as curing agents, hardeners, activators, or catalysts. Some agents promote hardening by catalytic action, while others react with the resin molecules. In some resins, curing may take place at room temperature, but in most cases, heat must be employed, either by an exothermic reaction or from an external source. The nature of the molecular structure of epoxy resins is shown below. The basic epoxy resin molecule is characterized by the reactive epoxy or ethoxyline groups



which act as terminal linear polymerization points. The terminal structure of the long-chain epoxy resin molecules is shown at the top in Fig. 8; the central bracketed portion consists of a number, n , of the units shown in the lower part of the figure, linked together to form the central part of the molecule. The number, n , may vary. When it is zero, the molecular weight is 340, and the softening temperature of the cured resin is about 40°C. When $n = 4$, the molecular weight is 1056 and the softening temperature is about 110°C. The mechanism of polymerization is shown in Fig. 9.

Epoxy resins may be used for a variety of applications such as castings, encapsulating, sealing, and lightweight foams, but one of the most important usages is for adhesives. Depending upon the formulation, the amount and kind of filler, diluent, or resin modifier used, the resin may be rigid or flexible. Some epoxy resins are stable for long times at 175°C, and for short times up to 300°C. Shear strengths in lapped joints can be several thousand pounds per square inch with pure epoxy resins; filler materials increase the strength. Values of shear strength on steel-to-steel bonds as high as 10,000 psi have been reported. An additional feature of merit is that epoxy bonded joints exhibit a much greater resistance to fatigue than spot welded or riveted joints. Improved performance is assured with future development, and ever expanding usage of epoxy resin adhesives is clearly foreseen in parts now joined by welding or mechanical means.

New or improved casting processes for metals, while of great commercial importance, are receiving relatively little attention. One of the most promising current developments is the combination of casting and die forging. The ductility of high strength steel and aluminum castings, cast to fit into final forging dies, can be substantially improved by a final hot forming operation.

A new technique for improving nodular iron castings is being explored. Thin sections in nodular castings often cool so fast that cementite forms, rather than nodular graphite, and unsatisfactory castings result. In some recent experiments, powdered ferrosilicon has been added to the mold before casting, and this washes into the thin sections, dissolves, and increases the graphitization rate in these regions. Considering the technological importance of castings, this field is badly neglected by metallurgical research groups.

ULTRAHIGH STRENGTH MATERIALS

Steels have traditionally been used for structural applications requiring high strength. However, even the strongest of the newer steels are being challenged from several sides by equally promising nonferrous materials. For example, titanium alloys have already proven to be superior in certain applications, and glass composites have surpassed steels in both strength and reliability in others.

Substantial progress has been made in recent years in steels of all kinds, and further improvements are to be expected in the immediate future. For example, structural carbon steels, such as ASTM A7, A373, and A36, with yield strengths between 32,000 and 36,000 psi, have been available for many years. High-strength and high-strength low-alloy steels (A242, A440, and A441) suitable for use as stronger substitutes for carbon structural steels, have yield strengths ranging from 42,000 to 50,000 psi in the as-received condition, and are suitable for welding with conventional techniques. Even stronger grades of structural steels that can be welded are the heat treated USS T-1 steels, that have yield strengths in excess of 90,000 psi and are available in thicknesses up to six inches. Modern designs of buildings and bridges often incorporate all of the above mentioned grades of structural steel in a single structure (11).

The upper limit of tensile strength in bulk pieces of commercially available steels has been extended to nearly 500,000 psi by the "Ausform" process developed by the Ford Motor Company. Ausforming consists of cold-working a steel in the austenitic state, but at a subcritical temperature, prior to quenching to form martensite (12). A wide variety of steels can be Ausformed. Alloys that are very slow to decompose at temperatures near 1000°F are especially suitable. The process consists of heating the steel into the austenite range, cooling it to about 1000°F rapidly enough to avoid decomposition, and then deforming it by rolling, forging, or other processes until the cross-section is reduced 70 to 90 percent. After deformation, the steel is quenched to form martensite, and then it is tempered at a temperature of 900°F or less. A typical alloy that responds well to this process is the H-11 steel (5.0% Cr, 1.3% Mo, 0.5% V, 0.4% C). Properties attainable with this steel in the Ausformed state are shown in Fig. 10, along with those resulting from a conventional heat treatment. One characteristic of Ausformed steels is that they have exceptionally high notch toughness combined with high strength and moderate ductility. Also, the fatigue limits of these steels are the highest ever determined for bulk material.

Another outstanding development is the "Maraging steels". They are essentially carbonless alloys and hence are not truly steels; they are iron base alloys that, after quenching, harden upon aging to tensile strength levels as high as 300,000 psi (13). A typical composition consists of 15% nickel, 9% cobalt, 5% molybdenum, and 0.5% titanium. The treatment consists of heating to above the critical temperature (about 1500°F) followed by air cooling to room temperature. Quenching is not necessary and so full hardness, produced by subsequent aging at about 900°F, can be obtained in pieces of any thickness.

At tensile strength levels of 250,000 to 300,000 psi, Maraging steels have about twice the ductility of conventional alloy steels. Furthermore, their notch toughness at high strength levels is excellent. Welding can be done before aging without causing adverse effects.

High-strength titanium alloys are also finding important uses. Alloys 6Al-4V (6% Al, 4% V) and 120 VCA (3% Al, 13% V, 11% Cr) are examples of outstanding materials. Some properties of these alloys are given in the following table:

Alloy	Condition	Yield Strength, psi	Yield Strength, psi	% Elongation	Charpy V-Notch, ft. lb.
6Al-4V	Annealed	125,000	135,000	20	25
6Al-4V	Heat-treated	147,000	164,000	20	17
120 VCA	Annealed	135,000	145,000	23	6
120 VCA	Heat-treated	185,000	203,000	5	1.5

Titanium alloys can outperform aluminum alloys in some supersonic aircraft applications. Aluminum alloys cannot be used for leading-edge skin surfaces when speeds exceed about 1400 miles per hour because of aerodynamic heating. Titanium alloys retain their strengths at higher temperatures, however, and can be used as skin material for supersonic planes with speeds up to about 2000 miles per hour.

It is of interest to examine where technology now stands with respect to the theoretical upper limits of strength. The ratio of attained to theoretical strengths is only about 0.3, and so there is still plenty of room for advancement!

Composite glass-resin structures have replaced metal parts in a number of important applications, including large rocket motor cases. Glass fibers are extremely strong, with tensile strengths exceeding 500,000 psi. Glass can be made in continuous fiber form, and wound on mandrels into useful shapes. The fibers are subsequently bonded together with resin. The glass fibers carry the load, and the resin provides impact toughness. In filament-wound cylinders, hoop stresses exceeding 80,000 psi can be sustained, and the strength-to-weight ratio of about one million exceeds that of aluminum or titanium alloys. Lower cost fiberglass structures are in common use in applications where high strength is not necessary but light weight, toughness, and corrosion resistance are desirable. Small fiberglass boats (up to about 25 feet in length) are one good example. There are indications that fairly extensive use may be made of fiberglass structures in

the automotive and other industries in the not too-distant future. Composites are the most promising class of materials under current development.

Glass in bulk form has never been seriously considered as a structural material because of its brittleness. However, there are indications that brittle substances such as glass can be used successfully at very high stress levels. Tensile strengths of the order of 1,000,000 psi have been reported for glass fibers. The problem of making large structures of glass strong has been at least partially solved in recent years by methods that are not applicable to ductile metals.

Cracks in glass start from surface flaws, and surfaces cannot be protected from abrasion when in service. Consequently, the approach to high strength has been to place the surface in a state of high residual compressive stress. Prestressing of surfaces is an old art, but its full potential has never been realized. Numerous experiments have established that glass behaves elastically up to stresses of the order of one-half million pounds per square inch. Thus, it is theoretically possible to induce favorable residual stresses of this magnitude in surface layers.

Several methods for prestressing glass have been devised. The three general processes in use are: (1) chilling the surface layers of hot glass, (2) encasing a hot glass object in another glass having a lower coefficient of expansion, and (3) diffusing a large ion into the surface layer. The first method is the oldest. It is accomplished by cooling the surface layer below the temperature of the interior. This causes a tensile stress to develop in the surface and the glass, which is still above the softening temperature, will flow under the action of the stress. The surface layer is thus stretched so that it is longer than it should be to fit over the unstretched core of material, but nevertheless, it must remain in physical contact with the interior portion during and after cooling. When thermal equilibrium is finally reached at ambient temperature, the surface layer is forced to occupy a smaller area than it would if it were free from the core. Thus, there is established a surface compressive stress, the magnitude of which may reach a value as high as 20,000 psi. Fracture cannot occur by surface flaw growth until the service stress exceeds the residual stress.

In the second method, a glass object is coated while hot with a thin layer of another glass having a higher coefficient of expansion. While the temperature is above the softening point of either glass, flow can occur to relax any stress that might develop. At lower temperatures, however, the interior portion contracts more with decreasing temperature than does the outer layer, and this causes surface compressive stresses to develop. It is theoretically possible to induce higher stresses in glass objects by this method than by the surface chilling process, but is more complicated to execute and more difficult to control. However, this principle has been used with great success for strengthening ceramic bodies. Glass coating of polycrystalline ceramic objects to produce superior strength is receiving increasing attention. Greater differences in coefficients of expansion exist with glass-ceramic composites than is possible or practical to attain with glass-glass structures, and so higher surface stresses are possible. It is within the realm of possibility for such stresses to reach 500,000 psi, but such high values have not

yet been realized. The future promise is great, however, because even at this early stage of development, tests on bulk samples having strengths of 240,000 psi have been reported (14) and dinnerware with a strength of about 40,000 psi is already in commercial production.

An ion exchange method has also been developed for providing surface compressive stresses (15). This process involves the exchange of small lithium ions by the larger sodium or potassium ions in a surface layer several thousandths of an inch deep. The exchange is made over a period of several hours at about 400°C, a temperature too low for stress relief. Products already in production have flexural strengths in service that exceed 50,000 psi.

There are good reasons to believe that bulk glass objects having tensile strengths of several hundred thousand pounds per square inch will soon become available.

REFERENCES

1. Electron Beam Processes, DMIC Report 174, Sept. 15, 1962, Battelle Memorial Institute, Columbus, Ohio, U.S.A.
2. "Electron Beam and Laser Techniques for Joining", W.J. Farrell. Materials Science and Technology for Advanced Applications, Vol. II, Feb. 1964, p. 451. Published by the Golden Gate Chapter of the American Society for Metals, 1605 Solano Avenue, Berkeley, California, U.S.A.
3. "Welding Metals by Friction", V.I. Vill. Svarachn, Proizv, Vol. 9, 1957, p.19.
4. "Energy Distribution in Friction Welding of Steel Bars", V.I. Vill. Welding Prod., Oct. 1959, p.31.
5. "Power and Heat Parameters of Friction Welding", R.I. Zakson and V.D. Voznesenskii. Welding Prod., Oct. 1959, p.63.
6. "Power and Heating in the Friction Welding of Thick-Walled Steel Pipes", A.S. Gel'dman and M.P. Sanders. Welding Prod., Oct. 1959, p.53.
7. "Properties of Friction Welded Plain Carbon and Low Alloy Steels", T.H. Hazlett. Welding Journal, Vol. 41, No.2, 1962, p.49-s.
8. "Properties of Friction Welds Between Dissimilar Metals", T.H. Hazlett. Welding Journal, Vol. 41, 1962, p. 448-s.
9. "Developments in Friction Welding", M. B. Hollander. Metals Engr. Quarterly, Vol. 2, 1962, p.14.
10. "Explosive Welding", D.E. Davenport, Materials Science and Technology for Advanced Applications, Vol. II, Feb. 1964, p.512. Published by the Golden Gate Chapter of the American Society for Metals, 1605 Solano Ave., Berkeley, California, U.S.A
11. "Six-Lane Tied-Arch Bridge Across the Ohio", C. P. Hazelet and R. H. Wood, Civil Engineering, Nov. 1961.
12. "The Properties of Martensitic Steels Formed From Strain-Hardened Austenite", V. Zackay and W. Justusson, Special Report 76, The Iron and Steel Institute, London, England, 1962.
13. "18% Nickel Maraging Steels", R. Decker, J. Eash, and A. Goldman. Trans. ASM, Vol. 55, 1962, p.58.
14. "Strengthening Glass and Glass-Ceramics by Prestressing", S. D. Stookey. Proc. Second International Materials Symposium. Inorganic Materials

Research Division, L. R. L., University of California, Berkeley, June 1964.

15. "Stresses in Glass Produced by Nonuniform Exchange of Monovalent Ions",
S.S. Kistler, Jour. Am. Ceram. Soc., Vol. 45, 1962, p.59.

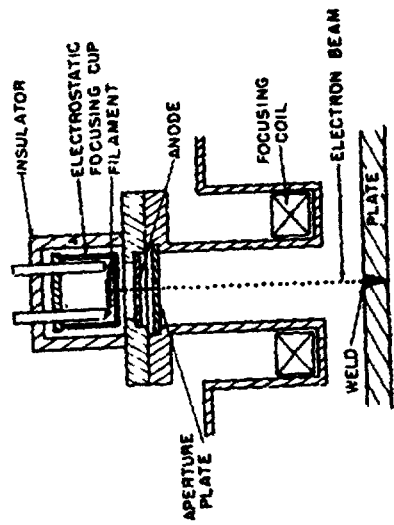


Fig. 1 Sketch Showing the Elements of an Electron Beam Welding Gun

Fig. 2 High Power-Density Weld in 0.5-Inch-Thick Stainless Steel Made on a Sciaky Welder (Courtesy, Sciaky Brothers, Inc.)



Fig. 3 Low Power-Density Electron Beam Weld in 0.090-Inch-Thick Stainless Steel (Courtesy Republic Aviation Corp).

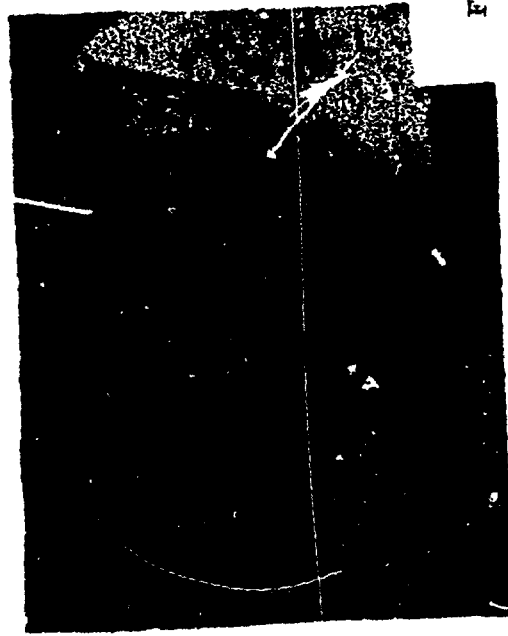


Fig. 4 Schematic Drawing of Ultrasonic Welding Unit

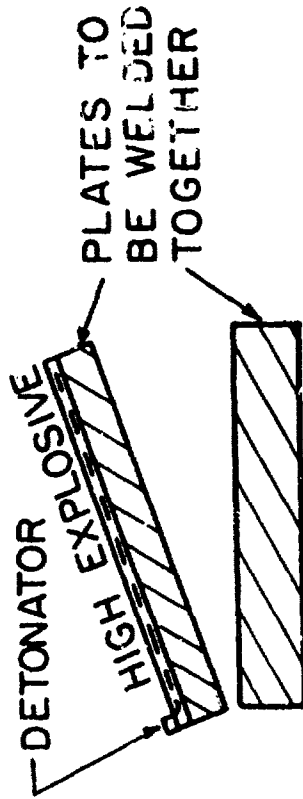
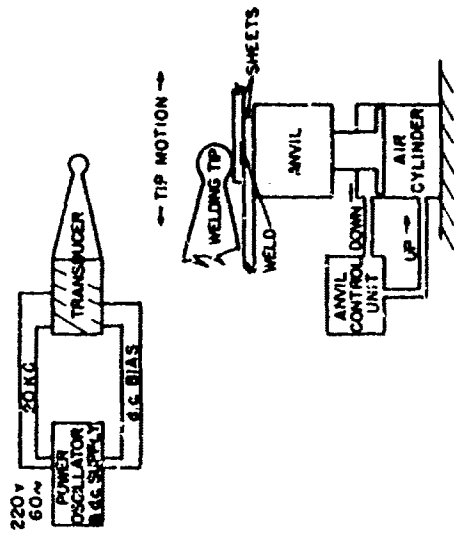


Fig. 5 Sketch Illustrating Explosive Welding Set-Up

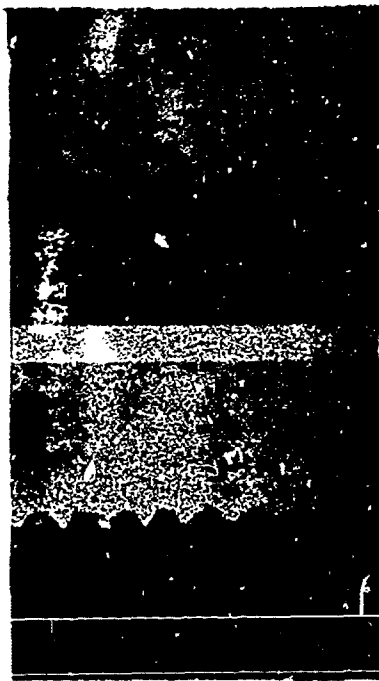
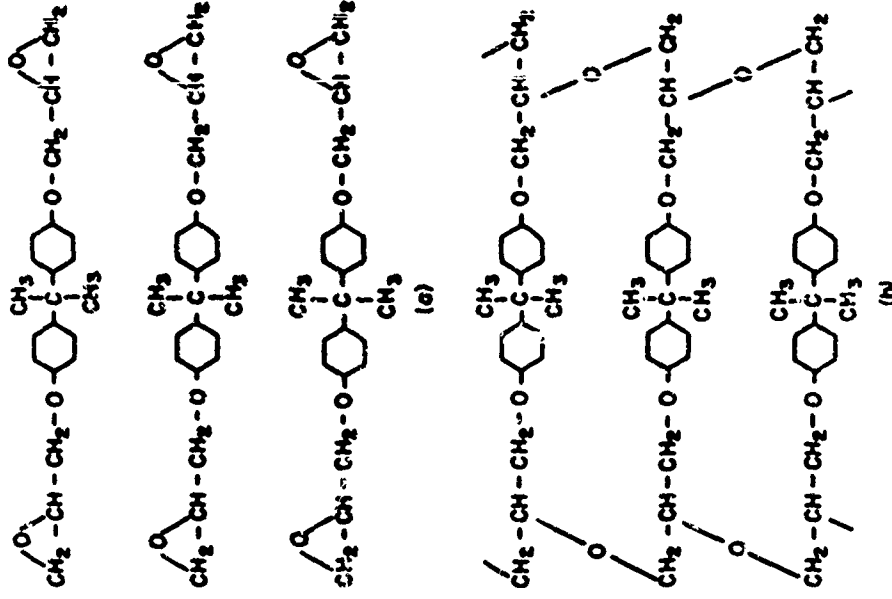


Fig. 6 Photographs of Rippling at Weld Interfaces

Fig. 9 Mechanism of Polymerization in Epoxy Resin
 (a) Unpolymerized (b) Polymerized



16:
A

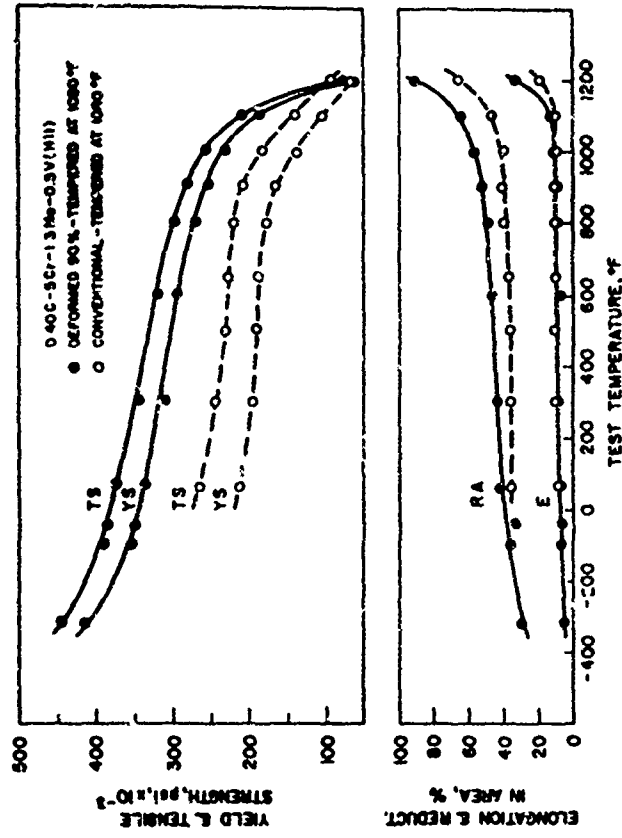


Fig. 10 The Cryogenic and Elevated Temperature Strength and Ductility of Ausform and Conventional Type H-11 Steel

DESARROLLO Y PLAN DE ACTIVIDADES DEL LABORATORIO DE
FUNDICION DEL INSTITUTO DE TECNOLOGIA Y QUIMICA DE LA
FACULTAD DE INGENIERIA Y AGRIMENSURA DE LA UNIVERSIDAD
DE LA REPUBLICA ORIENTAL DEL URUGUAY

por

Alonso Caggero y Blas Melissari

1. Necesidades de asesoramiento técnico y control de laboratorio para la
Industria de la Fundición de Metales en el Uruguay.

1.1. Situación actual de la Industria de la Fundición de Metales.

Es difícil concretar con cifras la situación de la industria de la fundición en el Uruguay. Los datos oficiales más recientes que hemos podido obtener son los que suministra la Dirección de Industrias, datan de 1960 y son muy incompletos. No obstante, a los efectos de dar una idea de la magnitud de esa industria en el Uruguay, proporcionaremos algunas cifras a las que hemos llegado recurriendo a diversas fuentes de información y condensando los primeros resultados de un relevamiento técnico de fundiciones que inició nuestro Departamento hace algunos meses y esperamos proseguir hasta concluirlo, pues resultará muy útil para la labor que nos proponemos realizar.

Es muy probable que una vez concluido dicho censo las cifras que se obtengan sean distintas de las que daremos ahora, pero con toda seguridad no modificarán la idea que con ellas daremos acerca de la magnitud de la industria de la fundición en nuestro país.

Los datos se refieren exclusivamente a Montevideo y sus alrededores, gigante cabeza industrial del país, dentro de lo que puede llamarse gigante en un país pequeño, de industria metalúrgica aún incipiente, que carece de recursos naturales económicamente convenientes para sustentarla.

Existen unos 30 establecimientos donde se funden metales ferrosos, incluyendo entre ellos 5 pertenecientes a organismos estatales. Esos establecimientos dan ocupación a 700 obreros, si computamos como tales los que trabajan en el propio taller de fundición, en moldeo, fusión, rebabado, etc., pero dejamos de lado todos los que se ocupan en la terminación de las piezas, maquinado, ensamblado, etc. La producción global puede estimarse en 10.000 toneladas anuales de fundición, acero y aleaciones ferrosas de todo tipo. En esos establecimientos hay cerca de 40 hornos de cubilote, con una capacidad de producción total de 55 tonela

das por hora, dos convertidores, un horno Siemens Martin y cuatro hornos eléctricos de arco de diversos tipos para la producción de fundición y aceros especiales.

Si dejamos de lado aquellos establecimientos que producen lingotes de acero para laminación, que emplean para ello lingoteras metálicas, la mayor parte fabrica piezas colando en moldes de tierra arcillosa excepcionalmente sintética, con un control de laboratorio que sólo se lleva a cabo en tres de los establecimientos más importantes.

La gran mayoría de las fundiciones de ferrosos son dirigidas por personas del oficio con larga experiencia, siendo muy pocas las que cuentan con el asesoramiento de un técnico de nivel universitario.

Hay alrededor de 100 establecimientos donde se funden piezas de metales no ferrosos, incluyendo algunos donde esta operación se hace además de la fundición de ferrosos. En la mayoría de los casos se trata de pequeños talleres donde trabajan menos de 5 obreros. En total ocupa, exclusivamente en la parte de fundición, cerca de 500 obreros y se estima la producción total en 4000 toneladas anuales de aleaciones no ferrosas.

En su gran mayoría estos talleres están muy poco tecnificados, trabajan con tierras naturales con una preparación muy elemental y sin control alguno de laboratorio. Sin embargo, existen algunas fundiciones donde se trabaja con tierra sintética controlada, e incluso con métodos, máquinas y materiales de moldeo especiales, más avanzados. En algunos establecimientos se fabrican piezas por el proceso de inyección, existiendo en el país alrededor de una docena de máquinas para fundición por inyección. En lo que respecta a la fusión, la gran mayoría la lleva a cabo en hornos de crisol de pozo o volcables, a gas oil, pero hay algunos hornos eléctricos de inducción en funcionamiento en las fundiciones del país.

Las condiciones técnicas de trabajo de estos talleres son similares a las de las fundiciones de hierro y acero.

Creemos haber dado con estos datos una idea de la magnitud actual de la industria de la fundición en el Uruguay. Como podrá observarse, es limitada en cuanto a producción, y más aún en cuanto a su desenvolvimiento técnico. Lo primero se explica porque debe servir a un mercado consumidor restringido, la exportación en las condiciones actuales es prácticamente imposible y pueden verse muchos talleres fabricando piezas similares, compitiendo en una plaza ya saturada, lo que finalmente resulta en un encarecimiento notable por la inmensa variedad de piezas y la pequeña cantidad de cada una de ellas que debe fabricar cada industrial.

Evidentemente esta situación dificulta el progreso técnico de las fundiciones. Es difícil hacer comprender al industrial, apremiado por los problemas de abatimiento de costo, las ventajas que puede reportarle una inversión a relativa-

mente largo plazo como lo sería una mayor tecnificación de su empresa.

1.2. Inconvenientes derivados del insuficiente asesoramiento técnico y control de laboratorio existente en las fundiciones.

La inadecuada asistencia técnica de la mayoría de las fundiciones da lugar a una serie de problemas. No se emplean los materiales más adecuados tanto para el moldeo como para la fusión, lo que da lugar a un encarecimiento y una calidad que no es siempre la más deseable. Esto es aplicable a los materiales de moldeo, la carga de los hornos de fusión, los materiales agregados al metal fundido, etc.

El elevado porcentaje de piezas de rechazo nos habla de los perjuicios que provoca la combinación de la serie de factores.

El perjuicio económico se agrava después de un considerable trabajo mecánico sobre las piezas, luego del cual se observan los defectos que con la pieza tal como sale de la fundición no se denotan.

El control de laboratorio posibilita el mantenimiento de un nivel de calidad inaccesible de otro modo, por lo que la carencia del mismo atenta contra la calidad que debe exigirse a la producción de una industria progresista. En aquellos lugares donde actualmente se practica pueden observarse resultados satisfactorios.

1.3. Necesidad de centralizar el asesoramiento técnico de laboratorio a las fundiciones y conveniencia de desarrollar a esos efectos el Laboratorio de Fundición del Departamento de Metales del Instituto de Tecnología y Química de la Facultad de Ingeniería y Agrimensura.

Demostrada la conveniencia de dotar a las fundiciones de un adecuado asesoramiento técnico de laboratorio, surge la necesidad de centralizar el mismo en alguna institución pública o privada capacitada para ello.

No es posible exigir que cada taller tenga su equipo y persona capaz de asesorarla. Hicimos notar la gran cantidad de pequeñas empresas que existen, en las cuales resulta obviamente antieconómica la contratación de un técnico. En los establecimientos que cuentan con dicho técnico, pocas veces se justifica la inversión que significa un costoso equipo de laboratorio y además los problemas de producción ocupan la mayor parte del tiempo del técnico, impidiéndole encarar con la tranquilidad suficiente los problemas que no llegan a detener la producción pero la afectan desde el punto de vista de la calidad o la economía.

Centralizando la labor de asesoramiento, es más posible contar con los medios suficientes como para poder disponer de un equipo humano y técnico especializado, que pueda trabajar con más tranquilidad en los problemas que se le planteen.

En los países industrializados es posible dejar librada esa tarea a la iniciativa privada, no así en el nuestro donde eso significa inevitablemente una fuerte inversión a muy largo plazo, previa una campaña de orientación del industrial y jerarquización del organismo asesor, que ningún particular estaría dispuesto a emprender.

Por tal motivo es que debe cumplir esa tarea un organismo público, que cuente con antecedentes en ese tipo de trabajo y disponga del material humano y de laboratorio imprescindible para ello.

El Instituto de Tecnología y Química de la Facultad de Ingeniería y Agrimensura reúne las condiciones más adecuadas para prestar el asesoramiento técnico que requieren las fundiciones, a través de su Departamento de Metales.

El Instituto de Tecnología y Química tiene, además de las labores docentes que cumple con las disciplinas afines a sus funciones, la misión de prestar asistencia técnica a la industria a través de sus cuatro departamentos: metales, cerámica y plásticos, textiles y productos celulósicos y análisis técnicos.

En ese sentido, tiene ya una larga tradición de colaboración con industriales y técnicos que a él se dirigen para buscar datos bibliográficos referentes a un problema, pedir recomendaciones o ensayos adecuados, etc.

El Departamento de Metales, que estaba equipado fundamentalmente para la realización de algunos trabajos metalográficos y de tratamientos térmicos, resultaba así el indicado para prestar la asistencia técnica que pudieran requerir las fundiciones, siempre que se consiguiera dotarlo del Laboratorio de Fundición necesario para ello.

2. Asistencia Técnica recibida de la República Federal de Alemania para el desarrollo del Laboratorio de Fundición.

2.1. Gestiones realizadas para el desarrollo del Laboratorio de Fundición que dieron lugar a la prestación de Asistencia Técnica por parte del Gobierno de la República Federal de Alemania.

Desde su creación, el Departamento de Metales trató por todos los medios de poder disponer de un laboratorio para estudiar problemas de fundición, y contar con personal entrenado para poder trabajar con ese laboratorio. A esos efectos se insistió ante las autoridades universitarias en procura de los medios necesarios y se estableció un contacto con algunos de los establecimientos más importantes del ramo a los efectos de sondear la colaboración que ellos podrían prestar en caso de concretarse en algún momento esas aspiraciones.

Los problemas económicos y las necesidades más apremiantes del Instituto al cual pertenece el Departamento hacen postergando los proyectos. Sólo se pudo contar con la colaboración de un establecimiento dotado de equipo de ensayo de tierras de moldeo en el cual el personal del Departamento hizo algunas experiencias en ese campo.

A los efectos de acelerar el proceso de desarrollo del Laboratorio se solicitó, por intermedio de sus representantes en nuestro país, la cooperación de Organismos Internacionales y naciones de gran desarrollo industrial que suelen prestar colaboración en estos casos.

Respondiendo a nuestro pedido, el Gobierno de la República Federal de Alemania, resolvió donar equipo para el estudio de tierras de moldeo para fundición de metales y enviar dos expertos que vendrían a entrenar al personal de laboratorio en el empleo del mismo y su aplicación a los problemas nacionales.

Durante un viaje que realizara a Europa el Jefe del Departamento de Metales, tuvo oportunidad de conocer a uno de los expertos, el Dr. Neumann y discutir con él acerca del equipo que el Gobierno alemán proyectaba enviar. Si bien no fue posible contemplar algunas sugerencias realizadas en esa oportunidad, este intercambio dió lugar a una importante ampliación en la donación efectuada y la más amplia colaboración del experto en los problemas que desde aquí le planteamos.

2.2. Equipo donado por el Gobierno Alemán para la instalación de un laboratorio de ensayo de tierras de moldeo.

A los efectos de tener una idea de las posibilidades del equipo que donara el Gobierno Alemán al Laboratorio de Fundición, detallaremos los elementos que lo componen.

1. Aparato para determinación rápida de humedad, con lámpara infra-roja.
2. Aparato para determinar contenido de materiales finos, con agitador, calefactor y soporte.
3. Aparato para hacer el análisis granulométrico de arenas, con vibrador y cinco tamices.
4. Compactador para la preparación de probetas cilíndricas.
5. Aparato para el ensayo de permeabilidad.
6. Aparato para ensayos de resistencia, con mordazas para compresión y corte.
7. Aparato para determinar la resistencia a la tracción en verde.
8. Aparato de Enslin para determinar la hinchabilidad de arcillas.
9. Aparato para la determinación de gases producidos por los materiales de moldeo, con un horno de combustión para temperaturas hasta 1400°C, pirómetro termo-eléctrico, navcillas y tubos de combustión de porcelana.

10. Aparato G. Fischer para la determinación del área superficial específica de arenas de base.
11. Aparato G. Fischer para determinar la capacidad de absorción de agua de arenas de base.
12. Aparato para medida de dureza de tierras de moldeo.
13. Consistómetro Haake, para hacer determinaciones físicas (resistencia, viscosidad, etc.) de distintos materiales.
14. Estufa con regulación automática de temperatura hasta 300°C.
15. Horno de mufla de alta temperatura, hasta 2000°C, con transformador y accesorios de control, de 40 kW.
16. Microscopio binocular.
17. Mezcladora de laboratorio para tierras sintéticas y de noyos, capacidad 4 kg.
18. Mezcladora de taller para preparación de hasta 50 l de tierra, con vagoneta de transporte.
19. Molino de Muelas G. Fischer tipo Simpson para laboratorio.
20. Balanza de precisión tipo trebuchet con capacidad 200 g.
21. Balanza de precisión tipo trebuchet con capacidad 5000 g.
22. Juego completo de tamices, de acuerdo a la norma DIN 1171.
23. Extractor de muestras.

El equipo creemos que todavía puede ampliarse, aún dentro de la donación alemana, pues los mismos expertos solicitaron el envío de diversos dispositivos que agregados a los aparatos ya recibidos permiten la ejecución de una serie de ensayos importantes para el estudio de materiales de moldeo, como ser resistencia a la flexión, permeabilidad en seco, permeabilidad en caliente, etc.

Con motivo de no haber sido todavía fabricado para su comercialización, no pudimos recibir el aparato para determinar la resistencia en húmedo de tierras de moldeo en verde. No obstante, los expertos trajeron consigo un aparato construido y empleado en los laboratorios de Giesserei, Institut de Aachen por sus creadores, al sólo efecto de entrenar al personal en el empleo del mismo, con la posibilidad de que se logre el envío del aparato una vez que se encuentre disponible en el comercio.

Es importante poner aquí de manifiesto que este aparato se emplea para determinar una propiedad que corrientemente, en la bibliografía y la técnica americana, no se emplea. El concepto, la determinación y la importancia de esa propiedad en el estudio de las tierras de moldeo tiene origen en los laboratorios del Giesserei Institut, de donde proceden los dos expertos enviados por el Gobierno Alemán.

2.3. Programa desarrollado por los expertos alemanes.

La labor desarrollada por los expertos alemanes Dr. Ing. F. Neumann y Dipl. Ing. H. G. Trump fue para nosotros de gran interés y utilidad. En el breve

período de 5 semanas dictaron un cursillo intensivo, pusieron a punto algunos instrumentos, controlaron todo el equipo, nos instruyeron en algunos aspectos especiales del funcionamiento del instrumental, nos ayudaron y orientaron en la puesta en marcha del laboratorio y visitaron algunas fundiciones en Montevideo. Nos proporcionaron también información científica muy valiosa extractada de los más recientes trabajos, sobre todo aquellos realizados en Alemania y en especial en el Gießerei Institut de Aachen.

El cursillo dictado versó sobre "Materiales de Moldeo para Fundición, sus Propiedades y Ensayos". Un sumario esquemático de los temas desarrollados es el siguiente:

1. Propiedades de las arcillas aglomerantes y su ensayo.
2. Propiedades de las tierras de moldeo con aglomerante arcilloso y su ensayo.
3. Defectos de las piezas fundidas ocasionados por el material de moldeo.
4. Materiales de moldeo con aglomerante no arcilloso y especiales.
5. Aditivos para los materiales de moldeo, separadores, revestimientos.
6. Compilación de los métodos de ensayo más importantes.

Despertaron un vivo interés, entre los temas tratados algunos como los que mencionamos a continuación por vía de ejemplo: dentro del Capítulo I se puso especial énfasis en la determinación de área superficial específica mediante el ensayo de adsorción de azul de metileno y su vinculación con el contenido de montmorillonita en las arcillas.

En el capítulo 2 se introdujo el concepto denominado "resistencia en húmedo" de las tierras de moldeo, es decir la resistencia a la tracción de la llamada zona de condensación que es la zona más débil del molde y cuya resistencia interesa por tanto obtener como índice de susceptibilidad a los defectos.

Interesó también en ese capítulo el estudio de los efectos de la activación con carbonato de sodio sobre las propiedades de las tierras de moldeo y en especial sobre la "resistencia en húmedo" que permite determinar el grado de activación de una tierra y establecer el agregado de carbonato de sodio requerido para lograr la activación óptima.

En el capítulo 3 se prestó especial atención a los defectos derivados de la expansión de la tierra de moldeo y su vinculación con la "Resistencia en húmedo" y los esfuerzos de compresión.

En el capítulo 4 despertaron especial interés en el público asistente alguna información sobre procesos especiales, por ejemplo sobre el moldeo con arena con cemento Portland, el proceso de endurecimiento con CO₂, proceso Croning, proceso Shaw, métodos a cera perdida, etc.

Al cursillo fueron especialmente invitados: personal técnico de las fundiciones, industriales, profesionales y estudiantes.

Se contó con una asistencia que, dada la índole y especialización del tema y lo intensivo del curso (más de dos horas teóricas todos los días durante 10 días) puede considerarse elevada.

Los técnicos de la industria encontraron sumamente interesante el curso, del cual pudieron tomar nuevas ideas y que les permitió conocer métodos y estudios que no les eran familiares y que en algunos casos son de muy reciente realización, incluyendo algunos trabajos inéditos todavía.

Se realizó también una clase práctica demostrativa en el laboratorio como complemento del cursillo.

El Dr. Neuman dictó además una conferencia sobre fusión en horno de crucible que despertó un considerable interés.

La tarea fundamental desarrollada por nuestros distinguidos visitantes consistió en trabajar en nuestro laboratorio conjuntamente con tres docentes y un estudiante becario de nuestro Instituto, entrenándonos en el empleo del nuevo laboratorio.

Se iniciaron también estudios sobre una tierra natural empleada en algunas condiciones y sobre una tierra sintética que preparamos con una bentonita importada en uso en una fundición local.

Se hicieron también algunos estudios preliminares sobre una arcilla montmorillonítica extraída de un yacimiento nacional. Los primeros resultados obtenidos son alentadores pues muestra muy buenas propiedades, superiores a las de la bentonita importada ensayada, y se logra una marcada activación con carbonato de sodio.

3. Programa de Asistencia Técnica a la Industria por el Laboratorio de Fundición de Metales

El Instituto de Tecnología y Química al cual pertenece este Laboratorio, desarrolla sus funciones fundamentalmente en los siguientes campos: a) docencia; b) investigación; c) realización de los ensayos que se le solicitan; d) asesoramiento en problemas especiales, particularmente aquellos que requieren estudios y trabajos de laboratorio para ser dilucidados.

Todas estas modalidades de su actividad permiten prestar asistencia técni-

ca a la industria nacional directa o indirectamente.

Nos proponemos desarrollar esas actividades en el nuevo Laboratorio dando naturalmente especial énfasis por el momento a aquellos aspectos de la técnica de la Fundición para cuyo estudio estamos mejor equipados en la actualidad.

Por ese motivo pensamos iniciar trabajos referentes a materiales de moldeo para cuyo estudio contamos fundamentalmente con el instrumental donado por el Gobierno de la República Federal de Alemania.

Pasamos a describir el plan de trabajo estructurado sobre estas bases.

3.1. Estudio de las tierras de moldeo empleadas en el Uruguay.

3.1.1. Examen en las condiciones de utilización.

Unas pocas fundiciones del Uruguay poseen algunos aparatos de ensayo de tierras de moldeo con los cuales pueden efectuar determinaciones de humedad, resistencia y permeabilidad de las tierras en las condiciones de utilización. En esas fundiciones es conveniente que esos ensayos de control sean efectuados en sus propios laboratorios.

La mayoría de las fundiciones de nuestro país no poseen este tipo de aparatos. En ese caso nuestro laboratorio podría tomar a su cargo la realización de los ensayos de control que se le encomienden mediante el pago de tarifas apropiadas.

Si bien pensamos que varias fundiciones del Uruguay podrían beneficiarse con la instalación de un laboratorio elemental de control de tierras de moldeo para la cual prestaremos asesoramiento, debe tenerse en cuenta que para muchas pequeñas fundiciones no se justifica la inversión respectiva y en ciertos casos no se cuenta con personal idóneo disponible para efectuar los ensayos de control. En estos casos pueden recurrir más económicamente a efectuar esos ensayos en nuestra Facultad en la forma ya mencionada.

Por otra parte consideramos que nuestro Instituto debe tomar iniciativa en efectuar un estudio de las características predominantes en las tierras actualmente utilizadas para moldear en nuestras fundiciones.

Los primeros ensayos realizados muestran que en muchos casos las tierras utilizadas no son apropiadas o son empleadas apartándose mucho de las condiciones óptimas, sea por el empleo de arcillas inapropiadas, o no activadas adecuadamente, o por el uso de tierras excesivamente arcillosas, o de granulometría inapropiada, o por un contenido de humedad excesivo, etc.

Se tratará de relacionar las características que se determinen con los de-

fectos que se observan en las piezas fundidas y de indicar las correcciones que puedan hacerse a los materiales de molde (eventualmente su sustitución total) y/o las modificaciones aconsejables en los métodos de preparación para mejorar aquellas características y evitar los defectos consiguientes.

Para cumplir con el propósito enunciado concurremos a las principales fundiciones, con las cuales ya hemos establecido contacto en muchos casos a ese efecto, y procederemos a la extracción de muestras apropiadas de las tierras de molde en uso en condiciones que permitan conservar su humedad hasta el momento del ensayo. Trataremos también de efectuar in situ medidas de dureza de piezas confeccionados con esa tierra de modo de poseer datos vinculados al grado de compactación de la tierra en las condiciones de utilización, cosa que influye considerablemente sobre sus propiedades mecánicas, permeabilidad, etc., teniendo en cuenta que los ensayos se efectúan habitualmente en el laboratorio en condiciones de compactación standard.

Las muestras tal como se retiran de las fundiciones serán sometidas sin pérdida de tiempo, a determinaciones de humedad, permeabilidad, densidad aparente, con compactado standard, resistencia a la compresión, al corte y a la tracción, y resistencia a la tracción en húmedo en cuanto podamos contar con el aparato respectivo.

Se dará preferencia al estudio de las tierras empleadas para moldes en verde, que requieren características más difíciles de lograr. Se ha observado una excesiva tendencia a trabajar en seco con las consiguientes mayores demoras y costos en muchos casos en que el trabajo en verde sería perfectamente factible, tal vez debido a que las tierras empleadas en verde no posean las características adecuadas y dan lugar a defectos que hayan desalentado con respecto a su empleo. Trataremos de estimular un mayor uso de moldes en verde demostrando la posibilidad de lograr tierras que permitan prescindir sin inconvenientes del secado del molde en muchos casos en que actualmente se está efectuando.

3.1.2. Examen de constitución y otras determinaciones que no requieren emplear las tierras en las condiciones de utilización.

Sobre las muestras obtenidas en las fundiciones se realizarán posteriormente en el laboratorio determinaciones de contenido de "arcilla" (o más bien dicho de partículas finas, de menos de 0.02 mm).

Sobre la fracción de arena separada en ese ensayo se efectuarán determinaciones de distribución granulométrica, superficie específica, grado de angularidad, absorción de agua, observación de forma de granos al microscopio, composición química (pérdida al rojo, sílice, óxido de hierro, óxido de calcio, etc.).

Sobre la fracción de "arcilla" se efectuarán determinaciones de composición química y de absorción de azul de metileno.

Se estudiarán los componentes de las tierras sintéticas y de las naturales separando previamente las fracciones componentes de esta última.

3.1.3. Estudio del comportamiento de las tierras de moldeo más usadas en distintas condiciones y con distintas modificaciones.

Interesa estudiar el efecto de diversas variables sobre las propiedades de las tierras de moldeo utilizadas a fin de emplearlas en condiciones óptimas.

Así por ejemplo para las tierras que se emplean en verde es conveniente construir curvas de propiedades (resistencia a la compresión, al corte, a la tracción en verde, a la tracción "en húmedo" en cuanto se disponga del aparato para este ensayo, permeabilidad, densidad aparente con compactado standard) en función del contenido de humedad, paramétricamente de los tiempos de amasado en el molino mezclador. Un resultado inmediato de estos estudios sería la determinación del contenido de humedad óptimo y el tiempo de amasado conveniente.

Interesa también estudiar el efecto del contenido de arcilla, de la granulometría, tipo y forma de grano de la arena, grado de compactación, etc.

Otro aspecto que nos proponemos estudiar es el efecto de la activación, con carbonato de sodio por ejemplo, sobre las distintas propiedades. Este estudio podrá realizarse en mucho mejores condiciones en cuanto dispongamos del aparato para determinación de resistencia "en húmedo" con el cual se determina eficazmente la activación de la arcilla.

Estudios como los mencionados implican un volumen de trabajo experimental considerable que insumiría mucho tiempo, por lo cual se tratará de realizar aquellos estudios que en cada caso presenten mayor interés en relación con las condiciones de trabajo que prevalecen en las fundiciones estudiadas y con el tipo predominante de defectos debidos a las tierras, tratando de determinar las correcciones, agregados, etc., que sea más conveniente establecer en las tierras de moldeo en uso.

3.1.4. Estudio de defectos vinculados a las tierras de moldeo y su corrección.

Gran parte de los defectos que se producen en las piezas fundidas y que dan lugar a importantes pérdidas económicas, se deben a inadecuadas características de las tierras de moldeo.

Por ese motivo conviene efectuar en cada caso un cuidadoso examen y clasificación de los defectos que se observan sobre las piezas fundidas tratando de determinar sus causas más probables y ensayando modificaciones en las tierras tendientes a su corrección.

Para estos estudios se fundirán también piezas de ensayo con modelos especiales como los empleados en el Giesserei Institut de Aachen, diseñados para

estudiar la tendencia a producir defectos de las tierras de moldeo, con las cuales se determinará la mayor o menor formación de costras (medida en cm²) de "costra de rata" (medida en cm), etc. Se podrá experimentar así el efecto de las modificaciones introducidas en la tierra sobre la tendencia a la producción de defectos.

Se investigará así el efecto de parámetros tales como el tamaño y tipo de arena empleada, su grado de angularidad, la humedad de la tierra, su contenido de arcilla, su preparación (tiempo de amasado, etc.), el agregado de aditivos como carbón, bitumen, etc.

3.3. Estudio de yacimientos de materiales apropiados para moldeo.

En nuestro país predomina el empleo de tierras naturales, siendo muy limitada la utilización de tierras sintéticas.

En este respecto debemos estudiar en primer término las características de las actuales fuentes de aprovisionamiento de las fundiciones ensayando esos materiales y su posible mejora por oportunas modificaciones. Debemos también investigar otros yacimientos de mejores características o de mejor ubicación respecto a los centros de consumo, cosa que podrá hacerse en base a la colaboración que pueda prestar el Instituto Geológico y a la ayuda de un colaborador técnico del Instituto que posee experiencia en la búsqueda de materiales de este tipo en base a datos geológicos.

Estas tierras naturales en general son apropiadas para trabajar en seco. Según ya se ha expresado, en nuestro país existe una exagerada tendencia a trabajar en seco; en realidad entre las piezas usualmente producidas en nuestras fundiciones serían muy pocas las que exigirían trabajar en seco. Pero para poder pasar a fundir en verde gran parte de los trabajos que actualmente se funden en seco, se requeriría contar con tierra que cumpliera requisitos mucho más estrictos que las tierras naturales hoy en uso. Sería por lo tanto necesario modificar convenientemente esas tierras o encontrar yacimientos de mejores propiedades, o emplear tierra sintética.

En general consideramos que para trabajos en verde de cierta dificultad y para evitar inconvenientes cuando se moldea a máquina, sería preferible el empleo de tierras sintéticas.

En el Uruguay existe abundancia de arena silíceo de buena calidad, que es uno de los ingredientes básicos para esas tierras sintéticas, y en general no parece necesario realizar mayores investigaciones en relación con este material.

En cambio es muy poco lo que se conoce en cuanto a arcillas nacionales apropiadas para este uso.

En alguna fundición local se trabaja con tierra sintética empleando bentonita importada.

Sin embargo en algunos ensayos preliminares efectuados en nuestro laboratorio sobre una arcilla nacional que había sido identificada anteriormente como una bentonita con un elevado porcentaje de montmorillonita, pudo comprobarse que se lograban excelentes propiedades tecnológicas, especialmente activándola con carbonato de sodio, y que presumiblemente se trata de un material muy apropiado para emplear en fundición.

Consideramos de gran interés investigar yacimientos de bentonita de la mejor calidad posible, así como de arcillas caoliníticas, illíticas, etc., tratando de encontrar yacimientos próximos al centro consumidor que es básicamente Montevideo.

La búsqueda de yacimientos se orientará en base a datos geológicos. Las muestras extraídas serán ensayadas en nuestro laboratorio determinándose su capacidad de adsorción de azul de metileno como un primer medio de apreciar su contenido en montmorillonita. Se harán además los ensayos tecnológicos de permeabilidad, resistencia, etc., empleando mezclas con una arena silícea standard de granulometría, angularidad, etc., bien determinadas.

En algunos casos que presenten especial interés podrán efectuarse estudios de estructura cristalina mediante difracción de rayos X con el concurso del Departamento del Estado Sólido del Instituto de Física que posee el equipo y especialización requerida para ello.

3.3. Control de calidad de piezas fundidas y asesoramiento para su mejoramiento.

Cualquier persona, firma o entidad puede dirigirse a nuestro Departamento, y mediante el pago de derechos de ensayo convenientemente tarifados, ser auxiliado en la comprobación de calidad de piezas fundidas.

De la observación de defectos superficiales visibles como costras, colas de rata, fisuras, desprendimientos de molde, sopladuras, etc., se pueden extraer ciertas conclusiones que orientan en la determinación de la causa de estos defectos.

En ciertos casos será aconsejable la realización de un ensayo no destructivo, inspección con partículas magnéticas, radiográficas, ultrasonidos, etc., en cuyo caso se dirigirá al interesado al Instituto de Ensayo de Materiales de nuestra Facultad, que se ocupará de estos trabajos. Se aconsejará también con respecto a las determinaciones químicas que convenga realizar, las cuales pueden ejecutarse en el Departamento de Análisis Técnicos de nuestro Instituto.

Se darán también las indicaciones necesarias para fundir probetas adecuadas para los ensayos mecánicos que pueden efectuarse en el Instituto de Ensayo de Materiales.

En algunos casos interesa seccionar la pieza y observar sus defectos internos tales como contracciones, porosidad por gases, inclusiones de escoria, etc., a simple vista y con ayuda del microscopio metalográfico. Interesa también muchas veces observar la estructura metalográfica verificando por ejemplo el tipo de grafito obtenido en una fundición gris, la obtención de una fundición perlítica, etc. Este tipo de actividad ya la cumple en la actualidad nuestro laboratorio.

Los estudios mencionados conducen a la formulación de recomendaciones generales tendientes a corregir los defectos observados modificando la composición o la estructura, actuando sobre los materiales de moldeo empleados, la forma de alimentación de la pieza, los desoxidantes y desgasificantes a emplear, etc.

En algunos casos se tratará de dar recomendaciones específicas entrando así al estudio de problemas especiales a que se hace referencia en 3.7.

3.5. Preparación de aleaciones especiales.

Disponemos de una pequeña planta piloto equipada con dos hornos calentados con gas. Pese a las limitaciones de nuestro equipo actual, podemos preparar en pequeña escala algunas aleaciones, estudiando métodos de aleación, desoxidación, desgasificación, etc.

3.6. Estudio de procesos especiales.

Ciertos procesos especiales son insuficientemente conocidos en nuestro medio por lo cual consideramos de interés estudiarlos y realizarlos en escala experimental con el fin de poner a punto las técnicas respectivas y luego difundir su conocimiento en nuestro ambiente.

En este sentido podría experimentarse por ejemplo el moldeo con arenas con cemento portland, el proceso de endurecimiento con anhídrido carbónico, el proceso Croning o shell molding, el proceso Shaw, etc.

3.7. Estudio de problemas especiales.

Uno de los aspectos de asistencia técnica más directa se presenta cuando una fundición nos plantea un problema especial concreto en cuya resolución podamos emplear las herramientas de que disponemos actualmente.

El problema planteado puede ser por ejemplo la eliminación de un defecto

de penetración del molde, que ocurre en ciertas piezas, la obtención de hoyos tipo CO_2 para una pieza dada con suficiente resistencia pero con adecuada colapsibilidad, etc.

Algunos de estos problemas especiales darán lugar a una investigación bastante desarrollada en el laboratorio, que en algunos casos será complementada con experiencias a la escala de planta piloto.

3.8. Asesoramiento para la instalación de laboratorios de control.

No es de interés efectuar los ensayos de rutina o de control que las propias fundiciones de una cierta importancia puedan realizar por sí mismas. En este sentido trataremos de estimular la creación de pequeños laboratorios de control de tierras de moldeo en la propia planta, reducidos al menos a las determinaciones más frecuentes de humedad, permeabilidad y resistencia.

A este fin asesoraremos en la selección e instalación del equipo y en la puesta en marcha del laboratorio.

3.9. Capacitación de personal técnico.

Proyectamos desarrollar cursillos teórico-prácticos sobre distintos aspectos de la técnica de la fundición destinados a profesionales y técnicos de la industria y también a estudiantes de nuestra Facultad y a maestros de la Universidad del Trabajo, centro de formación técnico-artesanal de nuestro país.

Por ese medio pensamos que se prestará una asistencia técnica directa, en lo que tiene que ver con la formación especializada del personal superior de las industrias y también indirectamente, se actuará en el mismo sentido contribuyendo a la formación de nuestros futuros profesionales en el campo que interesa a esa industria y a la formación de aquellos que tienen a su cargo la preparación de los técnicos que deben practicar la artesanía de la fundición y actuar en contacto directo con ella.

O INSTITUTO DE PESQUISAS TECNOLOGICAS DE SAO PAULO
E A SUA CONTRIBUIÇÃO PARA O DESENVOLVIMENTO
DA METALURGIA NO BRASIL

por Luiz C. Correa Da Silva*

1. INTRODUÇÃO

A verdadeira liberação dos países pouco desenvolvidos somente se fará pelo incremento substancial da sua produção e da sua produtividade. Mesmo nos países essencialmente agrícolas isso somente será possível após ser atingido um nível mínimo de industrialização, muito acima do que prevalece hoje para a maioria das nações. A industrialização depende, sabidamente, da utilização intensiva dos conhecimentos acumulados da tecnologia dos materiais e processos industriais. Assim sendo, as instituições devotadas a promoção do progresso tecnológico, e muito especialmente os Institutos de Tecnologia, estão destinadas a desempenhar um papel essencial na industrialização dos países em desenvolvimento, como é o caso da quase totalidade das nações Latinoamericanas.

O Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo (I. P. T.) teve (e continua a ter) um papel decisivo na industrialização do Brasil. A contribuição da Divisão de Metalurgia do I. P. T. para o progresso da metalurgia brasileira foi especialmente importante. Visto que as condições e os problemas que existem nos outros Países da América Latina são semelhantes as que prevalecem no Brasil, parecem interessante a apresentar a experiência do I. P. T., que poderá ser útil noutros Países. Além da simples apresentação descritiva da instituição procurou-se, a seguir, fazer uma análise sistemática da motivação e da ação da mesma, com o objetivo de reunir elementos que possam vir a constituir as bases de uma "filosofia" ou "política" para os Institutos de Tecnologia dos países em desenvolvimento.

A análise do papel de uma instituição como o I. P. T. precisa ser feita decompondo o problema nos seus elementos e examinando seus vários aspectos

* Chefe da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas - São Paulo, Brasil; e Professor das Disciplinas de Siderurgia e Físico-química Metalúrgica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

de diversos pontos de vista. Isto é particularmente importante quando se observam as dificuldades e erros de compreensão das legítimas finalidades e atividades de instituições desse tipo, nos países em desenvolvimento.

A análise deve examinar cuidadosamente os objetivos, a justificativa, os métodos de trabalho e os recursos ou meios de que um Instituto como o I. P. T. pode lançar mão. Deve também considerar os aspectos técnico-científicos, administrativos, financeiros, operacionais, históricos, geográficos, nacionais e sociais da ação da entidade.

E o que se tenta fazer a seguir, numa análise geral do problema, exemplificada quando oportuno, com informações sobre a Divisão de Metalurgia (DIMET) do I. P. T. Esta é analisada como uma estrutura (organismo, entidade) que usando certos meios (recursos, fatores) de acordo com certos métodos (modos de ação) opera (trabalha) para atingir determinados objetivos (resultados, propósitos).

2. OBJETIVOS DO I. P. T.

Os objetivos de uma entidade como o I. P. T. precisam ser cuidadosamente analisados. Caso contrário há o perigo de dirigir as atividades para direções improfícuas ou injustificáveis. Tais objetivos são de diversas ordens: objetivos últimos, mediatos e imediatos.

2.1. Objetivos últimos

Os objetivos últimos do I. P. T. se reúnem como segue: contribuir para o progresso rápido da técnica e da indústria no País.

Não resta dúvida que a DIMET do I. P. T. vem cumprindo esta sua missão primordial. Não faltam provas disto. Exemplos serão detalhados no correr deste trabalho.

2.2. Objetivos mediatos

O desenvolvimento industrial requer numerosos fatores para efetivar-se: matérias primas; transportes; energia; mão de obra especializada; conhecimento técnico ("know-how"); financiamento; leis e regulamentos favoráveis; capacidades de planejamento, organização e administração.

Os Institutos de Tecnologia podem contribuir eficazmente para que se tornem disponíveis diversos dos fatores acima.

O Instituto de Pesquisas Tecnológicas (I. P. T.), entidade autárquica do Governo do Estado de São Paulo, é uma instituição que visa prestar, direta ou indiretamente, ampla assistência a indústria e a engenharia, no Estado e no País, procurando, através da divulgação e da aplicação dos mais modernos conhecimentos científicos e tecnológicos, contribuir para o seu desenvolvimento, orientando-se sempre pelo princípio da precedência dos interesses da coletividade sobre os de pessoas ou empresas.

Os objetivos mediatos da DIMET do I. P. T., ou sejam, os objetivos intermediários que precisa atingir para cumprir a sua missão, decorrem do que acima se disse e são os seguintes:

- a. estimular e apoiar o desenvolvimento da indústria metalúrgica nos seus diversos setores e estágios (Fig. 1).
- b. auxiliar no desenvolvimento das indústrias mecânica, elétrica, química e de construção civil naquilo em que as mesmas dependam de tecnologia metalúrgica (Fig. 2).

A indústria metalúrgica de um País novo requer, para se desenvolver, um apoio tecnológico eficaz aos seus múltiplos setores e estágios, exigindo a existência de equipes de especialistas devotados a captação de "know-how" já existente em outros países ou a criação de "know-how" próprio para aplicação local.

Sabidamente, também as indústrias que dependem diretamente da utilização de materiais metálicos (vide Fig. 2) necessitam de apoio semelhante. A experiência do I. P. T. mostra que as consultas e apresentação de problemas por parte destas são pelo menos tão numerosas quanto por parte das empresas propriamente metalúrgicas. As suas preocupações dizem respeito especialmente a: características dos materiais metálicos com vistas a sua aplicação; comportamento dos materiais metálicos no processamento e fabricação dos mais variados produtos; problemas de controle das características de modo a assegurar um bom comportamento em serviço; etc.

2.3. Objetivos imediatos ou diretos

Os objetivos diretos e imediatos da DIMET do I. P. T. são os seguintes:

- a. atuar como "antena" para a captação de "know-how", especialmente o existente em países mais avançados, divulgando no País, de forma eficiente as características e aplicações dos processos e materiais metalúrgicos.

- b. desenvolver "know-how" próprio através do estudo sistemático, teórico e experimental, dos problemas metalúrgicos de especial interesse local, visando a sua solução.
- c. atender as solicitações da indústria dando-lhe a assistência técnica cabível e pertinente, sob todas as formas apropriadas.
- d. colaborar na formação de metalurgistas capazes que, através do próprio I. P. T. ou trabalhando diretamente nas empresas, possam atacar e resolver problemas importantes da indústria local relativos a extração, refino, transformação, tratamento, controle e aplicação de metais e ligas.
- e. colaborar na constituição e nas atividades das entidades devotadas ao intercâmbio de informações e experiências técnicas e industriais.

Para bem caracterizar a ação de um Instituto de Tecnologia como o I. P. T. é preciso lembrar que a engenharia é a arte de aplicar a ciência para a produção de bens ou para a prestação de serviços; e que a tecnologia é o conjunto de conhecimentos sobre materiais e processos industriais, resultantes da aplicação da ciência ou de seus métodos. No caso particular da tecnologia metalúrgica, podemos defini-la como sendo o conjunto de conhecimentos resultantes da aplicação da ciência a produção e uso de peças e materiais metálicos.

Os setores da metalurgia como ramo da ciência, da engenharia e da tecnologia estão esquematizados no Quadro I.

Em última análise o objetivo direto e imediato de uma Divisão ou Departamento de Metalurgia deve ser o de aplicar os conhecimentos e os métodos científicos no estudo dos processos metalúrgicos e dos materiais metálicos, visando resolver os problemas encontrados na industrialização do País.

3. JUSTIFICATIVA

No item anterior respondeu-se a questão: "o que se visa?". Nesta justificativa procura-se responder a pergunta "porque?". Porque uma entidade estatal engajada em atender as necessidades tecnológicas mais prementes e imediatas da indústria local?

São numerosas as razões que justificam a entidade e a sua ação: a falta de tradição tecnológica e industrial, a necessidade de uma rápida mas segura industrialização, a imprescindibilidade da tecnologia para o progresso industrial de qualquer nação (avançada ou não), a predominância de empresas de pequeno e

QUADRO 1 - Ramos da metalurgia como ciencia e técnica

- a) **Ciencia dos metais (estudo dos principais, caracterfsticas e fenomenos fundamentais)**
 - a. 1. **Ffsica dos metais (estrutura e propriedades fundamentais);**
 - a. 2. **Ffsico-qufmica metalúrgica (termodinamica e cinética das reações metalúrgicas, inclusive as que se dao em estado sólido);**
- b) **Metalurgia dos processos (estudo dos processos industriais);**
 - b. 1. **Metalurgia extrativa e de refino (siderurgia e metalurgia extrativa dos nao-ferrosos);**
 - b. 2. **Metalurgia de transformacao (laminação, forjamento, fundição, solda, pulvimetalurgia, tratamentos, etc.).**
- c) **Metalurgia dos materiais ou metalografia (estudo sistemático dos metais e ligas utilizados industrialmente, principalmente visando a sua aplicação).**
 - c. 1. **Metalografia ferrosa;**
 - c. 2. **Metalografia dos nao-ferrosos;**
 - c. 3. **Estudo dos problemas especiais de aplicação de peças ou materiais metálicos.**

medio porte, a exiguidade de recursos financeiros e humanos que torna praticamente impossivel agrande maioria das empresas empreender estudos especiais es pesquisas tecnológicas.

Essas razoes aconselham e até exigem que o Estado assuma a iniciativa da formação e da manutenção de instituição apropriada, dotada de recursos (meios) adequados. Desnecessário se torna chamar a atenção para a potencialidade de uma tal medida e a decisiva influencia que pode ter para estimular, apressar, e assegurar a industrialização de uma jovem nação. Ainda aqui a experiencia do I. P. T. de Sao Paulo, e muito especialmente de sua Divisao de Metalurgia, é evidencia insofismável em favor desta asserção.

O Governo do Estado de Sao Paulo, ao criar o I. P. T. como instituição independente em 1. 934, e ao dotá-lo com importantes recursos em 1. 940 e em 1. 945, tomou uma decisao acertada. Os investimentos e despesas com a ins-

tuição, foram mais do que compensados indiretamente, através do seguro surto industrial do Estado, para o qual o I. P. T. contribuiu decisivamente. As contribuições que o I. P. T. fez ao desenvolvimento da metalurgia brasileira foram numerosas. A título de exemplo, e visando documentar a justificação da criação do Instituto, podem ser citadas as seguintes:

- Estudo e solução de problemas da implantação da metalurgia do chumbo, do cobre, e de outros metais não ferrosos no Brasil.
- Pesquisas sobre a sinterização, a pelletização e a redução dos minérios de ferro brasileiros.
- Introdução e divulgação das modernas técnicas de fundição no Brasil, bem como a produção em pequena escala de peças especiais de ferro fundido, não-ferrosos e aços.
- Fornecimento a nossa indústria, especialmente durante a última guerra mundial, de peças e ligas especiais (ferrosas e não-ferrosas).
- Implantação da metalurgia do pó no Brasil.
- Estudo e divulgação das propriedades, tratamentos e aplicações de aços e ligas não-ferrosas, de acordo com os interesses da nossa indústria metalúrgica e mecânica.
- Estudo de problemas metalúrgicos especiais, com diagnose das causas de fracasso, dos métodos de produção ou das razões de comportamento em serviço. Esta colaboração foi especialmente importante para a implantação da indústria mecânica e da automobilística.
- Colaboração decisiva na instalação e funcionamento de entidades de interesse público como: Associação Brasileira de Metais, Instituto Brasileiro de Siderurgia, etc.
- Formação de especialistas em numerosos setores da metalurgia, inclusive por estágios no exterior, visando atender as necessidades impostas pelo progresso industrial do País. Numerosos e bem conhecidos, são os técnicos que, saídos do I. P. T., ocupam hoje posição de destaque na indústria brasileira.
- Introdução no País da moderna metalurgia como ciência e como técnica (ou ramo da engenharia).
- Criação de um espírito de colaboração técnica acima dos interesses particulares ou pessoais, visando apenas o progresso da metalurgia nacional.

4. METODOS

Examinar os métodos de ação da DIMET do I. P. T. (tipos de trabalhos que executa, serviços que presta e atividades que mantém) é responder a pergunta: "como?".

Para isto é necessário considerar: o caráter, o alcance, os tipos e os setores da sua atividade. Esta consiste sempre no estudo de características e problemas de processos e materiais metalúrgicos visando a transmissão dos conhecimentos adquiridos a coletividade, por todos os meios possíveis e eficientes.

4.1. Caráter das Atividades da DIMET do I. P. T.

As atividades de uma entidade como a DIMET do I. P. T. podem ter caráter predominantemente científico, técnico, industrial, econômico, associativo, didático, etc. A grande maioria de suas atividades, porém, é de caráter eminentemente técnico (ou tecnológico).

As atividades de caráter puramente científico são restringidas deliberadamente, dadas as limitações dos recursos humanos e materiais com que conta a DIMET e a presença dos problemas de caráter técnico. A título de analogia: num País onde a mortalidade infantil atingisse índices alarmantes não se conceberia que o esforço principal de um instituto de pesquisas médicas fosse devotado ao estudo fundamental da natureza das células dos tecidos; o estudo, o preparo e, até, a simples aplicação de vacinas certamente deveria ter prioridade. Assim, um instituto de tecnologia num País como o Brasil deve forçosamente dedicar o maior dos seus esforços a ajuda imediata à indústria, para que esta se implante e evolua com segurança e eficiência. Na DIMET do I. P. T. as atividades de caráter científico têm sido restritas ao mínimo necessário para servir a melhor execução da tarefa principal, a de estimular e ajudar a industrialização. Fatalmente deverão assumir as atividades de caráter científico uma crescente importância, porém sempre sem perder de vista que, para um Instituto de Tecnologia a ciência não é um fim mas sim um meio.

As atividades de caráter técnico ou tecnológico, como já foi dito, predominam. Essas atividades são de diversos tipos, como se verá mais adiante, mas visam precipuamente contribuir para a maior produção e produtividade da indústria metalúrgica brasileira, fornecendo-lhe dados e informações técnicas e resolvendo-lhes problemas. Por óbvio que pareça esta finalidade, que justifica a própria designação dos Institutos de Tecnologia, mesmo assim precisa ser repetida enfaticamente, para que não se cometam erros. O "glamor" dos grandes triunfos científicos (energia nuclear, transistores, lasers, supercondutores, satélites artificiais) levam os espíritos menos críticos e objetivos a julgar que nos países em desenvolvimento o progresso rápido se logrará através da pesquisa científica ou fundamental.

Este terrível erro de julgamento vem sendo cometido em muitos países e mesmo no Brasil temos dele exemplos vários. Esta é sem dúvida uma questão que deu e dará sempre margem a muita polemica, infelizmente, mas onde é mais necessário o raciocínio objetivo.

As atividades de caráter propriamente "industrial" devem ser, naturalmente, reduzidas num Instituto de Tecnologia. No entanto, particularmente nos estágios iniciais da industrialização, atividades desse tipo podem ser essenciais. Assim sucedeu na DIMET do I. P. T. que, por volta de 1.940 equipou-se em escala semi-industrial, para introduzir no Brasil as corretas técnicas de fundição do ferro e do aço (para citar um só exemplo). Dessa iniciativa resultou para a DIMET e sua equipe técnica uma grande força moral: a consciência de estarem trabalhando em condições de "superavit" técnico evidente em relação a indústria, em instalações modernas e nitidamente de tipo industrial. Aquele preconceito que os homens que labutam na indústria normalmente sentem em relação aos homens de laboratório foi, assim, destruído quase totalmente. Mesmo hoje, quando a indústria local já se desenvolveu enormemente, a manutenção de algumas atividades de caráter industrial se justifica (vide mais adiante, neste trabalho), e visa atender as necessidades diretas da indústria local (fornecimento de certos materiais especiais) e, indiretamente, a fornecer oportunidades para estudo objetivo e prático de certos problemas.

As atividades de caráter econômico (estudos de investimentos e custos) não cabem na instituição como o I. P. T. Quando muito cabe uma atenção ocasional a certos aspectos de fatores econômicos quando influírem decisivamente na escolha de uma solução técnica. Com o avanço da indústria local, porém, parece aconselhável a manutenção de um economista com a tarefa específica de colher dados e analisar os aspectos econômicos mais salientes das soluções industriais, de modo a orientar o rumo dos trabalhos do I. P. T. e, mesmo, aconselhar a indústria metalúrgica local.

As atividades de caráter associativo, embora possam parecer secundárias, são na realidade extremamente importantes. O Instituto de Pesquisas Tecnológicas tem colaborado de forma decisiva para a organização e o funcionamento de entidades (como a Associação Brasileira de Metais, Associação Brasileira de Normas Técnicas e o Instituto Brasileiro de Siderurgia) e iniciativas (cursos, congressos, reuniões) de interesse coletivo. A existência de uma equipe de auto nível e desinteressada possibilita uma cooperação eficaz a tais iniciativas, assegurando-lhes o êxito e uma orientação objetiva, acima dos interesses de grupos ou pessoas.

As atividades de caráter didático não são próprias a um Instituto de Tecnologia, porém, num país novo é imprescindível que tais Institutos colaborem na formação de especialistas e no ensino prático de alto nível. O I. P. T. sistematicamente colabora com a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (na qual se originou) possibilitando a realização de certas aulas práticas e aceitando assistentes-alunos. Também colabora em cursos de especialização organizados pela

A. B. M. e aceita estagiários (engenheiros ou técnicos) da indústria.

4.2. Alcance das Atividades do I. P. T.

E importante considerar o alcance no tempo e no espaço das atividades de um Instituto como o I. P. T.

No que diz respeito ao alcance no tempo, o I. P. T. procura dar maior atenção as atividades que possam ser úteis a curto prazo. Dadas as limitações dos recursos humanos e materiais com que conta a instituição, face as necessidades prementes da indústria local e face as condições que prevalecem no País, é forçoso atribuir prioridade aos trabalhos que visam atender a necessidade mais prementes e que buscam soluções a curto prazo. A manutenção de atividades de estudo e pesquisa que somente podem frutificar a longo prazo deve ser limitada a alguns poucos casos de extrema importância.

Quanto ao alcance geográfico das atividades do I. P. T. pode-se dizer que, embora o Instituto seja uma entidade mantida pelo Governo do Estado de São Paulo, não há nenhuma restrição regional de suas atividades e são atendidos todos os interessados, de qualquer ponto do País.

O alcance social das atividades do tipo que o I. P. T. exerce são evidentes e não o discutiremos.

4.3. Tipos de Atividade da DIMET do I. P. T.

Diversos são os tipos de atividade ou de serviços prestados pela DIMET. Para atingir os seus objetivos a DIMET, como todo o I. P. T., realiza ensaios, análises especiais, exames, estudos e pesquisas; presta assistência técnica a indústria; mantém uma pequena produção experimental de materiais para atender a pedidos da indústria local; promove a divulgação de processos e materiais; colabora no ensino prático especializado e em atividades associativas de interesse coletivo.

A ênfase num ou noutro grupo desses diversos tipos de atividades tem mudado com a evolução da instituição, necessária para atender as solicitações de uma indústria progressista. No Quadro II estão indicados os principais períodos da vida da DIMET do I. P. T.

QUADRO II - Períodos da evolução da DIMET do I. P. T.	
Período	Atividades principais
Até 1932	Primeiros estudos de metalografia e propriedades mecânicas, no Laboratório de Ensaio de Materiais da Escola Politécnica de São Paulo.
1.932- 1.940 1o. período	Ensaio, exames, interpretação de propriedades e comportamento em serviço de peças e materiais metálicos.
1.940- 1.950 2o. período	Demonstração e adaptação de processos metalúrgicos e materiais metálicos. Divulgação.
1.950- 1.960 3o. período	Intensa assistência técnica às indústrias metalúrgica de transformação, mecânica e elétrica, que se implantavam especialmente no Estado de São Paulo. Fornecimento de grande número de técnicos altamente especializados e que assumiram posições de liderança na indústria.
1.960 em diante	Pesquisas tecnológicas e estudos especiais visando a solução de problemas importantes da indústria metalúrgica brasileira.

ENSAIOS

A realização de ensaios (mecânicos, físicos e químicos) que caracterizem materiais e peças metálicas é uma das finalidades mais óbvias da DIMET. É a mais antiga atividade e aquela por onde é mais fácil começar o trabalho de ajuda ao desenvolvimento industrial. A realização dos ensaios pode visar: verificação de adequação de um material para certa aplicação, verificação de obediência a

normas e especificações, verificação da existência de peculiaridades das características que possam lançar luz sobre comportamento falho em serviço, colheita de informações gerais visando o estabelecimento de especificações racionais, etc.

A Seção de Ensaio Mecânico (atualmente ligada a Divisão de Mecânica) já emitiu centenas de milhares de Certificados Oficiais relativos a características mecânicas de metais.

ANÁLISES ESPECIAIS

As análises usuais, pelos diversos processos hoje em dia usados nos modernos laboratórios são, no I.P.T., executadas na Divisão de Química. Em casos especiais, porém, julgou-se mais apropriado fazê-las na própria DIMET. É o caso da determinação do teor de gases (H, N, O) dissolvidos em metais. Essa determinação, por fusão a vácuo ou por extração por difusão, é executada atualmente na Seção de Físico-química Metalúrgica.

EXAMES

Exames especiais, particularmente os exames micro e macro-gráficos, são efetuados sobre peças e materiais metálicos com a finalidade de: determinar a história prévia (método de fabricação ou condições a que os materiais ou peças tenham sido submetidos anteriormente); determinar as causas de ruptura ou falha em serviço; verificar se a micro e a macroestruturas estão satisfatórias para uma dada aplicação; determinar se o material se enquadra em normas ou especificações determinadas; etc. Este trabalho é feito principalmente pela Seção de Metalografia que já executou dezenas de milhares de exames desse tipo, inclusive cerca de 72 em 1.963. Pretende-se, no futuro próximo, utilizar mais frequentemente as técnicas que usam raios X para determinação de macro e micro-estruturas, fases presentes, estado de tensão, orientação preferencial, etc. O uso da microscopia eletrônica também deverá ser incentivado.

ESTUDOS ESPECIAIS

Em numerosas oportunidades a DIMET é chamada a opinar sobre problemas importantes ou difíceis, que exigem apreciável estudo e as vezes, experimentação para permitir chegar a uma solução. Nestes casos o volume de trabalho requerido é muito maior do que o que corresponde aos ensaios, análises ou exames. Intervém então em alta dose a experiência e o discernimento da equipe da Divisão. Sem chegarem a ser pesquisas propriamente são, no entanto, trabalhos de mais alta importância como por exemplo: estudo da viabilidade do emprego de dado processo ou técnica na indústria brasileira; obtenção e apreciação de informações inclusive experimentais, referentes a um determinado processo ou material, visando sua aplicação local; reunião de elementos essenciais para projetos de deter

minadas instalações; determinação de relações de causa e efeito entre as características e condições de emprego de um dado material (ou peça) e o seu comportamento em serviço; etc.

Milhares de Relatórios relativos a problemas dessa natureza foram emitidos até hoje. Em 1.963 foram emitidos 43 Relatórios pela Seção de Metalografia e 4 pela Seção de Físico-química Metalúrgica.

PESQUISAS

Antes de considerar a questão da realização de pesquisas em Institutos de Tecnologia de Países em desenvolvimento é necessário a apresentar certas definições e conceitos que possibilitem uma discussão racional. Com efeito, em consequência de certos sucessos científicos espetaculares que decorreram de trabalhos experimentais realizados por cientistas e tecnólogos em laboratórios, a palavra pesquisa entrou no vocabulário popular e tem sido empregada com impropriedade crescente. Já hoje, os simpáticos rapazes e moças que batem a porta das residências para indagar que canal de televisão está sendo objeto da atenção familiar são chamados "pesquisadores" e ninguém seria capaz de convence-los (e aos seus patrões) de que não estão realizando "pesquisas". Há tempo foi publicada em sérios jornais brasileiros uma notícia sobre uma "pesquisa" sobre o samba.

Diante de tal situação, os cientistas verdadeiramente dedicados a pesquisa legítima terão de inventar uma nova palavra para designar sua atividade, de modo que, como "pesquisadores", não sejam confundidos com os encarregados do censo populacional.

Trata-se, naturalmente, de um desagradável problema de semântica. Pelo menos entre os cientistas e os profissionais liberais de cultura universitária é preciso estabelecer definições que distingam: pesquisa, análise ou estudo teórico, experimentação, verificação, ensaio, determinação, exame, colheita de dados, medida, exploração, levantamento, etc., conforme o tipo das informações visadas e conforme o método de obtê-las. E fora de dúvida que muito dinheiro tem sido gasto indevidamente pelo simples uso do mágico rótulo "pesquisa".

Não cabe aqui discutir os significados possíveis e aceitáveis para todos os termos mencionados, mas é necessário, pelo menos, considerar as diferentes categorias de pesquisas de interesse para a ciência ou para a técnica. Trata-se, em última análise, de considerar e resolver os dilemas:

- I (pesquisa pura) x (pesquisa aplicada);
- II (pesquisa científica) x (pesquisa tecnológica); e
- III (pesquisa a curto prazo) x (pesquisa a longo prazo).

O primeiro dilema diz respeito ao propósito ou finalidade da pesquisa; o

segundo dilema corresponde a sua natureza ou caráter; o terceiro refere-se ao prazo disponível ou previsto para a colheita dos resultados desejados (por definição "ad hoc" pode-se considerar 2 anos como o prazo máximo para uma pesquisa "a curto prazo").

A seguir sugerem-se definições, também "ad hoc", para as categorias principais de pesquisa:

Pesquisa científica pura = busca do conhecimento referente a materiais seres, sistemas, fenômenos e processos pela experimentação e observação em condições bem definidas, com preocupação de atingir o máximo de pertinência, exatidão, permanência e reprodutibilidade dos resultados obtidos e, geralmente, sem preocupação com a sua utilidade.

Pesquisa científica aplicada = idem, porém visando a utilidade do conhecimento para aplicação da produção de bens ou prestação de serviço.

Pesquisa tecnológica (que é sempre, necessariamente, aplicável) - busca de conhecimentos referentes a materiais, sistemas, fenômenos e processos, pela experimentação e observação em condições definidas dentro de limites às vezes largos mas sempre conhecidos, e, com preocupação predominante com a utilidade dos dados e informações colhidos para a produção de bens ou prestação de serviços industriais ou comerciais.

O Quadro III tenta esquematizar a relação entre as 6 características, com uma indicação estimada das prováveis porcentagens relativas, no caso de Países desenvolvidos.

QUADRO III - Categorias de pesquisa (e suas porcentagens relativas aproximadas, num País desenvolvido)				
	Pesq. pura		Pesq. aplicada	
	L. P.	C. P.	L. P.	C. P.
Pesq. científica	5%	5%	6%	4%
Pesq. tecnológica	-	-	50%	30%

Observações: L. P. = a longo prazo; C. P. = a curto prazo, isto é, necessitando menos de 2 anos para atingir os resultados.

Para melhor esclarecer o que se tem em vista com essas diversas categorias de pesquisas, convem citar alguns exemplos:

- Pesquisa científica, pura, a longo prazo: Estudo experimental das "partículas" elementares com vistas a formulação de uma teoria satisfatória sobre a constituição íntima da matéria;
- Pesquisa científica, pura, a curto prazo: Estudo do efeito de pressões super-elevadas sobre a estrutura do bismuto poli-cristalino;
- Pesquisa científica, aplicada, a longo prazo: Estudo das características dos supercondutores, com vistas a sua possível aplicação futura em instrumentos e equipamentos industriais;
- Pesquisa científica, aplicada, a curto prazo: Morfologia da inter-face sólido-líquido, na solidificação do eutético de Mg com 32% de Al;
- Pesquisa tecnológica (necessariamente aplicada), a longo prazo: Estudo experimental do processo de lingotamento contínuo, visando a sua utilização industrial generalizada; e
- Pesquisa tecnológica (necessariamente aplicada), a curto prazo: Determinação das características das pelotas resultantes da aglomeração de minérios brasileiros com uso de cal como aglomerante.

No que concerne este tipo de atividade (pesquisa) o pensamento que tem orientado o I. P. T. é o seguinte: diante das condições do País e de suas necessidades evidentes, toda a ênfase deve ser posta nas pesquisas que possam ser úteis a curto prazo. Assim sendo, as pesquisas realizadas no I. P. T. tem que ser predominantemente: pesquisas aplicadas, tecnológicas e realizáveis a curto prazo.

Embora a própria designação do I. P. T. indique serem as pesquisas tecnológicas a sua principal finalidade não foi essa, nem poderia ter sido até recentemente, a atividade que mais atenção recebeu por parte da equipe da DIMET, nos primeiros 20 anos de existência do Instituto. Num País novo a maior parte das dificuldades iniciais para a industrialização se resolvem sem a necessidade da pesquisa sistemática; os outros tipos de ação aqui considerados são suficientes para dar solução a maior parte das consultas e problemas. Poderíamos dizer que esses outros tipos de atividade são, inicialmente, mais necessários que a própria pesquisa. Com a evolução da indústria, porém, os problemas tendem a se tornar mais complexos e mais importantes, e o volume de pesquisa tem de crescer, obrigatoriamente. Com a evolução da indústria esta, através dos seus próprios técnicos, pode ir buscar onde estiverem aqueles conhecimentos que antes recebia através do Instituto: pode, também, por seus próprios meios, resolver os problemas de produção que inicialmente lhe teriam parecido difíceis. Assim, as solicitações impostas a uma entidade como a DIMET do I. P. T. gradualmente se especializam,

se refinam e se tornam mais difíceis de atender de imediato, exigindo então estudos experimentais sistemáticos, isto é, pesquisas.

O Quadro II, apresenta uma síntese da evolução das atividades da DIMET, com a mudança gradual do tipo de atividade predominante. Pode-se dizer que a ênfase inicial nos ensaios e sua interpretação passou, por volta de 1.940, a divulgação, demonstração e adaptação de técnicas e materiais; por volta de 1.950 a ênfase passou para a assistência técnica a indústria; de 1.960 em diante a ênfase de verá ser cada vez maior na pesquisa tecnológica.

A tendência vem sendo a de atacar problemas cada vez mais complexos e de maior importância nacional. As circunstâncias exigem e, ao mesmo tempo, facilitam esta evolução: a equipe do I. P. T., como conjunto, acumula cada vez mais experiência; a solicitação, o interesse e o apoio da indústria aumentam. De outro lado essa evolução cria alguns problemas de reajustamento interno e de preparação especial da equipe técnica para melhor desempenhar sua missão.

Indubitavelmente o futuro exigirá da DIMET cada vez mais pesquisa tecnológica original bem como pesquisa científica aplicada.

ASSISTENCIA TECNICA

A DIMET presta a indústria e as entidades governamentais uma assistência técnica que vai desde a simples informação até a opinião madurecida, documentada e dada por escrito. As informações ou opiniões são fornecidas seja no próprio Instituto, seja na indústria ou entidade interessada quando o problema assim o exigir. Um grande volume de assistência técnica é prestado oralmente, e na maioria das vezes, nem sequer é registrado. Em muitos casos, porém, a prestação da assistência pode exigir; visita de técnicos do I. P. T. para colheita de informações e amostras: ensaios, análises e exames especiais; estudos e pesquisas.

O volume de informações e serviços prestados pelo I. P. T. a indústria de São Paulo e do Brasil por este mecanismo foi e continua a ser extraordinário, mesmo com a evolução da indústria local, já hoje forte e independente, este tipo de atividade certamente continuará a ser mantida e a ser útil. Naturalmente a natureza das informações prestadas se tornará cada vez mais requintada.

PRODUÇÃO EXPERIMENTAL

Atendendo a necessidades do meio e com grande vantagem para o eficaz cumprimento da sua missão a DIMET desde o início de suas atividades manteve pequena produção de peças e materiais metálicos necessários a indústria local e não produzidos no Brasil. Tal atividade foi de enorme importância durante a última guerra mundial, quando o suprimento externo foi praticamente cortado ou

ou sujeito a restrições severas. Nessa época as instalações semi-industriais da DIMET, sabiamente encomendadas e instaladas logo no início da guerra (1.939-1.940) trabalharam intensamente, em dois e até três turnos de serviço. Já se comentou anteriormente o quanto tal atividade contribuiu para infundir confiança e para dar experiência e objetividade ao corpo técnico da DIMET.

O problema que se apresenta hoje é o de saber até que ponto este tipo de atividade deve ser continuado; até que ponto se justifica. E esta uma questão que tem dado margem a discussões construtivas e necessárias. Deve, porém, ser resolvida friamente, pesando-se objetivamente as vantagens e desvantagens reais para o cumprimento da missão do I. P. T. A opinião simplista, quase apaixonada, e certamente muito influenciada por modelos estrangeiros, de aplicação discutível, de que tal atividade não se justifica num Instituto de Tecnologia e deve ser extinta, não pode ser aceita: De outro lado, a manutenção de um corpo numeroso de funcionários e equipamentos semi-industriais simplesmente para atender a solicitações rotineiras de algumas indústrias também não tem justificativa. Certamente nenhum sentido tem hoje a produção em grande volume, no I. P. T. Como sempre "in medio virtus": a esta altura da evolução da indústria brasileira e do I. P. T. é preciso restringir tais atividades de produção experimental aqueles casos realmente importantes e significativos que substancialmente contribuam, direta e indiretamente, para o progresso da metalurgia nacional.

DIVULGAÇÃO DE PROCESSOS E MATERIAIS METÁLICOS

Tarefa das mais importantes para um Instituto de Tecnologia, num País em desenvolvimento é a de atuar como uma "antena" que capte as melhores informações referentes aos novos processos e materiais e as transmita de diversas maneiras ao meio técnico local. A simples dificuldade de língua e a inexistência de uma literatura técnica abundante num País novo exige que instituições como o I. P. T. hajam como centros de difusão de informações e literatura técnica. E uma de funções mais importantes e uma de suas atividades mais férteis.

Os técnicos do I. P. T. publicaram, até hoje, cerca de 300 trabalhos no campo da metalurgia (vide "Lista de trabalhos publicados pelo I. P. T. no campo da metalurgia"). Do total dos trabalhos apresentados a Associação Brasileira de Metais (e por esta publicados) nos seus 20 anos de existência, cerca de 40% foram apresentados por técnicos do I. P. T. (cerca de 240 num total de aproximadamente 550).

Classificando os 292 trabalhos publicados pelos técnicos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas tem-se a seguinte distribuição, conforme o setor da metalurgia a que correspondem:

- Assuntos gerais relativos a metalurgia - 15 trabalhos; Minérios e seu tratamento = 7; Metalurgia extrativa dos Não Ferrosos = 57; Matérias

primas siderúrgicas = 6; Redução de minérios de ferro = 10; Produção de Aços comuns e especiais = 14; Transformação mecânica = 1; Ferros Fundidos = 29; Fundição e elaboração de ligas não-ferrosas = 14; Fundição de aços = 1; Processos especiais de fundição = 1; Materiais de moagem = 30; Pulvimetalurgia = 13; Solda = 1; Tratamentos térmicos = 9; Metalografia ferrosa = 21; Metalografia dos não ferrosos = 2; Física dos metais = 8; Físico-química metalúrgica = 15; Equipamentos industriais = 2; Estudos econômicos = 3; Propriedades mecânicas. Ensaios de metais = 11; Corrosão = 1; Especificações e normas. Controle de qualidade = 8; Aplicações dos metais e ligas e seus problemas = 13.

COLABORAÇÃO NO ENSINO PRÁTICO ESPECIALIZADO

O I. P. T. não é escola, não mantendo cursos nem conferindo diplomas. No entanto, já pela sua origem (nasceu do Laboratório de Ensaios de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo), já pelas condições locais (necessidade de formação de especialistas nos diversos setores da técnica e insuficiência dos laboratórios escolares, o I. P. T. tem sempre colaborado em atividades que visam a formação de especialistas.

Na Fig. 3, indica-se esquematicamente uma concepção (evidentemente simplista) do engenheiro como computador especializado para a solução de problemas técnicos (claro está que o engenheiro deve ser possuidor de outras características e motivações como ser humano, mas estas não interessam ao esquema acima, simplificado propositadamente). A colaboração do I. P. T. tem sido dada ao suprimento de conhecimentos especializados e de experiência técnica a alunos, estagiários e engenheiros.

Assim é que o I. P. T. vem prestando há muitos anos os seguintes serviços: colaboração nas aulas práticas de certas Disciplinas da Escola Politécnica; admissão de número limitado de Assistentes - Alunos (alunos da Escola Politécnica principalmente, mas não exclusivamente) para colaborarem nos trabalhos normais do Instituto; admissão de estagiários (engenheiros e técnicos) da indústria e de entidades governamentais, não só brasileiros como estrangeiros; colaboração na organização e na execução de cursos especiais abertos ao público, inclusive alguns dados por professores estrangeiros; permissão a certos de seus técnicos para lecionarem na Escola Politécnica.

Na Escola Politécnica engenheiros do I. P. T. lecionam as Disciplinas seguintes: Metalurgia Extrativa dos Não Ferrosos, Siderurgia; Metalografia Ferrosa: Metalografia dos Não Ferrosos Físico-Química Metalúrgica (outras Disciplinas são lecionadas por ex-ipeteanos). Na ABM os técnicos do I. P. T. colaboraram na realização dos seguintes Cursos Especiais: Princípios Básicos da Metalurgia; Aços Carbono e Aços Liga; Fundição; Tratamentos Superficiais; etc.

Cerca de 180 assistentes-alunos já passaram pela DIMET do I. P. T. nos últimos 30 anos. Um total de cerca de 40 Engenheiros também já trabalharam na Divisão, e atualmente prestam sua colaboração a indústria metalúrgica, onde ocupam os mais altos postos. Cerca de 500 estagiários de diversos níveis também já obtiveram ensinamentos práticos em períodos de treinamento na DIMET.

A contribuição que, dessa forma, a DIMET do I. P. T. fez e faz ao desenvolvimento da metalurgia nacional é enorme e corresponde a um dos maiores serviços que a instituição pode prestar ao País.

COLABORAÇÃO EM ATIVIDADES ASSOCIATIVAS DE INTERESSE COLETIVO

Outro grande serviço que o I. P. T. prestou e continua a prestar ao País através da sua DIMET consiste no apoio decisivo que tem dado a Associações como A. B. M. (Associação Brasileira de Metais) e I. B. S. (Instituto Brasileiro de Siderúrgica). Estas entidades, conjugando os esforços de técnicos e empresas com a finalidade de intercâmbio técnico e colaboração desinteressada em benefício da Metalurgia brasileira receberam do I. P. T. apoio essencial.

A A. B. M. foi fundada em 1944, para a sua fundação e operação durante os seus primeiros 10 anos de existência dependeu do trabalho intenso e desinteressado de numerosos engenheiros do I. P. T. Até 1954, esteve sediada no próprio Instituto e deste recebeu apoio e substancial auxílio financeiro direto e indireto. Até hoje o I. P. T. e seus engenheiros prestam colaboração importante as atividades da A. B. M.

No caso do I. B. S. a colaboração do I. P. T. também foi essencial tendo o Instituto proporcionado ao I. B. S. os serviços desinteressados e gratuitos de seus técnicos, durante todo o período inicial de organização e estruturação daquele Instituto.

Colaboração apreciável também é prestada a A. B. N. T. (Associação Brasileira de Normas Técnicas). Em todos esses casos o objetivo do I. P. T. é o de contribuir para o sucesso dessas entidades de interesse nacional, sempre dentro daquilo que se poderia denominar de "espírito do I. P. T.": (trabalho desinteressado e entusiástico para atingir objetivos altos, acima dos interesses de indivíduos ou grupos).

A Fig. 4 indica esquematicamente a interdependência das escolas, Institutos Tecnológicos, Associações Técnicas e a indústria, que juntas cooperam para o progresso industrial, técnico e social do Brasil.

4.4. Setores de Atividade da DIMET do I. P. T.

Nos seus 32 anos de vida o I. P. T. tem dirigido a sua atenção para diver-

setores ou campos da metalurgia. A atenção que esses campos tem recebido tem variado conforme as necessidades do meio e as possibilidades da instituição.

No Quadro IV, acha-se indicada sucintamente a evolução da DIMET do ponto de vista dos setores de atividade iniciados em diversas épocas.

No Quadro V, acham-se indicadas as Secções atuais e os tipos de atividade a que se dedicam principalmente. Embora sejam apenas 9 Secções trabalham em problemas correspondentes a um muito maior número de setores da Metalurgia.

A seguir são apresentadas resumidamente as contribuições e atividades da DIMET do I. P. T. nesses diferentes setores. No futuro será necessário ampliar o número de Secções especializadas e, provavelmente, reuní-las em grupos afins, conforme indicado no Quadro VI. Esta medida parece necessária para que possam ser melhor atendidos certos setores (por exemplo: solda, pulvimetalurgia, etc.) em que a atividade atual é reduzida por falta de recursos humanos e materiais.

SETOR I - MINÉRIOS E SEU TRATAMENTO

Objetivos: Concentração de minérios e resíduos industriais de interesse metalúrgico.

Justificativa: O aproveitamento de certos minérios nacionais exige colaboração estreita entre especialistas em tratamento de minérios (concentração) e especialistas no processamento metalúrgico. Ex: aproveitamento dos itabiritos na siderurgia nacional ou para exportação.

Trabalho realizado e a realizar: Até cerca de 1940 existiu Secção especializada, equipada para estudar a concentração e o tratamento de minérios metalúrgicos. A Secção foi extinta nessa época devido ao desenvolvimento de entidades (Instituições especializadas; Instituto Geográfico e Geológico e Laboratórios da Escola Politécnica). No entanto, parece certo que, no futuro, a existência no I. P. T. de Laboratório para estudo desses problemas se justificaria, visto que, cada vez mais, os problemas da concentração e beneficiamento de minérios se entrelaçam. Nota-se que a solução de certos problemas apresentados ao I. P. T. fica prejudicada ou, pelo menos, retardada, pela inexistência de equipe própria especializada nesses estudos. Parece aconselhável, quando possível, a reconstituição da antiga Secção.

SETOR II - METALURGIA EXTRATIVA DE METAIS NÃO FERROSOS

Objetivos: Redução e refino dos metais não ferrosos de maior interesse industrial para o Brasil.

QUADRO IV - Evolução da DIMET do I. P. T. : épocas em que foram iniciadas atividades mais intensas em setores importantes da metalurgia.	
Setor da metalurgia	Início (aprox.)
Ensaio mecânico	1932
Metalografia	1932
Fundição de ferro fundido	1940
Areias sintéticas	1940
Met. extrativa dos não ferrosos	1940
Produção de aço (lingotes e peças)	1940
Forjamento de aço	1945
Prod. de ligas não ferrosas	1945
Matérias primas siderúrgicas	1945
Tratamentos térmicos industriais	1945
Pulvimetalurgia	1950
Redução de minérios de ferro	1950
Metalurgia física	1950
Corrosão	1960

Justificativa: A necessidade de um maior desenvolvimento da metalurgia dos não ferrosos no Brasil é reconhecida. O I. P. T. já fez no passado importantes contribuições e deverá a fazê-las no futuro, visando aproveitamento de minérios nacionais.

Trabalho realizado e a realizar: Há uma Seção especializada sob orientação do eminente Prof. Dr. Tharcisio Damy de Souza Santos realizou extraordinário trabalho de estudo, experimentação em escala piloto, pesquisa tecnológica, assistência técnica especializada e divulgação, especialmente no caso das metalurgias de Pb, Cu, Ni, Al, Zn e, mais recentemente, de urânio. Foi uma contribuição inestimável e por todos reconhecida. No futuro, já contando com a colaboração daquele ilustre Professor, deverá o I. P. T. procurar formar uma nova equipe especializada pois os trabalhos nesse setor evidentemente precisam continuar e, até, se intensificar. O futuro da metalurgia dos não-ferrosos no Brasil vai depender, e muito, do que venha a ser feita na DIMET do I. P. T. para a solução dos seus problemas técnicos. Será essencial desenvolver a metalurgia dos metais comuns e dos especiais (W, Nb, Ta, Ti, Cr, Be, Li, etc.)

QUADRO V - Atuais Secções da DIMET e atividades que desenvolvem (N. B: As Secções da DIMET correspondem a setores da metalurgia)								
Setores ↓	Atividades →	Ensaio e exames	Pesquisa	Estudos especiais	Assistencia técnica	Demonstr. e produção	Ensino e treinamento	Divulgação
Met. extrativa dos nao ferrosos		-	2	2	1	1	1	1
Matérias primas siderúrgicas		1	3	1	1	-	1	1
Redução de minérios de ferro		-	2	1	-	-	-	1
Produção de aços		-	2	-	1	3	1	1
Fundição de ferros fundidos		-	1	1	2	3	2	1
Ligas nao ferrosas		-	1	1	1	3	1	1
Materiais de moldagem		2	2	1	3	1	2	1
Metalografia		1	1	3	2	-	2	1
Físico-química Metalúrgica		1	1	3	1	-	-	1
0 = Nenhuma; 1 = Pouca; 2 = Apreciável; e 3 = Intensa								

SETOR III - MATERIAS PRIMAS SIDERURGICAS

Objetivos: Tratamentos metalúrgicos de minérios de ferro (sinterização, pelletização, briquetagem, etc.) Processamento de carvoes para uso metalúrgico. Processamento de outros materiais de interesse metalúrgico (fundente e materiais especiais). Características das matérias primas siderúrgicas.

Justificativa: A indústria siderúrgica de todo o mundo acha-se interessada e empenhada no estudo dos processos de preparo das matérias primas de que necessita em grande tonelagem. Na realidade, pode-se, dizer que metade do progresso da técnica de alto forno nos últimos 20 anos deveu-se a melhorias das características das matérias primas usadas. Existem no Estado de São Paulo grandes, médias e pequenas empresas siderúrgicas que certamente muito lucraram com estudos e pesquisas sistemáticas visando a melhoria de matérias primas carregadas nos altos fornos. Além disso, tais estudos tem interesse geral para o País, muito especialmente para o preparo de minérios para a exportação.

Trabalho realizado e a realizar: Importante foi a contribuição da DIMET para o conhecimento dos processos de sinterização dos minérios de ferro, e estudados desde 1945. Há cerca de dois anos criou-se a Seção especializada que já fez importantes contribuições no estudo da pelletização de minérios de ferro, por contrato com a Cia. Vale do Rio Doce, a maior exportadora brasileira de minérios de ferro. E necessário intensificar ainda mais os estudos e pesquisas tendo em vista a plena utilização das colossais reservas de minério de ferro brasileiras. Também será necessário iniciar estudos sistemáticos referentes aos carvoes brasileiros de interesse metalúrgico. Dado o desenvolvimento da indústria siderúrgica brasileira esta Seção está destinada a desempenhar papel de relevo na tecnologia brasileira. E importante ampliar muito as suas atividades.

SETOR IV - REDUÇÃO DE MINERIOS DE FERRO

Objetivos: Características fundamentais dos processos industriais de redução dos minérios de ferro (em altos fornos ou por processos especiais). Análise e estudo comparativo dos numerosos processos propostos, visando a seleção das técnicas de maior interesse para o País. Experimentação em escala de laboratório, ou em escala piloto, de técnicas e processos de redução que apresentem boas perspectivas de utilização no País.

Justificativa: O desenvolvimento intensivo da siderurgia nacional é um imperativo. O passo essencial em toda a indústria siderúrgica é a passagem do minério ao gusa ou ao ferro esponja; uma vez obtido o metal primário (gusa ou esponja) o processamento posterior é relativamente fácil, em comparação. Os processos de redução estão em evolução rápida e o Brasil precisa estudá-los intensamente, para poder tirar-lhes o máximo de proveito.

Trabalho realizado e a realizar: Desnecessário assinalar a importância dos trabalhos de estudo e pesquisa neste setor da metalurgia, que compreende não só a redução dos minérios de ferro em altos fornos (talvez os reatores mais importantes da indústria) como também a redução por processos especiais, ditos "de redução direta". A DIMET já fez no passado importantes contribuições para o esclarecimento desses processos, principalmente quanto a adaptação de certos processos de produção de ferro esponja. Recentemente foi criada Secção especializada que precisa ser muito desenvolvida no futuro de modo a atender eficientemente a indústria siderúrgica brasileira nesse importante setor.

SETOR V - PRODUÇÃO DE AÇOS COMUNS E ESPECIAIS

Objetivos: Características, detalhes e problemas especiais da produção (refino e lingotagem) dos aços comuns e especiais.

Justificativa: O I. P. T. tem tradição neste campo, tendo sido pioneiro na produção de aços especiais no País, por técnicas modernas, durante a última guerra. Numerosos problemas persistem e numerosas possibilidades de melhoria e invenção existem neste setor básico da metalurgia. O I. P. T. precisa manter equipe ativa neste setor.

Trabalho realizado e a realizar: Foi importante a contribuição da DIMET neste setor. Desde 1940 há Secção especializada que trabalhou intensivamente durante a última guerra para ajudar a suprir a indústria nacional com aços especiais ou aços que obedecessem a especificações rígidas. Para atender a indústria, principalmente no período de 1940 a 1955, foram produzidos milhares de toneladas de peças ou lingotes (entregues diretamente ou forjados no próprio I. P. T.) Estudou-se, concomitantemente, a técnica de operação de fornos elétricos, em vários dos seus aspectos de interesse industrial. Mais recentemente tem sido realizadas importantes pesquisas tecnológicas visando a adaptação e, mesmo, a invenção de novas técnicas, mais adaptadas às condições locais. Diversas patentes tem sido pedidas. É importante a continuação de tais atividades, principalmente para a introdução e divulgação no País das novas técnicas de produção de aço (conversão a oxigênio, uso de atmosferas controladas, uso do vácuo, etc.) e de lingotamento (técnicas especiais de lingotamento descontínuo e contínuo)

SETOR VI - FERROS FUNDIDOS

Objetivos: Estudo dos problemas e técnicas modernas de fundição de ferros fundidos. Fornecimento a indústria local de peças em ligas especiais, não produzidas no País. Prestação de assistência técnica eficiente e objetiva.

Justificativa: Existem no Brasil centenas de fundições de ferro fun-

dido é ligas de mais ampla e corrente aplicação, e o estudo das suas características e dos métodos de preparação e fundição apresenta grande interesse para o desenvolvimento da indústria nacional.

Trabalho realizado e a realizar: A contribuição feita pela DIMET do I. P. T. neste setor não pode ser suficientemente louvada. Para a tecnologia brasileira a organização e instalação de uma fundição modelo no I. P. T. por volta de 1940, sob a direção do eminente Eng. Miguel Siegel, foi marco importantíssimo. Significou a liberação das fundições locais do artesanato, assegurando-lhes assistência técnica eficaz, por equipe de alto nível, usando técnicas modernas em instalações modelo. Significou mais; significou a total liberação dos tecnólogos brasileiros das peias que os prendiam, até então, ao academismo e aos trabalhos de laboratório exclusivamente. Através da Seção de Ferros Fundidos e das outras Seções correlatas o I. P. T. pode prestar decisiva colaboração à industrialização brasileira, fornecendo-lhe "know-how" da forma mais direta possível (isto é, da demonstração em escala piloto) das modernas técnicas de fundição. No período de 1940 a 1950 a Seção de Ferros Fundidos trabalhou ativamente em regime quase industrial, fornecendo peças de todos os tipos e divulgando técnicas através de desenhos de trabalhos publicados. Hoje, com o processo da indústria nacional a ênfase deve deslocar-se para o estudo de problemas especiais e para a pesquisa sistemática, sendo o trabalho de fornecimento de peças inteiramente secundário.

SETOR VII - FUNDIÇÃO E ELABORAÇÃO DE LIGAS NÃO FERROSAS

Objetivos: Estudo dos problemas e detalhes das técnicas de preparo e de fundição, em areia de ligas de alumínio, de cobre, de níquel, etc.

Justificativa: Existem no Estado e no País, centenas de fundições de ligas não ferrosas. O processo correto e a fundição em areia dessas ligas apresentam problemas de dificuldades que devem ser estudadas e pesquisadas por instituições como o I. P. T. para benefício geral da indústria nacional.

Trabalho realizado e a realizar: O trabalho deste grupo da DIMET foi e continua a ser muito semelhante ao da Seção de Ferros-Fundidos. Há Seção especializada que é uma das unidades da DIMET mais solicitada no que diz respeito à assistência técnica e à produção experimental de peças e ligas especiais (fundidas ou forjadas). Esta atividade continuará a ser importante no futuro imediato, dada a grande variedade de ligas não ferrosas especiais que cada vez mais interessam à indústria brasileira. No entanto, será necessário, também aqui recorrer cada vez mais ao estudo e à pesquisa tecnológica com o objetivo de adaptar e desenvolver novas técnicas e materiais, ou aperfeiçoar os conhecimentos relativos aos processos e ligas já em uso.

SETOR VIII - FUNDIÇÃO DE AÇOS

Objetivos: Estudo dos detalhes e problemas da técnica de fundição de peças de aços comuns e especiais.

Justificativa: A fundição de aços apresenta dificuldades especiais. O parque industrial brasileiro necessita de apoio técnico de alto padrão para poder desenvolver este setor da metalurgia com segurança e com o mínimo de perdas. O I. P. T. deve ser capaz de fornecer todas as informações necessárias e de resolver, através de pesquisa, os problemas específicos que existem ou venham a surgir.

Trabalho realizado e a realizar: A atividade da DIMET setor tem sido muito limitada, embora tenha existido sempre, em pequena escala. Nunca se chegou a desenvolver "know how" próprio apreciável, capaz de possibilitar uma eficaz assistência a indústria. É necessário, no futuro imediato, fazer com que a DIMET promova, neste setor, estudos e atividades semelhantes as desenvolvidas pela British Steel Castings Research Association, por exemplo. É necessário divulgar técnicas, aperfeiçoá-las e adaptá-las as condições das fundições de aço brasileiras.

SETOR IX - PROCESSOS ESPECIAIS DE FUNDIÇÃO

Objetivos: Estudo e demonstração de técnicas especiais e modernas de fundição (fundição de precisão, shell molding, fundição em moldes permanentes, fundição sob pressão, etc.)

Justificativa: Numerosas são as técnicas hoje utilizadas industrialmente para a obtenção de peças especiais (para a indústria automobilística, de utensílios, de aeronáutica, etc). É necessária a existência de um centro especializado no estudo e na divulgação dessas técnicas, no Brasil.

Trabalho realizado e a realizar: A atividade da DIMET neste setor foi limitada, até o momento, mas é imprescindível um grande impulso neste setor onde tantas novas técnicas tem surgido, possibilitando grandes progressos da indústria de fundição. O objetivo deverá ser principalmente o de obter peças isentas de defeitos internos, com superfície perfeita e lisa, e obedecendo a tolerâncias dimensionais estreitas. Será necessário estudar sistematicamente e divulgar os processos de fundição que usam moldes especiais de todos os tipos (inclusive os semi-permanentes e permanentes), e aplicar todos os recursos modernos de preparo de ligas (especialmente vácuo e/ou pressões elevadas). Será necessário desenvolver e acumular conhecimentos que coloquem o I. P. T. em condições de assegurar o futuro desenvolvimento da técnica de fundição no Brasil.

SETOR X - MATERIAIS DE MOLDAGEM

Objetivos: Estudo das características e processamento de materiais destinados ao emprego em moldes não metálicos para a fundição de peças (areias sintéticas, revestimentos para fundição de precisão, etc).

Justificativa: O sucesso da maioria dos processos de fundição depende principalmente das características dos materiais dos moldes em que o metal líquido é vazado. Justifica-se, pois, a existência de um núcleo especializado na elaboração o ensaio desses materiais.

Trabalho realizado e a realizar: Pioneira foi a DIMET do Instituto de Pesquisas Tecnológicas no Brasil, no estudo, ensaio sistemático e preparo de areias sintéticas de fundição. Concomitantemente com a Seção de Ferros fundidos foi organizado em 1940 o Laboratório de Areias (hoje Seção de matérias de Moldagem) e instalado equipamento moderno para o preparo de areias sintéticas de fundição. Passo decisivo, esta iniciativa do I. P. T., contando especialmente com a colaboração do Eng^o Miguel Siegel, já mencionado anteriormente, imprimiu um impulso extraordinário a tecnologia de fundição local. Poder-se-ia dizer que, de um só golpe, ganhou-se 10 anos de progresso. Gradativamente, pelo exemplo e através da assistência técnica do I. P. T., foram as fundições abandonando suas "terras de fundição" escolhidas por tradição, para se equiparem com instalações modernas de preparo de materiais tecnicamente preparados e controlados. No futuro as atividades desta Seção deverão dirigir-se para o estudo dos materiais especiais usados nos processos de moldagem "em casca" (shell molding), fundição de precisão, moldes semi-permanentes, etc. Há muito que fazer nesse setor.

SETOR XI- TRANSFORMAÇÃO MECANICA

Objetivos: Estudo de detalhes de especial importância para a prática dos processos de laminação, forjamento, trefilação, extrusão, etc.

Justificativa: A transformação mecânica pelos processos de laminação, forjamento, etc., é usada intensivamente na indústria metalúrgica para a produção de chapas e perfis de ligas ferrosas e não ferrosas. A formação de uma equipe especializada no estudo dos detalhes dos mesmos, no I. P. T., certamente contribuirá para o desenvolvimento da indústria metalúrgica local.

Trabalho realizado e a realizar: Durante a última guerra o Instituto de Pesquisas Tecnológicas, dispondo de instalações piloto para o forjamento de aços e ligas não ferrosas, contribuiu significativamente para a indústria local, fornecendo-lhe materiais especiais de difícil ou impossível importação. Ainda hoje muitos dos materiais fornecidos pela DIMET a pedido da indústria ou repartições públicas são forjados. Isto permitiu e continua a permitir a

equipe do I. P. T. uma experiencia direta com os problemas de deformação meca-
nica de ligas ferrosas e nao ferrosas, estimulando a solucao desses problemas se-
ja por estudos especiais, seja pela pesquisa tecnológica sistemática. Entre os
primeiros podemos citar o trabalho "Produção de eletrodos girantes em liga Cu-
Co-Si" (produção por fundição e forjamento). No caso da pesquisa sistemática
podemos citar os estudos atualmente em curso sobre o efeito de inclusões e fa-
ses intermetálicas dispersas sobre a plasticidade a quente dos aços de baixo car-
bono (pesquisa patrocinada pela Fundação de Amparo a Pesquisa, do Estado de
Sao Paulo) Numerosos outros trabalhos relativos ao efeito das condições de
trabalho (tensões, temperaturas, etc.) e da natureza do metal ou liga (pureza,
inclusões, etc.) sobre a deformação plástica industrial deverao ser desenvolvidos
futuramente.

SETOR XII - PULVIMETALURGIA

Objetivos: Estudo das técnicas para obtenção de materiais ou proprie-
dades especiais pela compressão e aglomeração de pós metálicos.

Justificativa: As técnicas da "metalurgia do pó" ou pulvimetalurgia
sao hoje empregadas para a produção industrial de enorme variedade de peças
com propriedades as mais diversas. (Exemplos: pastilhas de metal duro, buchas
autolubrificantes, peças de precisão, materiais magnéticos, contatos elétricos,
etc).

Trabalho realizado e a realizar: A ação do I. P. T. neste setor
da metalurgia, como em muitos outros, consistiu no estudo específico de uma mo-
derna técnica, seguindo-se a sua transplantação e adaptação para as nossas con-
dições. O Eng^o Vicente Chiaverini foi pionero nessa atividade, no Brasil, divul-
gando a técnica e realizando estudos especiais em escala piloto, na DIMET desde
1945. No momento, por falta de suficientes recursos humanos e materiais, a
DIMET nao mantém atividades neste setor. No entanto, é certamente necessário
que, no futuro próximo sejam retomados os estudos experimentais dos problemas
relacionados com a produção de materiais e peças com propriedades especiais,
objetivos através da pulvimetalurgia. Esta técnica, em constante progresso, exi-
girá a atenção da DIMET, para o benefício da tecnologia nacional.

SETOR XIII - SOLDA

Objetivos: Estudo de detalhes e problemas dos processos industriais
de solda (solda de baixa temperatura, brazind, solda a arco, solda oxiacetilénica,
argonarc e heliarc, aplicação de revestimentos, solda a ponto ou por eletrodos gi-
rantes, etc).

Justificativa: Os processos de solda sao empregados industrialmente

para a producao dos mais diversos tipos de peças e estruturas. A variedade das técnicas empregadas é enorme, tendo predominantemente um caráter de "arte" mais do que de "tecnologia". Restam numerosos problemas a serem atacados e resolvidos mediante estudos e pesquisas sistemáticas. O I. P. T. deveria criar um núcleo para tais estudos e pesquisas, com o objetivo de assistir a indústria local em problemas especiais.

Trabalho realizado e a realizar: A atividade da DIMET neste importante setor da tecnologia metalurgica tem se limitado aos ensaios e exames, especialmente os exames metalográficos. Este trabalho, embora importante, nao é suficiente para o apoio eficaz a indústria local e ao desenvolvimento da tecnologia nacional. É necessário, no futuro, manter um pequeno grupo ativo no estudo e na pesquisa tecnológica dos problemas de junção de metais e ligas pela deposição de metais líquidos ou pela uniao direta (caldeamento, solda a ponto, solda ultrasonica, etc).

SETOR XIV - TRATAMENTOS TERMICOS

Objetivos: Estudo de técnicas e problemas especiais relacionados com a pratica dos tratamentos térmicos industriais.

Justificativa: Toda a indústria automobilística de máquinas e equipamentos depende do uso de peças tratadas termicamente. Há uma variedade enorme de tratamentos térmicos, muitos dos quais nao sao sequer conhecidos na nossa indústria. É necessário divulgar "know how" especializado e, mesmo, realizar certos tratamentos térmicos muito especiais para atender a necessidades prementes da indústria. A divisao de Metalurgia do I. P. T. nao pode estar ausente neste setor.

Trabalho realizado e a realizar: A contribuição do I. P. T. neste setor foi enorme e decisiva. Desde a decada dos 30 o trabalho bem conhecido do grande Engenheiro Hubertus Colpaert difundiu os conhecimentos essenciais para a compreensao e aplicacao da técnica de tratamentos térmicos dos aços e ferros fundidos. Foi um trabalho brilhante e eficaz, efetivado através de ensaios, exames metalográficos, assistencia técnica direta, informacoes, estudos especiais, divulgacao, etc. Por volta de 1950 chegou a ser constituída uma Seção especializada dotada dos mais modernos equipamentos para tratamento térmico industrial em pequena escala. O objetivo foi sempre o de demonstrar diretamente a indústria técnica e equipamentos, adaptando-os as condições brasileiras quando necessário. Com o desenvolvimento extraordinário da indústria local, porém, as atividades dessa Seção tornaram-se de secundária importancia. No futuro será preciso, porém, reiniciar o estudo sistemático e a pesquisa tecnológica dos problemas relacionados com a técnica de tratamentos térmicos dos metais ferrosos e nao-ferrosos, sempre tendo em mira abrir caminho para a indústria local, seja resolvendo-lhe problemas. seja apontando-lhe novas técnicas e possibilidades.

SETOR XV - TRATAMENTOS SUPERFICIAIS

Objetivos: Estudo de técnicas e problemas especiais de interesse para a prática industrial dos tratamentos superficiais (cementação, nitretação, cro-mação, galvanização, estanhagem, etc.)

Justificativa: Os tratamentos superficiais são de uso generalizado na indústria metalúrgica e mecânica. Existe uma variedade enorme de tratamentos, com problemas que exigem conhecimentos especializados para a sua solução. Cabe ao I. P. T. divulgar técnicas e resolver problemas para a nossa indústria, mantendo equipe especializada que possa inclusive colaborar na elaboração de especificações.

Trabalhos realizados e a realizar: Limitada foi a atividade da DIMET neste setor, no passado, embora tenha havido estudo e assistência técnica a indústria no que respeita aos tratamentos de cementação, nitretação, tempera superficial, etc. Como sempre, apreciável foi o trabalho de exame metalográfico e assistência técnica prestado pela Seção de Metalografia. De outro lado, nas instalações experimentais foram realizados muitos tratamentos de cementação e nitretação para a indústria, acompanhados de estudos sistemáticos, em alguns casos. Ainda hoje há indústrias que estão recorrendo às instalações do I. P. T. para tratamentos delicados de nitretação gasosa. No futuro é preciso manter uma equipe, por pequena que seja, ativa no estudo da tecnologia dos tratamentos superficiais industriais, muito especialmente dos tratamentos de proteção (galvanização, estanhamento, anodização, fosfatização, etc), que pouco foram estudados no passado, pela DIMET. Tais problemas tornam-se cada vez mais sérios para uma indústria que evolue rapidamente e exige cada vez mais tratamentos desses tipos e de outros de mais recente desenvolvimento (metalização a vácuo, por projeção, etc).

SETOR XVI - METALOGRAFIA FERROSA

Objetivos: Estudo da natureza, estrutura, comportamento, propriedades e aplicações das ligas ferrosas (aços) de interesse industrial.

Justificativa: É conhecida e enorme a colaboração que a Seção de Metalografia do I. P. T. prestou à indústria brasileira no passado. Já hoje os problemas apresentados à Seção são de natureza muito mais complexa exigindo cada vez mais um elevado grau de especialização da equipe da Seção. Justifica-se, pois, o desdobramento da mesma em 2 seções, sendo uma a de Metalografia ferrosa.

Trabalho realizado e a realizar: O estudo sistemático da natureza, estrutura e propriedades das ligas ferrosas foi desenvolvido na DIMET do I. P. T. a um alto grau, especialmente pela atividade do Engenheiro Hubertus Col-

paert, já mencionado. O acervo da Secção de Metalografia da DIMET é extraordinário e não existem no mundo inteiro mais do que alguns poucos núcleos que se lhe equiparem. Há 30 anos, essa Secção presta ao público e a indústria informações preciosas sobre os ferros fundidos. Desenas de milhares de Certificados, Relatórios e informações foram preparados para atender as solicitações da indústria. Nos últimos anos, colaboração da Secção com a indústria mecânica e especialmente a indústria automobilística, através das múltiplas formas de assistência possíveis, foi enorme. É essencial que essa destacada posição da Secção, como núcleo de estudo e acumulação de conhecimentos sobre a tecnologia das ligas ferrosas, seja preservada. Abundante uso dos mais modernos conhecimentos de metalurgia física é imprescindível, sendo necessário o aperfeiçoamento de técnicos nos melhores laboratórios do exterior. É de notar que os problemas que esta solicitadíssima Secção é chamada a estudar, se complicam e se diversificam cada vez mais. Pelo menos algumas dezenas de Relatórios expedidos anualmente tem o caráter de verdadeiras pesquisas tecnológicas.

SETOR XVII - METALOGRAFIA DOS NAO-FERROSOS

Objetivos: Estudo da natureza, estrutura, comportamento, propriedades, e aplicações das ligas não-ferrosas de interesse industrial.

Justificativa: Vale para esta Secção a mesma argumentação apresentada no caso da Secção de Metalografia Ferrosa. Corresponderia esta Secção a Metalografia dos Ferrosos a um desdobramento da Secção de Metalografia existente.

Trabalho realizado e a realizar: Não há Secção especializada na Metalografia dos Não-Ferrosos. As atividades neste setor, embora apreciáveis, nunca chegaram a assumir a importância das relativas as ligas ferrosas. Isto é explicável, eis que o uso de ligas não-ferrosas se intensifica e se diversifica quando a industrialização atinge nível elevado, como somente recentemente sucedeu no Brasil. As solicitações feitas ao I. P. T. para a solução de problemas relacionados com as ligas de Al, Cu, Ni, Co, etc., fatalmente aumentaram muito nos próximos anos, sendo necessário criar equipe especializada de alto nível. Esta deverá aplicar os mais modernos conhecimentos de metalografia e metalurgia física ao estudo da natureza, estrutura, propriedades e comportamento em serviço daquelas ligas.

SETOR XVIII - PROPRIEDADES E ENSAIOS DE METAIS

Objetivo: Estudar, de um ponto de vista metalúrgico, o comportamento dos metais e ligas a través de ensaios mecânicos, químicos e especiais.

Justificativa: A indicação de ligas para aplicações industriais a inter

pretação dos ensaios imprescindíveis para a caracterização das mesmas deve ser feita de um ponto de vista metalúrgico (com base em detalhes da estrutura cristalina e do comportamento de metais e ligas).

Trabalho realizado e a realizar: Apesar do seu caráter de rotina, os ensaios mecânicos executados pelo I. P. T. (centenas de milhares) nem por isso deixaram de ser essenciais ao desenvolvimento da indústria local. A Seção especializada que existe desde a criação do I. P. T. como órgão independente, não se limita, porém, a simples execução de ensaios. Sempre prestou informações técnicas e assistência a todos os que a procuram, tendo sido muito numerosos os estudos sistemáticos aí realizados visando aquilatar características de materiais metálicos ou sua adequação para aplicação industrial. Sendo os metais e ligas usados principalmente pelas suas características mecânicas, excusa do parece apontar a importância desse trabalho. A Seção deverá continuar essa atividade no futuro e intensificá-la, visando atender a diversificação e especialização crescente do uso dos metais com finalidades estruturais ou mecânicas. Será essencial equipar a Seção para realização de ensaios especiais, sem esquecer a formação de equipe de alto nível, possuidora do que de mais moderno existe nos conhecimentos necessários a compreensão e interpretação do comportamento elástico e plástico dos metais.

SETOR XIX - ENSAIOS ESPECIAIS E CONTROLE DE QUALIDADE

Objetivos: Realizar, estudar e interpretar ensaios especiais (relativos a propriedades elétricas, eletrônicas, magnéticas, etc), e métodos de controle da qualidade de produtos metálicos (exames não destrutivos, especialmente).

Justificativa: Com a evolução da indústria o estudo e interpretação dos ensaios e métodos especiais de controle da qualidade dos produtos metalúrgicos (peças e materiais metálicos) assumem cada vez maior importância. Cabe a institutos de tecnologia o trabalho de estudar, analisar e aperfeiçoar esses métodos, dando assistência técnica a indústria.

Trabalho realizado e a realizar: Foi limitada, embora apreciável, a atividade da DIMET neste campo. É preciso devotar crescente atenção a realização de ensaios especiais visando determinar características de interesse para aplicações elétricas, eletrônicas, magnéticas, químicas, etc. O estudo das técnicas e problemas pertinentes ao controle de qualidade na indústria metalúrgica também precisará ser desenvolvido, atendendo a crescente solicitação desta.

SETOR XX - ESPECIFICAÇÕES E NORMAS METALÚRGICAS

Objetivos: Estudar especificações para produtos metalúrgicos, tendo em conta as exigências dos consumidores e as limitações dos processos de produção.

Justificativa: O I.P.T., como orgao independente de interesses de grupos e continuamente chamado a colaborar na fixação e no julgamento de especificações sob o aspecto técnico. Dada a importancia evidente das especificações para a indústria moderna, essa colaboração precisa ser prestada pelos institutos de tecnologia como o I. P. T.

Trabalho realizado e a realizar: Sempre foi importante a atividade do I. P. T. no setor de normas e especificações, sendo prestada colaboração a quase todas as iniciativas da ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas). Não cabe a um Instituto de Tecnologia preparar normas; no entanto, certamente lhe cabe a tarefa de estudo dos aspectos técnicos (metalúrgicos, no caso) das normas em preparo ou estudo, aquilatando a sua pertinencia ou exequibilidade através da apreciação técnica ou, mesmo, experimentação sistemática. Há no I. P. T. Secção especializada, embora não unicamente para normas metalúrgicas. Será preciso intensificar o estudo destas últimas.

SETOR XXI - APLICAÇÕES DE METAIS E LIGAS, COMPORTAMENTO EM SERVIÇO

Objetivos: Estudar os problemas de aplicação de peças e materiais metálicos nas indústrias: elétrica, mecânica, química e de construção civil. Recomendar materiais para fins específicos. Verificar e interpretar o seu comportamento em serviço.

Justificativa: A existencia de um especialista ou de uma equipe técnica experiente na recomendação de materiais metálicos e no estudo dos problemas de aplicação dos mesmos pode ser de extraordinário auxílio ao desenvolvimento industrial num País novo.

Trabalho realizado e a realizar: Enorme foi a colaboração que o I. P. T. prestou a industria no estudo de metais, ligas ou peças em condições de serviço. Este trabalho foi o resultado da atividade de diversas Secções (como as de Ensaios Mecânicos, de Metalografia, de Ferros Fundidos, de Ligas Não-Ferrosas, etc). A assistência técnica assim prestada foi de valor inestimável para o desenvolvimento industrial do País nos últimos 30 anos. O diagnóstico de anomalias estruturais ou superficiais, a busca de relações de causa e efeito entre características e comportamento, etc. Nos países industrialmente avançados as indústrias dependem da existencia de especialistas na escolha e desenvolvimento de materiais (especialmente materiais metálicos) para aplicações específicas. Não se trata aqui do simples conhecimento das características gerais de um material, mas do conhecimento e experiencia referentes a aplicações e comportamento em serviço, em condições especiais e peculiares. A alteração ou substituição de especificações é frequentemente necessária. Essas atividades, de extraordinária importancia para a indústria, dependem de um contacto íntimo com esta para se exercerem eficazmente. Será preciso contar, no futuro, com especialistas dedicados integralmente a este mister.

SETOR XXII - TECNOLOGIA DA CORROSAO

Objetivos: Estudar os problemas de corrosao encontrados nas múltiplas applicoes industriais e domésticas dos metais e ligas, dando-lhes solucoes ou prevenindo-os.

Justificativa: Reconhecidamente a corrosao é fenomeno responsável por enormes perdas e gastos (com a prevencao do fenómeno, as reparacoes de danos que causa ou a total perda de peças, equipamentos ou instalaçoes). Cabe a um Instituto de Tecnologia dispensa a assistencia técnica necessária a diminuicao ou eliminacao de tais prejuizos.

Trabalho realizado e a realizar: Foi limitada, embora apreciável, a assistencia prestada pelo I. P. T. neste setor. Constitui essencialmente no estudo de problemas especificos trazidos pela indústria (ou entidades governamentais), geralmente de fracassos e falhas em serviço. A Seccao de Metalografia prestou importante assistencia neste setor. Hoje a Seccao de Físico-química Metalúrgica está praticamente dedicada (no momento) ao estudo desses problemas, que se multiplicam. No futuro será preciso ir mais além, criando Seccao especializada e incentivando as pesquisas e estudos sistemáticos visando o melhor entendimento e divulgacao do comportamento dos metais na corrosao, principalmente em condicoes de uso industrial (corrosao sob tensao), ataque por substancias especificas, corrosao em campos elétricos, corrosao atmosférica, etc.)

SETOR XXIII - FISICA DOS METAIS

Objetivos: Estudo fundamental da natureza e das propriedades mecánicas, elétricas e magnéticas dos metais e ligas.

Justificativa: O desenvolvimento da ciencia dos metais e ligas tem sido extraordinário nos últimos anos e sua importancia ultrapassa os limites dos laboratórios para encontrar importantíssimas e numerosas applicoes na solucao de problemas da indústria metalúrgica e na abertura de novas possibilidades para essa indústria.

Trabalho realizado e a realizar: Limitada foi a atividade neste setor básico da metalurgia. Não havendo uma applicao direta e imediata dos resultados de estudos deste tipo, e dada a limitacao dos recursos humanos e materiais da DIMET, não foi possível nem muito interessante, até o momento, uma atividade importante neste setor. Esta atividade limitou-se ao estudo teórico e divulgacao (aliás abundante) de princípios gerais e da teoria física dos metais e suas propriedades. No futuro será necessário ativar esta "antena", cuja principal utilidade estará nas ferramentas científicas que proporcionará as Seccoes da DIMET, mas que também poderá contribuir diretamente para a solucao de problemas especiais trazidos pela indústria. Pesquisas de caráter fundamental (não

aplicadas) caberiam a equipe dedicada aos estudos de física dos metais (física dos sólidos e líquidos aplicada aos materiais metálicos).

SETOR XXIV - FISICO-QUIMICA METALURGICA

Objetivos: Estudo fundamental da termodinâmica e da cinética das reações metalúrgicas de particular interesse para a indústria metalúrgica. Estudo de problemas ou processos fundamentais, de um ponto de vista científico.

Justificativa: A verdadeira "revolução" que se vem processando na metalurgia desde a última guerra somente foi possível através da utilização intensiva dos conhecimentos científicos para a solução de problemas de pesquisa fundamental e de pesquisa aplicada. A formação de uma equipe especializada no estudo e na pesquisa relacionada com as reações metalúrgicas é essencial para assegurar, as bases necessárias para o trabalho de um instituto de tecnologia, no campo da metalurgia.

Trabalho realizado e a realizar: A contribuição da DIMET neste setor básico da ciência dos metais tem sido limitada, até o momento, ao estudo teórico e divulgação (aliás intensiva) dos princípios e fatos principais da termodinâmica e da cinética das reações metalúrgicas. Essa contribuição, feita muito especialmente nos últimos 10 anos, embora de caráter acadêmico não deve ser subestimada, eis que forneceu ferramentas mentais para análises de numerosos problemas práticos estudados no I. P. T. ou na indústria local diretamente. No futuro será preciso contar com equipe inteiramente devotada ao estudo da termodinâmica e cinética metalúrgicas, principalmente para o fornecimento de ferramentas científicas para a solução de problemas da tecnologia metalúrgica no Brasil.

SETOR XXV - DOCUMENTAÇÃO TECNICA SOBRE METALURGIA

Objetivos: Existe na literatura técnica estrangeira e nacional um verdadeiro manancial de informações sobre materiais e processos metalúrgicos, o mais das vezes inacessível ou de difícil seleção. É necessária a existência de uma equipe especializada na reunião, avaliação, tradução, resumo, cópia, distribuição e divulgação de dados sobre materiais e processos metalúrgicos de especial interesse para a indústria nacional.

Justificativa: Outros países dispõem de centros de seleção e distribuição de informações técnicas de literatura estrangeira. No Estado de São Paulo a existência de um centro dessa natureza, especializado em problemas da indústria metalúrgica terá sempre mais alta utilidade para o aumento do "know how" especializado no Estado e no País.

Trabalho realizado e a realizar: Na Seção de Metalografia

sempre houve, desde a década dos 30, sob orientação do Eng^o Colpaert, uma preocupação com a seleção e classificação dos trabalhos mais valiosos da literatura técnica estrangeira. Mais recentemente, a preocupação com a documentação técnica foi retomada e no momento já se procura rever sistematicamente a literatura de alguns setores, selecionando, fotocopiando e divulgando os trabalhos de maior interesse para a indústria metalúrgica local. Esta atividade deverá ser ampliada, por imprescindível. Desnecessário citar a atividade de documentação técnica desenvolvida em alguns países avançados; ela nos indica, sem dúvida, que um mínimo de documentação sistemática no campo da metalurgia precisa ser reunido por uma entidade como o I. P. T. Uma Seção especializada deverá existir no futuro para servir de intermediária criteriosa entre o caudal vultoso da literatura técnica estrangeira e a indústria metalúrgica brasileira.

SETOR XXVI - EQUIPAMENTOS INDUSTRIAIS E INSTRUMENTAÇÃO

Objetivos: Estudar, projetar e prestar informações sobre equipamentos industriais de especial interesse para a indústria metalúrgica. Organizar completo arquivo e acervo de informações técnicas sobre equipamentos nacionais e estrangeiros, disponíveis para consulta para indústria local.

Justificativa: O problema da escolha do equipamento é um dos mais importantes na instalação de novas indústrias ou na ampliação das existentes. Por falta de informações independentes de interesse comercial essa escolha é frequentemente infeliz, com resultantes aumentos dos investimentos e dos custos de operação. Uma equipe especializada nesses problemas, no I. P. T. pode contribuir para o desenvolvimento seguro da indústria metalúrgica nacional.

Trabalho realizado e a realizar: Através da múltipla assistência técnica que presta a indústria o I. P. T. tem também fornecido a esta, indicações importantes referentes a equipamentos especializados, No entanto, para que uma assistência eficaz possa ser prestada no futuro é preciso que haja uma equipe embora pequena estudando características e aplicações de equipamentos especialmente destinados a indústria metalúrgica. Essa equipe poderá então prestar a indústria brasileira, informações técnicas livres de interferência de interesses comerciais. Poderá também auxiliar a indústria na escolha e no projeto de novos equipamentos, contribuindo assim para o mais rápido progresso industrial.

SETOR XXVII - ESTUDOS ECONOMICOS DE PROCESSOS E MATERIAIS

Objetivos: Proceder a estudos dos aspectos economicos de materiais ou processos metalúrgicos no nosso meio, fornecendo a indústria local orientação em problemas em que os aspectos economicos nao podem ser separados dos técnicos.

Justificativa: No estudo de problemas específicos, na prestação de assistência técnica ao meio e até na escolha de rumos para a pesquisa intervém com frequência questões de caráter econômico que precisam ser estudados por especialistas. A eficiência da ajuda técnica a indústria metalúrgica local ficará muito ampliada se for completada com esse tipo de estudo.

Trabalho realizado e a realizar: Não cabem propriamente no I. P. T. os estudos de natureza econômica no entanto, tantas são as oportunidades em que uma análise econômica tem implicações técnicas que será necessário pensar em desenvolver tais estudos, no I. P. T., naqueles problemas e setores em que existe uma estreita e total interdependência entre os aspectos técnicos e econômicos.

5. OS MEIOS: FATORES OU RECURSOS NECESSÁRIOS AO DESEMPENHO DA MISSÃO DOS INSTITUTOS DE TECNOLOGIA

Se a preocupação com a análise dos objetivos e das atividades dos Institutos de Tecnologia nos Países em desenvolvimento já não é frequente, a análise fria e lógica dos meios realmente necessários para a sua operação mais rara ainda é. No entanto, obviamente os objetivos não poderão ser atingidos senão existirem os meios (fatores ou recursos) necessários para a alteração segundo os métodos apropriados. Assim sendo, julgou-se de interesse analisar aqui também os meios necessários aos Institutos de Tecnologia em geral, e a DIMET do I. P. T. em particular.

Estes meios (fatores ou recursos) podem ser grupados em 5 classes: Recursos materiais propriamente ditos (equipamentos, aparelhos, materiais especiais, etc.); Recursos humanos (pessoal); Recursos técnico-científicos (conhecimento, experiência e bagagem técnico-científica da instituição e de seus funcionários); Recursos Financeiros; Recursos Administrativos (capacidade de planejamento, organização e administração das operações da Instituição).

A ordem de citação acima adotada não é necessariamente a da importância relativa dos diversos fatores considerados. A seguir são examinados os diferentes fatores citados.

5.1. Recursos Materiais

Nos Países em desenvolvimento é problema grave para as instituições de pesquisa, em geral, e para os Institutos de Tecnologia, em particular, a escolha e a obtenção dos equipamentos aparelhos, instrumentos e materiais especiais necessários a sua operação. A falta de análise cuidadosa dos problemas a serem

enfrentados, do trabalho a ser realizado e das condições locais vigentes em levado a distorções e erros sérios.

E bem conhecida a propensão, inocente, mas nem por isso menos infeliz, dos pesquisadores e professores dos Países novos a escolherem para seus laboratórios certas unidades de equipamento, caracterizadas pelo preço elevado, pela delicadeza de sua operação, e pelas limitações da sua utilidade. Desejosos de promoverem o progresso técnico ou científico de seus Países, mas sem preparo e experiência suficientes, essas pessoas são levadas, pelo seu próprio entusiasmo e pelos argumentos de vendedores interessados em comissões gordas, a escolherem equipamentos que depois permanecem sem uso e com pouca esperança de aproveitamento futuro. O número de dilatômetros, aparelhos para difração de raios X, microscópios óticos e eletrônicos e até reatores nucleares que hoje existem espalhados pelo mundo e sem uso que justifiquem o sacrifício feito para adquiri-los é, infelizmente, muito grande. É preciso por um fim a erros desse tipo.

A escolha dos equipamentos, aparelhos e instrumentos para os institutos de tecnologia nos Países em desenvolvimento deve ser feita lembrando: os objetivos reais da instituição; as possibilidades de utilização eficiente do equipamento; o sacrifício que a sua aquisição representa para a coletividade em um País de escasos recursos.

O tipo de equipamento escolhido deve ser adequado as condições locais. As dificuldades na obtenção de sobressalentes e acessórios e na manutenção elétrica, mecânica ou ótica devem ser consideradas. Devem ser preferidos equipamentos simples e para uso de materiais em pequena escala. As tentações são hoje maiores do que nunca, quando existem equipamentos desenvolvidos para as condições ultra-especializadas de trabalho e pesquisa que prevalecem em Países avançados industrial e cientificamente.

Ainda quanto ao tipo de recursos materiais necessários a operação eficiente de um Instituto Tecnológico num País em desenvolvimento é preciso que se diga que, o mais das vezes, o que realmente falta nessas instituições são os acessórios, os componentes simples, sem os quais nenhum trabalho pode ser realmente realizado: os pares termo-elétricos e seus refratários delicados, as lixas metalográficas dos diversos tipos necessários, as aluminas e outros materiais de polimento, os piômetros de tipos simples, os medidores simples (de pressão, e temperatura, de vazão, de velocidade, de umidade, etc), materiais de laboratório, etc.

Foi somente depois de 10 anos de operação como instituição independente e, especialmente, face a uma conjuntura muito bem definida (situação de guerra) necessidade imperiosa de industrialização do País, existência de condições mínimas que asseguravam o êxito da iniciativa) que o I. P. T., decidiu, por volta de 1940, adquirir e instalar na sua DIMET equipamentos caros (no caso, de tipo semi-industrial).

No caso do I. P. T. a situação hoje, no que respeita aos recursos materiais para desenvolvimento da tecnologia metalúrgica é a seguinte: existem equipamentos abundantes e caros de tipos adequados as atividades desenvolvidas nos dois primeiros períodos de sua evolução (ensaios, análises e exames no primeiro período, até 1940; divulgação e adaptação de técnicas industriais no segundo período, de 1940 a 1950). Dispõe o I. P. T. de: ótimos equipamentos para os ensaios mecânicos clássicos; aparelhamento aceitável para metalografia ótica corrente; equipamentos clássicos, de tipo semi-industrial, para o preparo e controle de areias de fundição, fundição de ferros fundidos, fundição de aços e ligas não ferrosas, forjamento e laminação, tratamentos térmicos e preparo de materiais por metalurgia do pó (pulvimetalurgia). (Muitos desses equipamentos estão sendo aproveitados para realização de pesquisas).

É necessário agora renovar o equipamento da DIMET, adaptando-o aos tipos de atividade hoje necessários (estudos especiais, pesquisa tecnológica, e alguma pesquisa fundamental e divulgação de recentes técnicas e materiais, tudo isto correspondendo ao 4º período da evolução da DIMET). É essencial eliminar certos equipamentos, adaptar alguns, trocar outros e complementar o conjunto de novos aparelhos e instrumentos. Isto deverá ser feito sempre com o objetivo de atingir um nível moderno de controle e de precisão sobre os processos e materiais estudados em escala de laboratório, visando a solução de problemas da metalurgia nacional.

A tendência deverá ser, agora, a de escolher aparelhos e instrumentos versáteis, precisos e eficientes para o desempenho das novas missões da DIMET (principalmente a solução de problemas através da pesquisa tecnológica).

5.2. Recursos Humanos

Reside aqui uma outra dificuldade das jovens instituições de tecnologia, dos Países em desenvolvimento: a da reunião do pessoal necessário e suficiente para a ação da instituição. Quanto ao número de funcionários há, geralmente limitações severas. Quanto aos níveis de preparo e correspondentes salários há limitações e inadequações decorrentes de regulamentos estatais ou da competição de uma indústria as vezes pequena mas sempre ávida por pessoal técnico. Quanto as qualificações existem também dificuldades sérias: insuficiente ou inadequado preparo dos elementos de nível universitário; dificuldade de conseguir pessoal de nível médio qualificado e adaptado ao trabalho em instituições de pesquisa (eletricistas, mecânicos, etc).

É preciso notar que um instituto de tecnologia necessita pessoal com as qualificações adequadas a diferentes tipos de trabalho: laboratório, escritório, oficinas, instalações piloto, serviços gerais.

No caso particular do I. P. T. essas dificuldades tem sido resolvidas "pari

passu" com a evolucao da instituicao. A experiencia adquirida pelo I. P. T. talvez possa resumir-se como segue:

- Ligacao estreita com uma boa escola de engenharia (Escola Politécnica da Universidade de Sao Paulo), permitindo que técnicos lá lecionem e proporcionando aulas práticas aos estudantes; isto contribui para chamar a atencao dos estudantes para a instituicao e despertar seu interesses.
- Admissao de assistentes-alunos que sao funcionários do I. P. T. em regime especial, colaborando nas suas atividades normais, sempre orientados por técnicos experientados.
- Equiparacao dos salários pagos no I. P. T. aos mais altos níveis atribuidos em regime académico (salários pagos na Universidade de Sao Paulo para regime de tempo integral).
- Existencia de possibilidades de progresso hierárquico e de oportunidades para estudo e aperfeiçoamento técnico na própria instituicao ou no exterior.
- Manutencao de uma orientacao objetiva de selecao dos mais aptos e eliminacao (muitas vezes inconspícua) dos menos adaptados a instituicao.

Em consequencia pode se afirmar que o I. P. T. dispoe hoje de um corpo técnico (engenheiros, técnicos de grau médio, mestres, operários especializados, pessoal de escritório, etc), que se equipara em qualidade aos corpos de empregados das melhores indústrias locais. Deficiencias existem mas se limitam a certos setores e funcoes especializadas.

A DIMET conta atualmente com 15 engenheiros e 70 funcionários de diversos níveis.

E de notar que entidades como o I. P. T., devido a perda de funcionários (atraídos pela indústria, designados para outras funcoes, aposentados), enfrentam sempre sérios problemas com a manutencao da continuidade dos seus trabalhos. Esta continuidade nao pode ser quebrada sem grave risco. As perdas tem que ser contrabalançadas pela admissao e formacao contínua de novos elementos de valor, procurando-se reter um quadro mínimo que assegure a vida da instituicao.

No caso da DIMET do I. P. T. a perda contínua de elementos de alto valor, atraídos pelas oportunidades existentes na indústria, embora tendo correspondido a mais de um serviço prestado, conduziu a uma situacao difícil. Há no momento, um corpo técnico insuficiente em número e treinamento (formado por engenheiros jovens que precisam ser preparados pela especializacao no exterior).

5.3. Recursos técnico-científicos

A importância deste fator não precisa ser assinalada. A bagagem técnico-científica acumulada por um instituto de tecnologia e disponível para o seu trabalho, seja pelos conhecimentos e experiência de seus técnicos, seja pelo acervo de documentos dos seus arquivos, seja pela biblioteca de que disponha, evidentemente é fator decisivo para o cumprimento da sua missão. O próprio prestígio e passado de uma instituição lhe fornecem possibilidades de contacto com entidades nacionais e estrangeiras, permitindo a obtenção direta ou indireta de informações úteis a sua tarefa.

Convém mencionar as origens do capital técnico-científico de uma instituição como o I. P. T.: o preparo universitário dos seus técnicos; a experiência adquirida na atividade constante e intensa de assistência a indústria; a experimentação e o estudo; o alto-didatismo; os estágios e cursos efetuados por seus técnicos no exterior; o intercambio constante com técnicos do País e do exterior; a cooperação no ensino em cursos regulares ou especiais; etc.

No que respeita a natureza desse capital técnico-científico convém lembrar que, no caso da DIMET do I. P. T., ele consistiu não apenas no conhecimento acadêmico ou de laboratório mas, especialmente nos dois primeiros períodos da sua evolução, nos conhecimentos práticos e na experiência pessoal direta de condições industriais de trabalho. Daqui para diante é preciso: diversificar os conhecimentos da equipe, de modo a atender a muito maior variedade de problemas; aumentar as suas bases científicas dando-lhes assim as ferramentas essenciais para a solução de problemas cada vez mais complexos e difíceis apresentados por uma indústria em rápida evolução. É preciso que se diga que os Países avançados podem, se o desejarem, fazer enormes contribuições para o desenvolvimento industrial dos Países novos através da cooperação para que os recursos técnico-científicos (recursos de natureza intrinsecamente intelectual) os institutos de tecnologia destes últimos possam se desenvolver rapidamente. A concessão de bolsas de estudo especializado; a criação de oportunidade de estágio de treinamento em laboratório e indústrias evoluídas; o envio de especialistas para o trabalho e ensino por curtos períodos nas instituições locais; o fornecimento de literatura técnica abundante e gratuita (livros, revistas, publicações diversas); tudo isto, se realmente efetivado tendo em vista os legítimos e reais interesses dos Países em desenvolvimento poderia ser fator decisivo para a vitória da "revolução tecnológica" nessas nações. Infelizmente, essa ajuda tem sido extremamente limitada e, mesmo quando tem existido, tem sido frequentemente orientada de forma totalmente inadequada aos fins gerais em vista (a incompreensão das condições locais tem canalizado ajuda para pesquisas cabíveis em Países evoluídos mas injustificáveis em Países atrasados e pobres).

5.4. Recursos Financeiros

Destes recursos dependem, naturalmente, as disponibilidades de quase todos os outros já mencionados. As possibilidades de financiamento são: governamentais (federais ou estaduais); financiamento por parte da indústria; financiamento por entidades (nacionais e estrangeiras) especialmente destinadas a ajuda filantrópica ou desinteressada; auto-financiamento.

No caso do I. P. T. o financiamento é cerca de 65% oriundo do Governo do Estado de São Paulo e 35% oriundo do auto-financiamento. O I. P. T. cobra por ensaios, análises, exames, estudos e relatórios encomendados, materiais fornecidos, etc.; não cobra por informações e cooperação técnica variada que presta todos os dias aos que o procuram. Também deve ser dito que, dadas as condições locais, os preços cobrados apenas cobrem uma parte dos custos reais dos trabalhos realizados sob pedido. O I. P. T. geralmente só cobra seus serviços quando: há pedido expresso de um interessado; as informações ou dados fornecidos não são de interesse coletivo evidente; há necessidade de elaborar e fornecer documento escrito.

Além destas fontes regulares o I. P. T. tem recebido pequenas parcelas de ajuda federal; pequenas parcelas da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, que apenas inicia suas atividades diminutas e raras parcelas de ajuda desinteressada por parte da indústria; praticamente nenhuma ajuda internacional.

A dependência do financiamento governamental é natural; num País novo a indústria não dispõe de capital suficiente, nem sequer para a sua própria expansão, sendo difícil que ajude substancialmente a instituições que visam o interesse coletivo. No Brasil, porém, a evolução industrial está chegando a um ponto em que os empresários começam a se interessar efetivamente pela ajuda aos institutos tecnológicos.

5.5. Recursos Administrativos

A capacidade de planejamento, organização e administração da operação de empresas e instituições é notoriamente falha nos Países novos. E especialmente falha em algumas entidades dirigidas por cientistas, pesquisadores e professores. Estes frequentemente são desprovidos da experiência e do feitiço humano que fazem o bom administrador. Resultam então desastres entristecedores, não faltando exemplos de instituições que brilham momentaneamente para se extinguirem logo depois, entrando em regime de estagnação resignada. Muitas vezes atribui-se a culpa ao Governo ou a fatores externos à instituição quando na realidade a falha cabe aos seus dirigentes.

O planejamento, organização e administração de novas instituições de tecno

logia merece, pois, a mais cuidadosa atenção, pois dessas ações depende toda a vida e sucesso dessas entidades essenciais ao desenvolvimento industrial. Deixamos propositadamente para o fim a consideração deste decisivo fator, realmente primordial e que condiciona todos os outros.

O planejamento, organização e administração de instituições devotadas a tecnologia implica, exige ou se condiciona como segue:

- a. Existência de perfeita compreensão das condições e necessidades do País e dos objetivos a atingir. Há, infelizmente, instituições pautadas por pre dileções pessoais ou errônea compreensão dos verdadeiros interesses de um País. Os preciosos recursos nelas empregados não encontram, assim a utilização a que a coletividade teria direito. É por isso importante que to do o planejamento, organização e operação sejam executados por pessoas e grupos plenamente conscientes dos objetivos a atingir e das possibilidades do País.
- b. Capacidade de planejar a criação e a evolução da instituição de acordo com as necessidades, condições e objetivos cabíveis no País. É essencial que as pessoas ou grupo encarregado da tarefa tenha real capacidade e experien cia administrativa e técnica, além da compreensão mais acima mencionada. Isto é mais facilmente dito que cumprido, especialmente nos Países em desenvolvimento, e mais ainda no caso de instituições governamentais. No en tanto, mesmo que o grupo dirigente da instituição não tenha a mais alta capacidade técnica e experiência administrativa desejável, mesmo assim, se tiver bom senso certamente pode recorrer aos exemplos de outras instituições bem sucedidas, especialmente nos Países avançados. Esta colaboração deve ser, porém, buscada com critério e discernimento pois, doutra forma, há o perigo de se copiar em modelos inadequados. Este perigo é tao mais real quanto é frequente encontrar-se técnicos dos Países avança dos que, desconhecendo ou esquecendo inteiramente as condições e reais problemas locais aconselham caminhos errados, embora com a melhor das intenções. Um erro frequente é aconselhar que as instituições dos Países em desenvolvimento considerem a ampliação do conhecimento científico co mo um objetivo "per se". Ora nesses Países o essencial é usar a ciência como meio ou recurso, aplicando os conhecimentos científicos abundantes, já existentes, para o desenvolvimento da produção e da produtividade locais. Este argumento pode não ser válido para Países como a Argentina, que felizmente já atingiu padrão de vida médio similar ao dos Países europeus, mas é certamente válido no Brasil, onde a existência de milhões de criaturas vivendo em condições miseráveis é argumento irresponsável e irretorquível em favor da objetividade, da urgência, e da colocação dos interesses imediatos do desenvolvimento acima das predileções científicas de alguns pesquisadores. De forma alguma vai este argumento contra a ncia; mui to pelo contrário, exatamente para o mais rápido progresso dos países atra

zados é imprescindível a ciência, mas como ferramenta ou meio e nunca como objetivo ou fim.

Está claro que, se de um lado é preciso evitar o academismo de torre de marfim, é igualmente perigoso cair no empirismo de vista curta.

- c. Capacidade de analisar continuamente a instituição nos seus vários aspectos, observando e corrigindo com flexibilidade as variações dos objetivos imediatos e as flutuações das disponibilidades de recursos de todos os tipos. Esta atenção a evolução do País exige enorme capacidade de trabalho; bom senso; cultura geral; conhecimento de problemas econômicos, industriais, técnicos e científicos; compreensão humana; capacidade de direção; entendida como a capacidade de inspirar, estimular e orientar o trabalho de equipes e pessoas.
- d. Busca constante do entrosamento com o meio industrial e técnico do País, sem o que a instituição corre o risco de evoluir afastada da realidade e fugir aos seus propósitos verdadeiros. Este entrosamento e contato precisa assumir as mais variadas formas, desde aquelas que decorrem diretamente das atividades normais da instituição, até aquelas que devem se originar de um esforço especial de colaboração e intercâmbio. É essencial não esquecer que a finalidade última dos institutos de tecnologia é a de servir a indústria e a coletividade, da melhor maneira possível, sob todas as formas viáveis. É preciso interessar a indústria e não aguardar que esta atinja o grau de maturidade que a faça espontaneamente procurar a ajuda das instituições de tecnologia. É preciso demonstrar interesse por seus problemas e compreensão por seus pontos de vista, que as vezes chocam os técnicos que não compreendem que a indústria deve, antes de tudo, ser economicamente eficiente. Certas soluções, embora tecnicamente corretas, não são muitas vezes industrialmente viáveis.
- e. Total isenção pessoal e integral devotamento dos administradores e técnicos. Embora difícil, deve-se ter sempre como objetivo a eliminação dos conflitos, predileção e ambições pessoais, diante dos interesses urgentes e maiores da coletividade. Isto é especialmente válido nos Países novos e de baixo padrão de vida, onde a ação dos técnicos tem que assumir um caráter quase missionário. A mística do desenvolvimento e do progresso técnico é a única que poderá eficazmente contrabalançar a demagogia destrutiva baseada no desespero. A essa tarefa grandiosa, as equipes dos Institutos de Tecnologia de Países novos devem devotar-se totalmente, não sendo admissível o duplo emprego e a atividade de tempo parcial. Claro está que cabe aos administradores assegurar condições aos técnicos para que possam trabalhar sem preocupações externas.

No caso do I. P. T., e da sua DIMET, as condições acima indicadas tem sido razoavelmente obedecidas. Desde a sua criação como entidade independente o I. P. T. de São Paulo (1934) foi orientado por homens plenamente conscientes da missão da

missão da instituição no País, conscientes das necessidades de possibilidades da tecnologia local, conscientes dos meios ou fatores de que seria possível lançar mão para ajudar o desenvolvimento industrial. A visão do Prof. Ary Torres, o idealismo do Dr. Adriano Marchini e a integridade do Prof. Maffei, são bem conhecidos e, juntamente com as qualidades de numerosos outros técnicos, tornaram possível, o aparecimento e desenvolvimento daquilo que se poderia chamar de "o espírito ipeteano", misto de objetividade, idealismo e correção no cumprimento das missões da instituição.

Convém dizer algumas palavras sobre os aspectos administrativos do I. P. T. O Instituto de Pesquisas Tecnológicas é uma autarquia estadual: é uma instituição mantida pelo Governo do Estado de São Paulo mas dotada de bastante independência administrativa. Está subordinada diretamente ao Governador do Estado. É dirigida por um Conselho de Administração constituído de quatro membros indicados pela Congregação da Escola Politécnica, dois membros indicados pelo Instituto de Engenharia de São Paulo, dois pela Federação das Indústrias do Estado de São Paulo e um representante da Secretaria da Fazenda do Estado. A direção executiva cabe a um Superintendente, escolhido pelo Governador entre três nomes apresentados pelo Conselho. Este mesmo sistema vigora na indicação dos membros do Conselho que são escolhidos pelo Governador, de listas apresentadas pela Escola Politécnica., Instituto de Engenharia e Federação das Indústrias. Tal sistema dá à Instituição uma grande autonomia administrativa e total liberdade técnico-científica. A presença de representantes da indústria e da engenharia local no Conselho contribui para o estreitamento dos laços entre a instituição e o meio técnico e industrial.

O I. P. T. possui 5 Divisões Técnicas (Metalurgia, Civil, Química, Madeiras e Mecânica) e uma Divisão de Serviços Administrativos. O Superintendente e os Chefes de Divisão constituem uma Junta Técnico-Administrativa, encarregada de gerir atividades da Instituição como órgão delegado do Conselho.

As Divisões são subdivididas em Seções e Serviços Auxiliares. Até hoje todos os Superintendentes e chefes de Divisão foram técnicos com diploma Universitário e que adquiriram a sua experiência no I. P. T. A fig. 5 indica o organograma atual do I. P. T.

É preciso que se mencione o fato de que, diante do progresso extraordinário da Indústria Brasileira nos últimos anos e diante do fato de estar o I. P. T. agora perdendo numerosos colaboradores por aposentadoria, a capacidade de planejamento e administração dos seus dirigentes vai ser particularmente solicitada nos próximos anos, no sentido de adaptar a instituição a condições bastante diversas das que vigoraram até 10 anos atrás. No caso particular da DIMET é importante, acima de tudo, formar uma nova equipe através da orientação cuidadosa dos estágios no exterior. Além disso é imperioso rever as finalidades imediatas da DIMET, ampliando-a e orientando-a cada vez mais no sentido de melhor atender as necessidades da coletividade. O Quadro VI, indica uma possível organização futura para a DIMET.

QUADRO VI - SETORES DE ATIVIDADE TECNICA E SERVIÇOS
AUXILIARES DESEJAVEIS PARA A EXPANSÃO DOS
SERVIÇOS QUE A DIMET DO I. P. T. PRESTA A
METALURGIA BRASILEIRA

SETORES DE ATIVIDADE TECNICA

- A. Grupo Metalurgia Extrativa
1. Minérios e seu tratamento
 2. Metalurgia extrativa dos nao-ferrosos
 3. Matérias primas siderúrgicas
 4. Redução de minérios de ferro
 5. Produção de aços comuns e especiais
- B. Grupo de Fundição
6. Fundição de ferros fundidos
 7. Fundição e elaboração de ligas nao-ferrosas
 8. Fundição de aços
 9. Processos especiais de fundição
 10. Materiais de moldagem
- C. Grupo de Metalurgia de Transformação
11. Transformação mecânica
 12. Pulvimetalurgia
 13. Solda
 14. Tratamentos térmicos
 15. Tratamentos superficiais
- D. Grupo de Metalografia
16. Metalografia ferrosa
 17. Metalografia dos nao-ferrosos
 18. Propriedades e ensaios mecânicos de metais
 19. Ensaios especiais e controle de qualidade
 20. Especificações e normas metalúrgicas
 21. Aplicações dos metais e ligas. Comportamento em serviço
 22. Tecnologia da corrosão
- E. Grupo de Metalurgia Básica
23. Física dos metais
 24. Físico-química metalúrgica
- F. Grupo de Estudos Técnicos
25. Documentação técnica de metalurgia
 26. Equipamentos industriais (metalúrgicos)
 27. Estudos econômicos de processos e materiais

SERVIÇOS AUXILIARES

Secretaria

Controle de Materiais

Serviços Técnicos Auxiliares (desenho, manutenção, etc.)

Serviços Diversos

6. CONCLUSOES

- 6.1. A açao dos Institutos de Tecnologia é da mais alta importancia para o progresso industrial e social dos países novos.
- 6.2. Os Objetivos, métodos, recursos e atividades desses Institutos precisam ser analisados com realismo e cuidado, de modo a permitir o planejamento, a organização e a operação eficientes e úteis a coletividade.
- 6.3. As atividades desses Institutos e, especialmente, as pesquisas neles realizadas devem ter caráter predominante de aplicação a solução de problemas existentes, utilizando ao máximo a ciência como um meio ou recurso e não como objetivo direto.
- 6.4. A ajuda por parte dos Países desenvolvidos será particularmente eficaz quando dirigida aos Institutos Tecnológicos, escolas e Associações Técnicas dos Países em desenvolvimento.
- 6.5. A DIMET do I. P. T. de Sao Paulo contribuiu decisivamente para o desenvolvimento da indústria metalúrgica brasileira, a qual prestou uma assistência técnica contínua e multiforme.

FIG. 1 - SETORES DA INDÚSTRIA METALÚRGICA

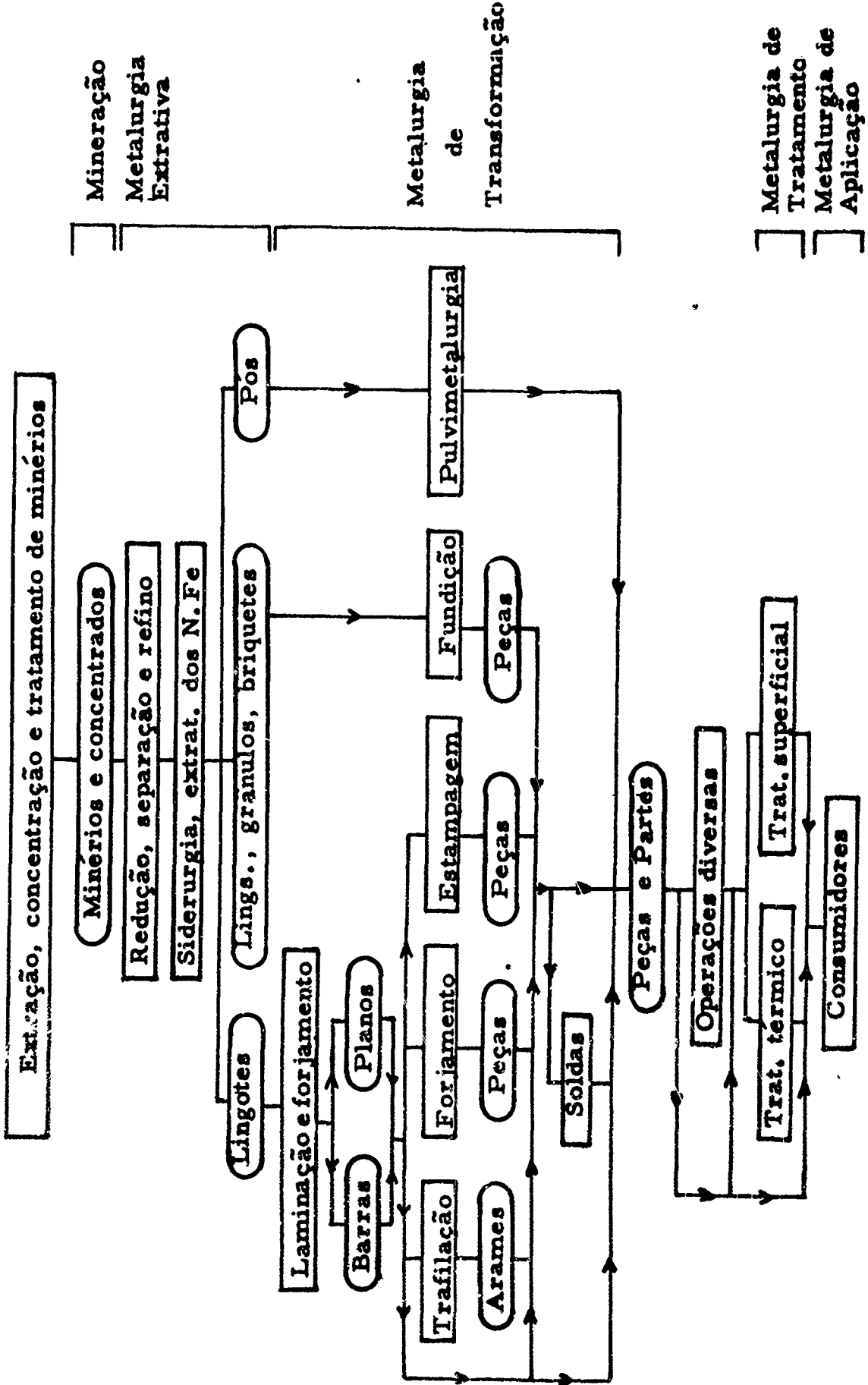


FIG. 2 - INTERDEPENDÊNCIA ENTRE A INDÚSTRIA METALÚRGICA E AS OUTRAS INDÚSTRIAS.

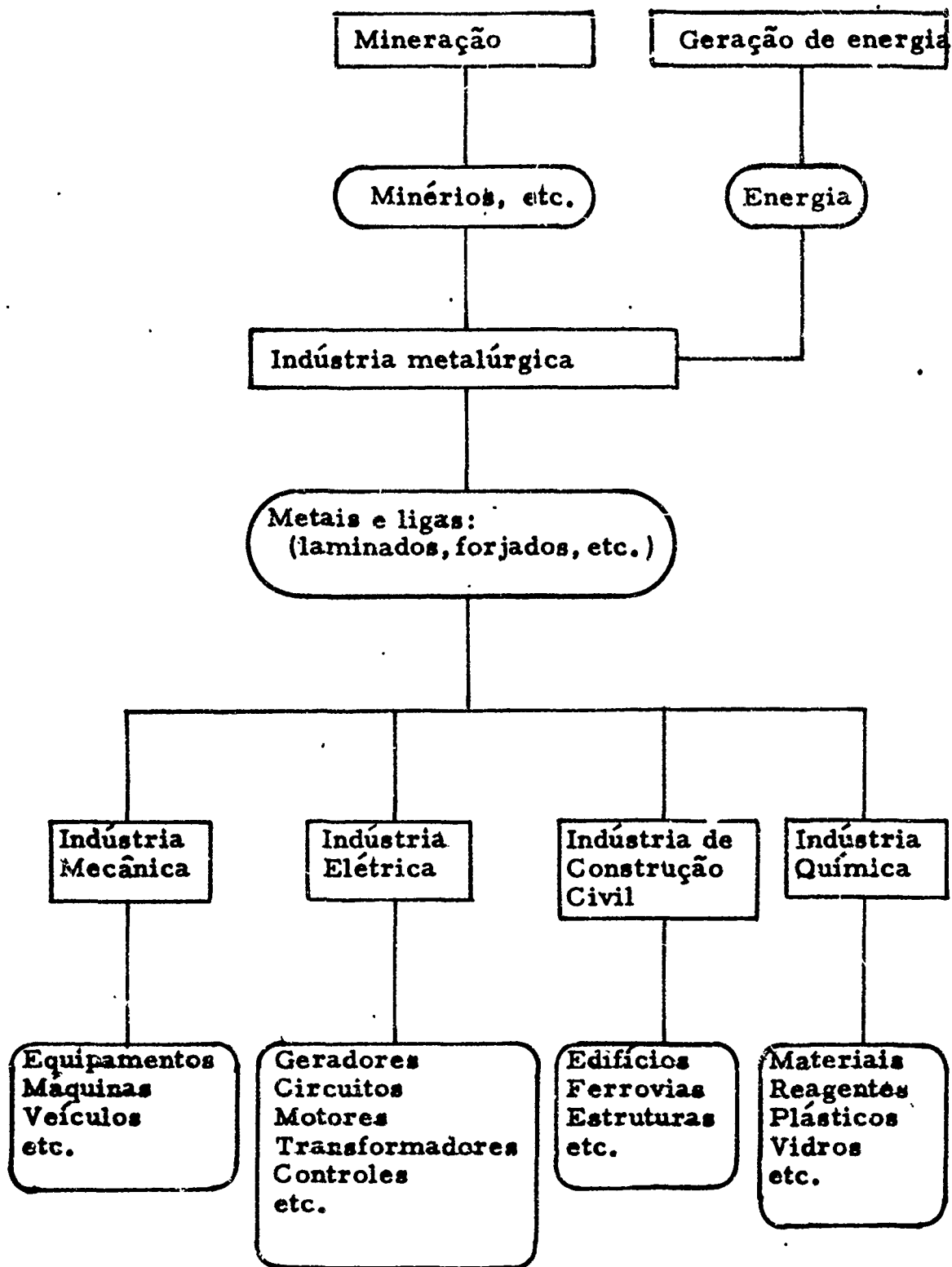
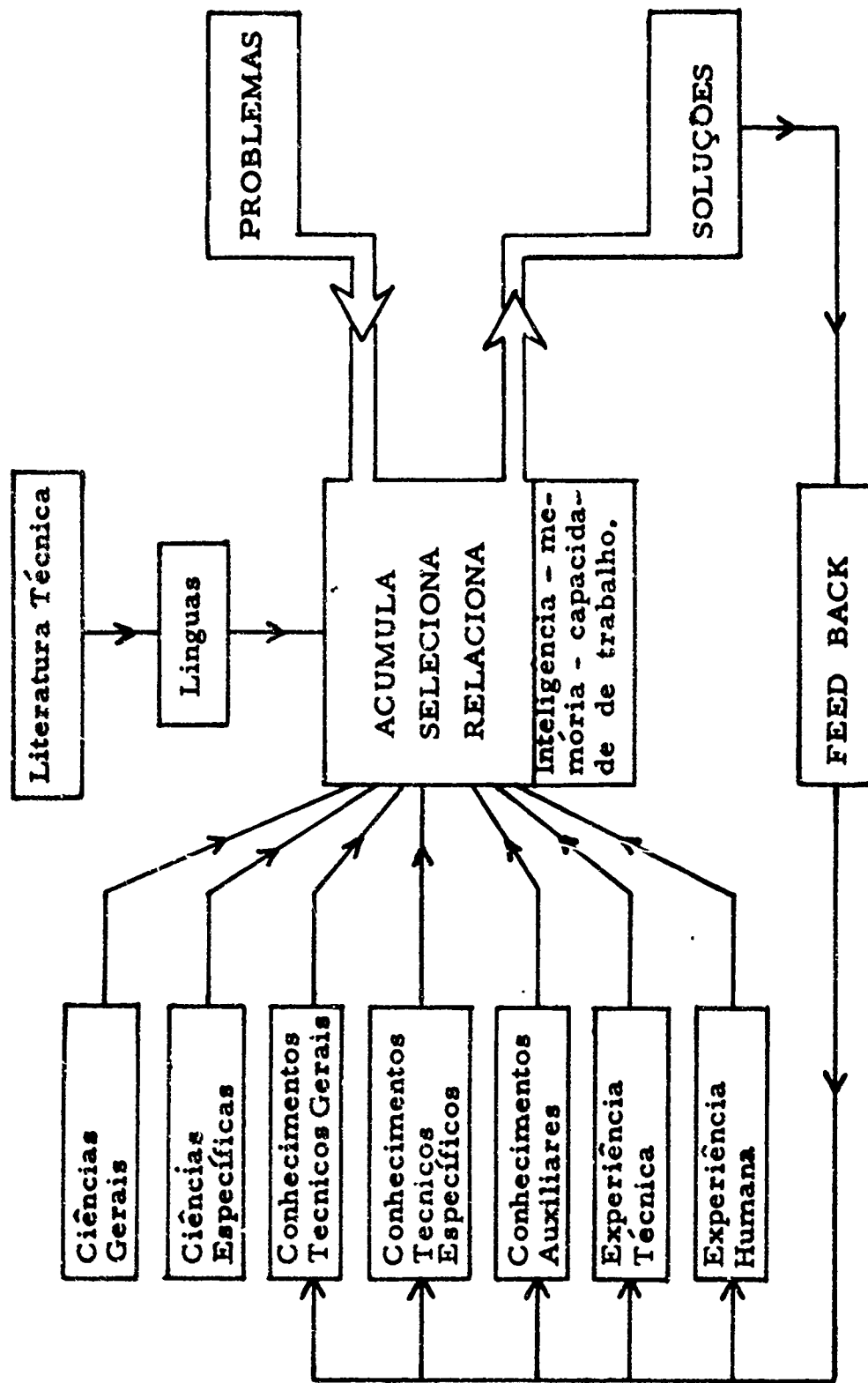


FIG. 3 - O "ENGENHEIRO IDEAL", CONCEBIDO COMO COMPUTADOR ESFEE
CIAIZADO NA SOLUÇÃO DE PROBLEMAS TÉCNICOS E INDUSTRIAIS



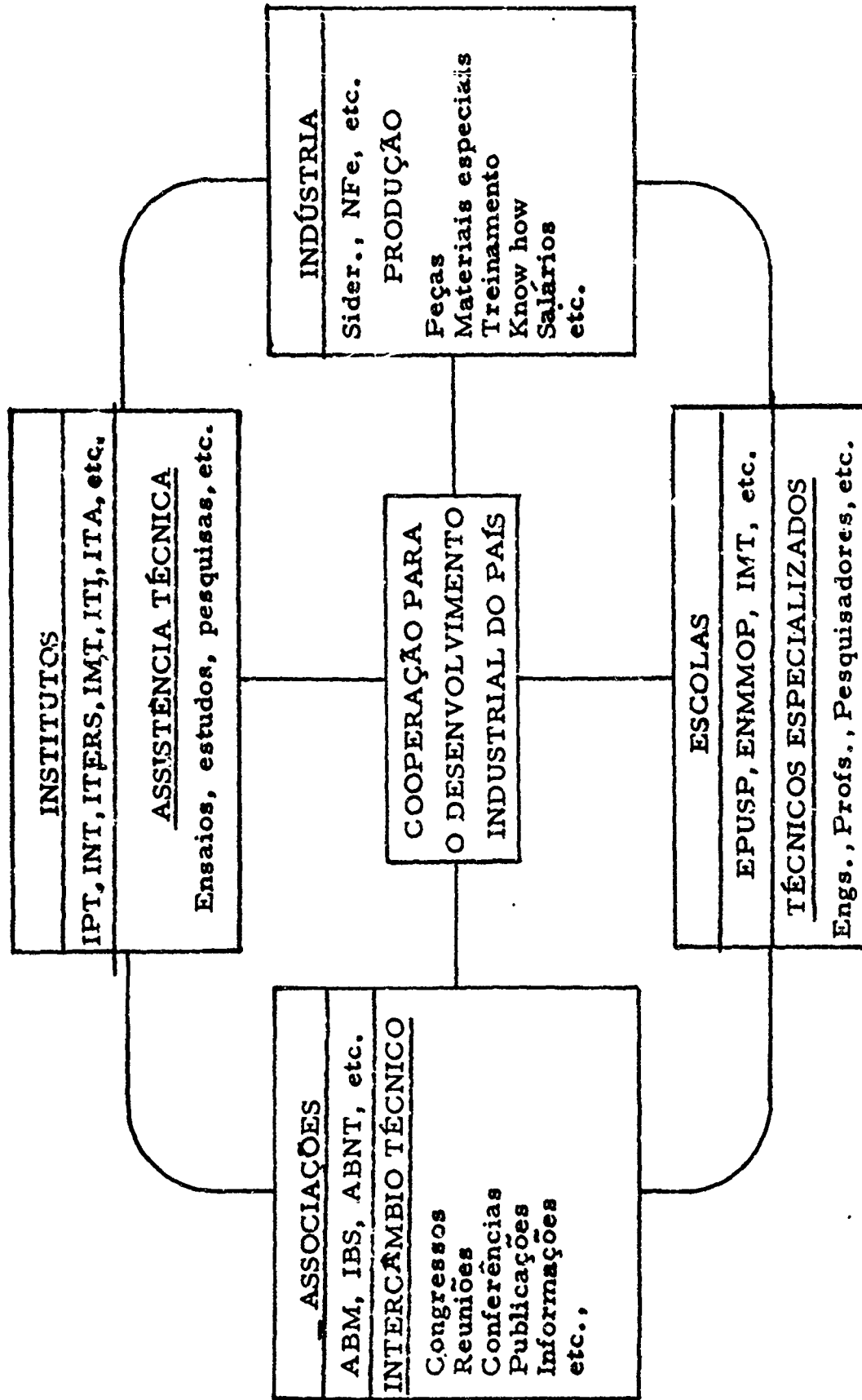
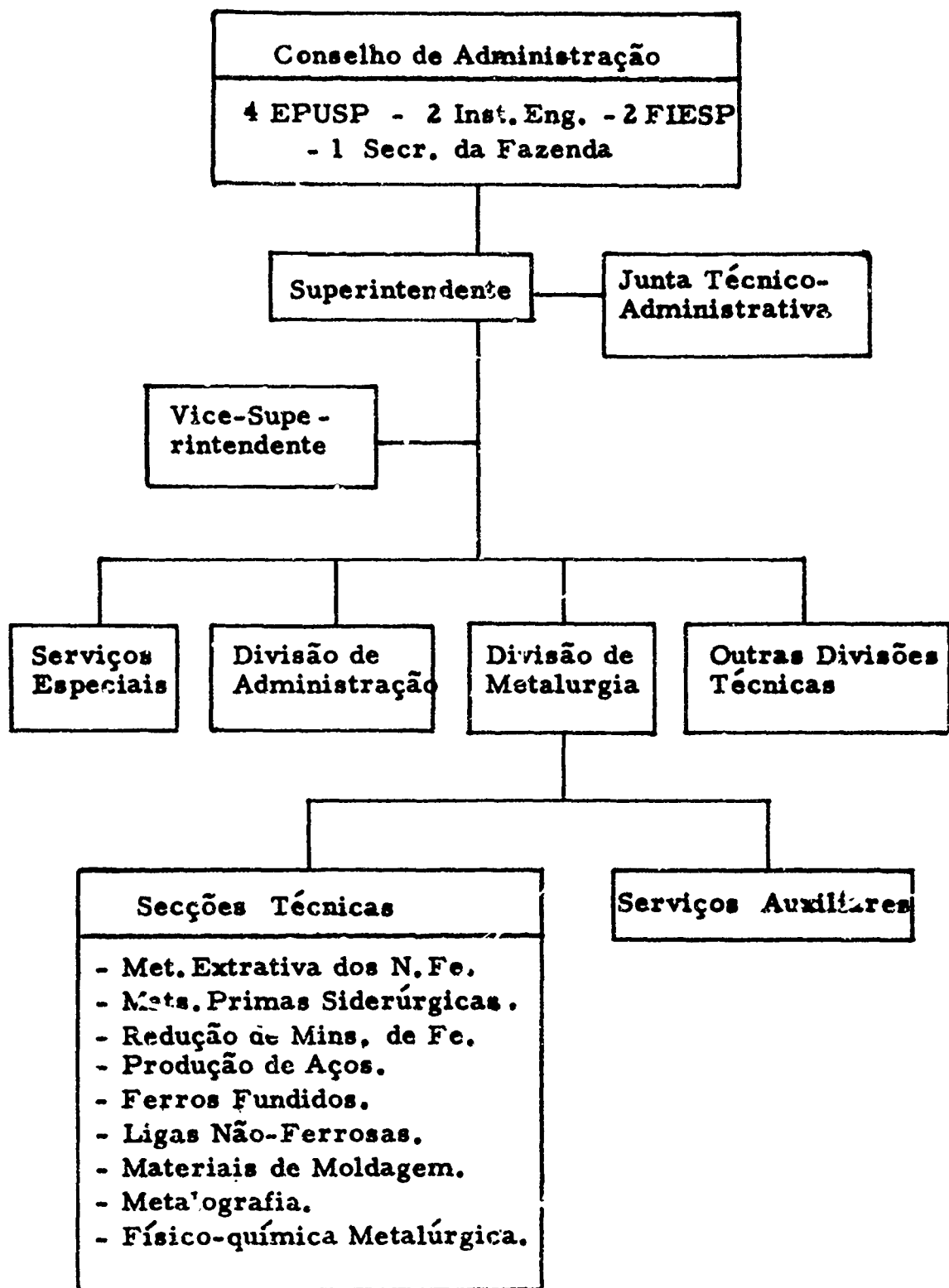


FIG. 4 - INTERDEPENDÊNCIA E COOPERAÇÃO ENTRE AS ESCOLAS; OS INSTITUTOS TECNOLÓGICOS, AS ASSOCIAÇÕES TÉCNICAS E A INDÚSTRIA METALÚRGICA NO BRASIL, VISANDO O DESENVOLVIMENTO TÉCNICO, INDUSTRIAL E SOCIAL.

FIG.-5 ORGANOGRAMA ATUAL DO I.P.T. (SIMPLIFICADO).



**PLAN DE ACTIVIDADES DEL DEPARTAMENTO DE METALURGIA DE LA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA, ARGENTINA**

por Jorge A. Sabato

El Departamento de Metalurgia fué creado como un Servicio de Metalurgia en 1955. En 1957 fué transformado en División y contó entonces con sus primeros laboratorios provisorios. En 1960 fué convertido en Departamento -dependiente de la Gerencia de Tecnología de la CNEA- y se trasladó a sus actuales laboratorios.

Sus actividades se han realizado siguiendo tres líneas fundamentales:

- Investigación y Desarrollo
- Asistencia técnica directa a la industria metalúrgica argentina
- Entrenamiento

La tarea realizada en cada una de esas líneas en el período 1957 - 1963 ha sido la siguiente:

a) Publicaciones

En ese período personal del Departamento de Metalurgia ha publicado alrededor de 50 trabajos en diversas revistas técnicas de carácter internacional, y presentado otros 10 en reuniones científicas realizadas en distintos países.

b) Reuniones Científicas

El Departamento de Metalurgia organizó tres reuniones científicas internacionales:

- Primer Coloquio Latinoamericano de Pulvimetalurgia (noviembre de 1961)
- Coloquio Internacional "El Impacto de la Metalurgia Física en la Tecnología" (Abril de 1962)

y colaboró muy activamente en la realización de las Primeras Jornadas

Metalúrgicas Argentinas (Noviembre de 1959), organizadas por la Sociedad Argentina de Metales.

c) Contratos de Investigación

El Departamento ha realizado y realiza, investigaciones por contrato, para las siguientes instituciones:

- C.I.T.E.F.A. (Argentina)
- Organización de los Estados Americanos
- Office of Naval Research (USA)
- Army Research Office (USA)
- Atomic Energy Commission (USA)

d) Subsidios

El Departamento ha recibido subsidios, para realizar investigaciones, de las siguientes instituciones:

- Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (Argentina)
- National Science Foundation (USA)
- Organización de los Estados Americanos
- Organización Internacional de Energía Atómica (Viena, Austria)
- Fundación Ford
- Air Force Office of Scientific Research (USA)

e) Patentes

El Departamento ha obtenido las siguientes patentes:

1. Producción de aleaciones de uranio-aluminio empleando hexafluoruro de uranio.
2. Sinterización continua de óxido de uranio.
3. Un nuevo tipo de atmósfera protectora para la sinterización de cobre y sus aleaciones.
4. Soldadura de aluminio y sus aleaciones empleando un arco de 10.000 Hz.

f) Elementos combustibles para reactores nucleares

El Departamento de Metalurgia ha fabricado elementos combustibles para el primer núcleo del Reactor Nuclear RA-1, primer reactor construido en Latinoamérica. Estos elementos combustibles eran del tipo Argonauta; U_3O_8 (enriquecido 20%) - Aluminio en polvo envuelto en placas de Aluminio.

El método utilizado para la producción de estos elementos combustibles fue luego vendido a una firma alemana.

Asimismo, se encuentran . . . trabajos para la fabricación de:

- Elementos combustibles para el segundo núcleo del Reactor RA-1. barras de UO_2 (enriquecido 20%) - grafito, envuelto en tubos de Al.
- Y de los elementos combustibles para el primer núcleo del reactor RAEP, 5 MW: Al - 15% U (enriquecido 90%) aleación en un elemento tipo MTR.

g) Expertos Extranjeros

Por períodos variables entre algunas semanas y algunos meses se ha des-
empeñado en el Departamento de Metalurgia aproximadamente 50 metalur-
gistas extranjeros procedentes de distintos países, entre otros Estados Uni-
dos de América, Gran Bretaña, Francia, Alemania, Rusia, Canadá, Austra-
lia, Chile, Brasil, Austria, Suecia, etc.

Asistencia Técnica a la Industria Metalúrgica

En Marzo de 1961. el Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica, con la cooperación de la Asociación de Industriales Metalúrgicos de la República Argentina, puso en marcha el primero -y hasta ahora único- Programa de Asistencia Técnica a la Industria Metalúrgica Argentina, creando a tal efecto un organismo especial: el SATI (Servicio de Asistencia Técnica a la Industria Metalúrgica).

I. Objetivos del SATI

El SATI es una institución de bien público (non-profit organization). Es un organismo mixto, pues si bien administrativamente forma parte de la Gerencia de Tecnología de la CNEA, su existencia deriva del convenio entre la CNEA y la Asociación de Industriales Metalúrgicos que establece, entre otras cosas, que la A. I. M. contribuirá al presupuesto de funcionamiento del SATI, que el Director de éste mantendrá plenamente informadas a las autoridades del A. I. M. en todo lo referente al funcionamiento del SATI y que un delegado de la A. I. M. supervisará personalmente dicho funciona-
miento. Por otra parte, el SATI brinda sus servicios a todo industrial ar-
gentino, pertenezca o no a la Asociación de Industriales Metalúrgicos.

Los objetivos del SATI son los siguientes:

- a) Prestar asesoramiento científico-tecnológico a la industria meta-
lúrgica argentina en todos los problemas derivados de la fabricación

- y uso de metales, aleaciones y productos semi-elaborados y elaborados.
- b) Difundir nuevos métodos de producción, la aplicación de nuevos metales, de otras materias primas, de máquinas e instrumentos.
 - c) Facilitar el acceso a una mejor y más completa información científica y técnica.
 - d) Desarrollar nuevos métodos de control de calidad.
 - e) Emprender las investigaciones de desarrollo que resulten de las características propias de nuestro mercado, la naturaleza de las materias primas de que se dispone, la accesibilidad de máquinas y equipos, el grado de entrenamiento y capacitación de personal, etc.
 - f) Preparar a la industria del país para la profunda transformación tecnológica que se producirá en los próximos años como consecuencia de los importantes desarrollos científicos realizados en los últimos años en campos tales como la deformación plástica, la teoría de aleaciones, compuestos intermetálicos, etc.

II. Funcionamiento del SATI

El campo de asesoramiento del SATI es el de la Metalurgia de Transformación, que abarca un sinnúmero de problemas: producción de aceros especiales, tratamientos térmicos de aceros, fusión y colada de metales y aleaciones no-ferrosos, tratamientos térmicos, transformación mecánica de metales ferrosos y no-ferrosos, estirado, embutido, corte, plegado, etc. de metales y aleaciones, desarrollo de aleaciones especiales, metalurgia de polvos, corrosión y acabado superficial, etc.

Para la realización de sus funciones el SATI dispone del uso de todos los elementos (laboratorios, máquinas, instrumental, documentación, etc.) y personal que integra el Departamento de Metalurgia de la CNEA. Para tener una idea de lo que constituye este acervo debe tenerse en cuenta que en la actualidad integran el Departamento de Metalurgia de la CNEA aproximadamente 86 personas y que el costo de los equipos, máquinas e instrumentos instalados asciende aproximadamente a 900.000 dólares.

Operativamente, el funcionamiento del SATI es muy simple. Ante una determinada consulta, ofrece grauitamente:

- a) Información bibliográfica que facilite la orientación del problema.
- b) Evaluación técnica y económica del problema presentado.
- c) Información referente al laboratorio, centro o instituto oficial o privado, nacional o extranjero que con más celeridad, eficiencia y economía podría resolver el problema planteado.

Si la firma que consulta desea que sea el SATI quien estudie el problema,

éste presenta el plan de trabajo y un presupuesto estimado, presentados por la firma en cuestión, el SATI realiza el caso en el menor tiempo posible.

El SATI ha recibido, además, la visita y el asesoramiento de los ingenieros metalurgistas extranjeros y nacionales, así como relaciones con institutos y laboratorios similares de los principales países del mundo.

III. Trabajo realizado en tres años y medio

En sus tres años y medio de existencia el SATI ha realizado una intensa actividad que abarca áreas muy diferentes.

1. Consultas

Se han recibido y estudiado 280 consultas provenientes de los más distintos sectores de la industria metalúrgica argentina. Han resultado al SATI industrias pequeñas, medianas y grandes. En particular el mayor número de consultas proviene de la pequeña y mediana industria, pero en el último año se han multiplicado las peticiones por parte de la industria denominada grande para encargarse al SATI investigaciones de desarrollo de mediano y largo plazo. La mayor parte de las consultas proviene de industrias situadas en el Gran Buenos Aires, pero también el SATI ha sido consultado por industrias del interior, en particular Córdoba, Tandil, Rosario, San Francisco (Cha), etc. En cuanto a la naturaleza de las consultas se han presentado problemas de los más variados, desde aquéllos cuya solución exige algunas pocas horas de trabajo hasta las que han llevado meses e incluso años para su total solución. Una de las observaciones interesantes es que al principio, las consultas técnicas eran de carácter más primitivo que en la actualidad, particularmente en el último año se ha notado que las consultas que se realizan al SATI son cada día de naturaleza más compleja, como una clara indicación que la industria metalúrgica argentina está alcanzando un mayor grado de desarrollo tecnológico lo que se traduce en consultas más difíciles y sofisticadas que lo que existía al comienzo del funcionamiento del SATI.

2. Investigaciones de desarrollo

A consecuencia de consultas realizadas por industrias, el SATI ha realizado investigaciones de desarrollo de mediano y largo plazo, generalmente con la cooperación económica de las firmas interesadas pero en algunos casos muy importantes financiadas con su propio presupuesto. Entre los proyectos más interesantes realizados por el SATI figuran:

Desarrollo de un proceso Co-Z para la fabricación de aleaciones para motores de avión. A consecuencia de esta investigación, es

ta aleación ha sido manufacturada en América Latina por primera vez.

- Desarrollo de la aleación W-Ag para la fabricación de platinos de automotores. A consecuencia de esta investigación, esta aleación ha sido manufacturada en América Latina por primera vez.
- Desarrollo de un nuevo tipo de atmósfera protectora para el recido brillante de cobre y aleaciones.
- Desarrollo de la aleación Cu-Si para la fabricación de filtros destinados a la industria cervecera y azucarera. A consecuencia de esta investigación, esta aleación ha sido manufacturada en América Latina por primera vez.
- Desarrollo de un nuevo tipo de refractario para la fabricación de crisoles destinados a la fundición del aluminio.
- Desarrollo de un nuevo método para eliminar la acción nociva del plomo en el trabajado en caliente del cobre y sus aleaciones.
- Desarrollo de radiadores de aluminio para automotores.
- Estudio crítico del proceso electrolítico de galvanoplastia.

Asimismo se encuentran en desarrollo los trabajos para el empleo de radioisótopos en la medición del desgaste del refractario de alto horno, el desarrollo de evaporadores de aluminio para refrigeradoras y métodos para la producción de chapas y alambre de tungsteno metálico.

Algunos de estos proyectos fueron realizados con la cooperación económica de industrias interesadas en los mismos (Kaiser, Acindar, Tafer, Facetyt, Santoni, etc.), pero otros fueron directamente financiados por el SATI teniendo en cuenta el alto interés nacional de los mismos.

3. Entrenamiento

Una de las mayores preocupaciones del SATI consiste en ayudar a la industria a la capacitación técnica de su personal. A tal efecto el SATI ha dictado en los locales del Departamento de Metalurgia de la CNEA seis cursos de perfeccionamiento técnico para personal de la industria, tanto al nivel técnico como al nivel profesional. Estos cursos han sido fundamentalmente de Metalografía Microscópica, Métodos Modernos de Metalografía, Deformación Plástica y Trabajo Mecánico. A esos cursos asistieron como alumnos, profesionales y técnicos pertenecientes a industrias metalúrgicas de Buenos Aires y también del interior.

Al mismo tiempo, y con becas provistas por la Comisión Nacional de Energía Atómica, el SATI entrenó personal técnico y profesional que luego fué contratado por industrias metalúrgicas.

A través de estos diversos programas el SATI ha brindado capacitación técnica en metalurgia aproximadamente a 70 personas.

4. Difusión

El SATI ha difundido su acción a la industria mediante distintos métodos:

- a) Visitas del personal del SATI a industrias metalúrgicas.
- b) Visitas de técnicos de industrias metalúrgicas a los laboratorios del SATI.
- c) Seminarios realizados periódicamente invitando a los mismos a personal calificado de las industrias metalúrgicas.
- d) Publicación periódica del Noticiero SATI en la revista "Metalurgia", órgano oficial de la Asociación de Industriales Metalúrgicos. Se han editado ya 14 números del citado noticiero, que por la naturaleza del órgano donde es publicado llega directamente a aproximadamente 3.500 dirigentes de la industria metalúrgica.
- e) Presentación de un stand exhibiendo la forma en que opera el SATI para auxiliar a la industria en la Primera Exposición de la Máquina Herramienta (marzo-abril 1964).

El SATI ha probado ser un órgano eficiente para transferir a la industria con buena velocidad los resultados que se obtienen en las investigaciones metalúrgicas básicas. Como es bien sabido, este problema de acople entre investigación y realización industrial es uno de los más serios que debe contemplar cualquier país en estado de desarrollo. Son numerosas las dificultades que se presentan para asegurar una eficiente transferencia del conocimiento básico a la realización práctica pero la experiencia del SATI muestra de qué manera esto se puede hacer con eficiencia, a un costo proporcionado y en un tiempo suficientemente breve para asegurar a la industria la mejor recepción de los beneficios que resulten de la investigación básica.

El SATI es una institución única en su género no sólo en la Argentina sino también en América Latina, por lo que, si la experiencia del SATI resulta verdaderamente beneficiosa para la industria metalúrgica podrá servir como institución modelo para experiencias análogas, sea en otros campos industriales dentro de la misma Argentina, sea en el campo de la industria metalúrgica en otros países de Latinoamérica.

Entrenamiento

Cuando la Comisión Nacional de Energía Atómica creó, en 1955, su Departamento de Metalurgia, no existían -en ninguna universidad argentina- carreras de ingeniería metalúrgica o de física metalúrgica, tampoco se dictaban asignaturas específicas de metalurgia física o de físico-química de metales, en las carreras

de ingeniería física o química. No debía extrañar, entonces, que el número de profesionales con experiencia metalúrgica en el país fuera muy escaso y la mayoría de ellos de formación cuasi-empírica. Por tales razones la CNEA dispuso que su Departamento de Metalurgia realizara una intensa tarea de formación de personal, destinada no sólo a satisfacer sus propias necesidades, sino también a ayudar a la elevación técnica de la industria metalúrgica argentina. Desde entonces el Departamento de Metalurgia de la CNEA ha sido el único centro docente para el perfeccionamiento de graduados en Metalurgia, en la República Argentina. En este aspecto -formación de personal- la tarea realizada ha sido la siguiente:

a) Entrenamiento en el país

Han recibido entrenamiento metalúrgico avanzado -a través de cursos, seminarios y trabajos de investigación- 55 graduados universitarios. Actualmente reciben entrenamiento activo 15 graduados universitarios con becas concedidas por nuestro Departamento, por la Fundación Ford, por la Universidad de Córdoba, por la Universidad del Litoral, por la Universidad del Sud, por la Universidad de La Plata, por la Universidad de Cuyo y por compañías privadas (Acindar, IKA, Facetyt, etc.)

b) Entrenamiento en el extranjero

30 personas han sido enviadas al extranjero para su perfeccionamiento en Metalurgia con becas concedidas por esta CNEA, por el Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, por la Fundación Ford, por la OEA, por la OIEA, y por diversos gobiernos extranjeros. Han efectuado estadías de 1-2 años en las siguientes instituciones: Universidad de Birmingham (G. Bretaña); Imperial College de Londres (G. Bretaña); Max Planck Institut für Metallkunde (Stuttgart, Alemania); Mellon Institute (EE. UU.); Ecole des Mines de Paris (Francia); Argonne National Laboratory (EE. UU.); Instituto de Pesquisas Tecnológicas (San Pablo, Brasil); British Iron and Steel Research Association (Sheffield, G. Bretaña); Laboratoire de Physique des Métaux de la Marine (Francia); Laboratorios de Investigación de Bochum (Alemania); Faculté des Sciences (Francia); Laboratorio de Metalurgia de la Universidad de Munich (Alemania); Universidad de Illinois (EE. UU.); Universidad de Stanford (EE. UU.); Universidad de Chile; Universidad de Sheffield (G. Bretaña); Central Electricity Board (G. Bretaña); I. R. S. I. D. (Francia); Harvard University (EE. UU.).

c) Trabajos de tesis

6 tesis doctorales han sido presentadas y aprobadas con sobresaliente ante la Facultad de Ciencias de la Universidad de Buenos Aires. Se encuentran actualmente en preparación 5 tesis.

En el exterior se han presentado, y aprobado, 5 tesis: en el Imperial College de Londres; en la Faculté des Sciences de l'Université de Paris; en la Universidad de Illinois y en el Max Planck Institut für Metallkunde.

d) Cursos

El Departamento ha realizado los siguientes cursos en Metalurgia:

- Curso para graduados universitarios (julio 1955-octubre 1956).
- Curso para graduados universitarios (marzo 1959-junio 1960).
- Curso para graduados universitarios (en colaboración con la Facultad de Ciencias de Buenos Aires, agosto-noviembre 1960).
- Curso para personal de la industria (diciembre 1960).
- Curso para personal de la industria (febrero 1961).
- Primer Curso Panamericano de Metalurgia Nuclear (marzo-diciembre 1962). Asistieron graduados universitarios de 8 países latinoamericanos.
- Curso en el Instituto de Matemáticas, Astronomía y Física de la Universidad de Córdoba (agosto-noviembre de 1963).
- Cursos de Metalurgia en el Instituto Tecnológico de Buenos Aires (Universidad privada; actualmente en desarrollo).

e) Colaboración con universidades argentinas

El Departamento de Metalurgia ha intervenido activamente en la preparación de programas y planes de estudio, instalación de laboratorios y dictado de cursos en:

- Instituto de Física "Dr. José A. Balseiro" (de la Universidad de Cuyo)
- Instituto de Matemáticas, Astronomía y Física de la Universidad de Córdoba.
- Instituto Tecnológico de Buenos Aires.

El Departamento ha tomado a su cargo el dictado de cursos en: Departamento de Graduados de la Facultad de Ciencias (Universidad de Buenos Aires); Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ingeniería (Uni

versidad de Buenos Aires).

Si bien la mayoría de este personal así entrenado integra actualmente el plantel de nuestro Departamento de Metalurgia, el resto ha pasado a desempeñarse en Universidades (Universidad del Litoral, Universidad del Sud, Universidad Católica de Córdoba, Universidad de Cuyo, Universidad de La Plata, Universidad de Buenos Aires) y en la industria metalúrgica argentina (Altos Hornos Zapla, Gurmendi, CAMEA, Facetyt, Santa Rosa, etc). Los egresados del Primer Curso Panamericano ocupan posiciones destacadas en sus respectivos países.

Personal

El plantel del Departamento de Metalurgia está actualmente integrado por 14 investigadores principales (personal "senior"), 2 investigadores invitados, 16 investigadores (personal "junior"), 3 asesores, 13 ayudantes, 25 técnicos, 5 administración y oficinistas, 8 obreros (personal de maestranza). Total: 86 personas. Todo el personal se desempeña "full-time".

En lo que se refiere a becarios, actualmente reciben entrenamiento 15 graduados universitarios.

Instalaciones del Departamento de Metalurgia

a) Edificio actual

El Departamento de Metalurgia ocupa actualmente 2.500 m² de superficie cubierta.

b) Equipos, instrumentos y máquinas

La inversión en equipos, instrumentos y máquinas instaladas asciende a un total aproximado a los u\$s 900.000.

c) Biblioteca

El Departamento de Metalurgia posee la biblioteca metalúrgica más completa de la Argentina. Posee 1.482 volúmenes específicamente de Metalur

gia y en ella se reciben regularmente las revistas metalúrgicas internacionales más importantes.

PLAN DE ACTIVIDADES DEL
SERVICIO DE ASISTENCIA TECNICA A LA INDUSTRIA METALURGICA (SATI)

por O. Wortman*

Introducción

El SATI fué creado en enero de 1961 por convenio entre la Asociación de Industriales Metalúrgicos de la República Argentina y la Comisión Nacional de Energía Atómica.

Los objetivos que llevaron a la entidad madre de la Industria Metalúrgica y a la Comisión a suscribir dicho Convenio, están muy claramente expuestos en el texto del mismo.

1. Llegar a la industria los conocimientos modernos y nuevas técnicas que a través de la investigación básica y aplicada se han desarrollado en los últimos años, produciendo la revolución tecnológica que en el campo de los materiales estamos viviendo.
2. Facilitar acceso a una mejor información científica para ayudar a la industria a resolver sus problemas técnicos mediatos e inmediatos, creando un organismo ágil de consulta.
3. Servir como núcleo de entrenamiento a fin de dotar al país de técnicos e ingenieros con bases rigurosas en diferentes aspectos de Ingeniería Metalúrgica.

* Departamento de Metalurgia, Comisión Nacional de Energía Atómica

Instalaciones

El SATI depende administrativamente del Departamento de Metalurgia de la CNEA. Existe por otra parte una estrecha relación con la AIM. Esta relación se establece en la práctica a través de un Delegado de la AIM que colabora en el estudio de los problemas que presenta la marcha de la organización.

En forma absolutamente deliberada se ha tratado de evitar en la práctica que el SATI se convierta en un grupo de trabajo separado del resto del Departamento de Metalurgia. Todo su personal participa activamente de las tareas que desarrolla el resto del Departamento. A través de seminarios conjuntos, e intercambiando personal con los grupos de investigación básica y aplicada, se ha conseguido un sistema, mediante el cual los conocimientos de todo el "staff" pueden ser canalizados a fin de obtener un rápido aprovechamiento.

Esto flexibiliza enormemente el uso de equipos de suma complejidad aumentando el rendimiento de las tareas de consulta.

El SATI tiene inmediato acceso a servicios del Departamento de Metalurgia como ser el de Difracción de Rayos X, Metalografía, Instrumental, Ensayos no Destructivos, así como Servicios Centrales de CNEA, sus talleres generales, Laboratorio de Electrónica de CNEA, etc.

Aspectos de labor del SATI

Dadas las características especiales del funcionamiento de este Servicio se le ha dado el máximo de elasticidad en su organización, y en el enfoque de los problemas técnicos. En lo posible se trata de evitar la duplicación de tareas con otros institutos existentes en la República. Así es que el SATI evita realizar tareas tales como: Ensayos Físicos, Mecánicos, Metalográficos, Químicos, etc. sobre bases de rutina porque considera que existen otros laboratorios en el país que pueden realizar eficazmente esa tarea.

En cambio, se pone particular énfasis en trabajos de desarrollo que incorporen productos, nuevas técnicas de manufactura, nuevos procesos, nuevos metales y aleaciones, en síntesis todo aquello que represente un avance tecnológico para la industria metalúrgica de transformación en la Argentina.

El SATI es un organismo de asistencia técnica con un mecanismo de operación muy simple.

Ante la consulta realizada por el industrial, se hace una evaluación rápida del problema y en caso de ser aceptado el presupuesto establecido, se comienzan los trabajos.

En el período que ya lleva de funcionamiento, nos hemos dado cuenta que este tipo de asesoramiento a la industria si bien es muy efectivo, no es suficiente. Es necesario llegar hasta la planta con nuevos conocimientos y nuevas técnicas, a través del mismo personal especializado de la fábrica.

Así, desde el año 1961 se han organizado cursos para personal especializado de la industria, entre ellos citaremos el de Técnicas Modernas de Metalografía en los cuales los laboratoristas aprenden técnicas como pulido electrolítico, método del tampón, metalografía con extracción de réplicas, capas epitaxiales, figuras de corrosión, interferometría, etc.

Se encara en la actualidad, por ejemplo, un curso de Deformación Plástica y Trabajado de Metales y otro curso de Metalografía. En el año 1965 se proyecta la repetición de algunos cursos anteriores, cursos de Técnicas Modernas de Soldadura con el fin de difundir nuevos procesos como Soldadura Sigma de arco roto, soldadura electrolítica, soldadura por presión y técnicas de colaminación que pueden ser de múltiples aplicaciones industriales.

Entrenamiento y Becas

Es preocupación constante tratar de crear las condiciones para que se forme personal técnico en varios niveles, con buen entrenamiento metalúrgico.

Desde el año 1961 el SATI ofrece becas para técnicos egresados de escuelas secundarias de la Nación. Lo mismo para estudiantes universitarios y egresados que deseen completar su nivel de conocimientos en la materia. Contamos para esta tarea con fondos propios de la CNEA, de la AIM, de la Fundación Ford y de algunas industrias que convinieron durante el desarrollo de trabajos, la financiación de un becario que puede o no posteriormente ser empleado por la firma que costó su entrenamiento.

Estas becas son complementadas, en algunos casos, con estudios en el exterior a fin de capacitar en una especialidad o completar la formación científica.

Las becas externas no son únicamente para graduados universitarios. Son utilizadas también para técnicos.

El hecho de que los lugares en los que estas becas se han desarrollado es tan distribuidos por diferentes países de Europa y Estados Unidos, ha permitido que gente con preparación muy distinta integre de una manera u otra el plantel del SATI, aportando enfoques muy variados para la solución de problemas técnicos.

Ejemplos de la labor desarrollada por el SATI como organismo de consulta y asistencia técnica

Desde su creación el SATI ha asesorado más de 350 trabajos. El panorama de los mismos es amplísimo.

Es difícil clasificar en forma orgánica los distintos problemas analizados. Un intento podría ser el siguiente:

1. Análisis de fallas en piezas.
2. Diagnóstico de dificultades de manufactura.
3. Aplicación de nuevas técnicas.
4. Desarrollo de nuevos productos sobre pedido.
5. Desarrollo de nuevos productos previendo necesidades industriales.

Ejemplos de trabajos realizados por el SATI en las categorías 4. y 5. se discutirán en otra sesión de esta Conferencia, por ejemplo: Refinación de scrap de Cu y desarrollo de electrodos de Cu-Zr.

Dentro de las otras clases de trabajos realizados, citaremos algunos que consideramos pueden ser una muestra significativa del tipo de tareas que se encaran:

1. Metalografía "in situ" de una caldera marina;
2. Fisuras en lingotes de acero colado;
3. Causa de rotura de la soldadura de un tanque de fermentación;

4. Rotura de alambre cincado durante el trefilado;
5. Polvillo y empastamiento en el trabajado de latón 63-67 para cierres automáticos;
6. Estudio de las causas de engrane en robinetes para gas;
7. Causa de rotura de un latón 60-40 con Pb durante su laminación en caliente;
8. Soldadura metal-cerámica;
9. Pulido especular de aluminio;
10. Templado de machos para roscas;
11. Roturas de elásticos para camiones;
12. Fosfatizante a base de manganeso; etc.

Un aspecto importante de nuestra tarea es convertir al SATI en un organismo que sirva como nexo ágil con entidades de asistencia técnica similares en los países más adelantados. De esta manera, el problema se remite a quien pueda resolverlo en el extranjero.

Existen en el presente 8 consultores particulares: 5 en los Estados Unidos y 3 en Europa, con quienes mantenemos estrecho contacto. El campo de actividad de estos consultores es muy variado, por ejemplo:

trabajado de metales;
deformación plástica;
fundición de hierro y aceros;
soldadura;
pulvimetalurgia;
fundición de no ferrosos.

Difusión

El SATI está empeñado en una intensa campaña de difusión de manera que

sus posibilidades sean conocidas por los industriales. Esta campaña se intensificará durante el transcurso del año 1965, dado que el Servicio se ha asentado lo suficiente como para aumentar su pendiente de crecimiento.

Hasta el presente se ha realizado una campaña que se puede titular de institucionalización del SATI, a través de folletos, publicando un noticiero periódico en la revista del AIM, visitas a fábricas, presentación de stands informativos en exposiciones internacionales, etc.

El objeto de esta campaña es hacer comprender tanto a la industria pequeña como a la grande, que la investigación es necesaria:

1. para mejorar sus productos,
2. para crear otros nuevos,

convenciendo que:

- a) la investigación no es un lujo que se pueden dar los países muy desarrollados, sino una necesidad bien inmediata que se tiene para competir en un mercado que cada vez exige más calidad y menor precio;
- b) que el país cuenta con recursos humanos y equipos para hacer investigación metalúrgica de nivel aceptable.

Esta tarea educativa, se hace como hemos dicho a través de distintos órganos de difusión y a través del contacto diario con los industriales que traen problemas al Servicio.

Citaremos un ejemplo, en todos los casos los trabajos se cobran según su importancia, pero siempre con tarifas que son de fomento.

Aún así, el industrial es reticente a pagar. La razón es inmediata.

En la mayoría de los casos y más aún en el caso de trabajos de desarrollo, el industrial está arriesgando una suma de dinero por un resultado aleatorio.

Si el laboratorio puede "garantizar" un resultado positivo, entonces no hay inconveniente en pagar una suma elevada, pero ante la chance de investigar algo que no le traiga un beneficio inmediato, la reticencia es manifiesta.

Parte de la misión educativa es enseñar a evaluar el riesgo y mostrar el beneficio posible si el trabajo resulta exitoso.

Esta conducta a poco que se analice es muy explicable. La Argentina no

tiene tradición en Investigación Metalúrgica. No hay hecha una disciplina del tiempo, la constancia y los conocimientos que requiere el poseer un "know how".

Nuestra tarea aquí es tratar de cambiar estas ideas de manera de elevar el nivel de la industria Metalúrgica y con ella del país.

BREVE RESEÑA DE LA INVESTIGACION METALURGICA EN CHILE

por David Fuller

Para empezar quisiera yo, a petición de algunos de los organizadores, hacer primero una pequeña reseña del estado de la investigación metalúrgica en Chile. Realmente para desarrollar este tema no venía preparado, pero la visión general del país la tengo más o menos clara y podría hacer una síntesis.

La investigación metalúrgica en Chile se realiza casi exclusivamente en las Universidades, y las Universidades que hasta este momento están desarrollando este tipo de investigación son en orden decreciente: primero, la Universidad de Concepción en la cual la investigación metalúrgica ya lleva unos 15 años. Fue iniciada por un profesor francés en el año 1946 o 1947, a mí me tocó trabajar con él y he trabajado en Concepción hasta hace 2 meses atrás, cuando me trasladé a Santiago, a la Universidad Católica. El segundo núcleo de investigación metalúrgica se encuentra en la Universidad Católica, en Santiago, y el tercer núcleo en la Universidad de Chile, en el llamado Instituto de Investigaciones y Ensayo de Materiales de Santiago.

Las restantes universidades, la Universidad de Sta. María, en Valparaíso, está comenzando en estos momentos la investigación metalúrgica dedicándose más bien a la solución de problemas específicos que la industria metalúrgica le plantea tales como control de calidad y ensayos no destructivos.

Finalmente la Universidad Técnica del Estado que otorga los grados de técnicos y posteriormente de ingenieros metalúrgicos, está en estos momentos iniciando la instalación de laboratorios de metalurgia, física y química. Los laboratorios que tiene la Universidad Técnica del Estado son más bien para la enseñanza técnica, de técnicos metalúrgicos. Sus laboratorios están equipados para realizar estudios de arenas de fundición y de fundición en general, cubilotes, hornos eléctricos, hornos rotatorios, etc.

Las investigaciones sistemáticas han sido realizadas en Chile en tres puntos principales: Concepción, la Universidad Católica de Santiago, y la Universidad de Chile, en Santiago. En esta última se desempeña el Ing. ~~Joseph~~ Joseph, a quien han conocido muchos de Uds., y que en la actualidad se encuentra en los EE. UU. Joseph ha hecho estudios relativos a la normalización de arenas de fundición y estudios de física de sólidos.

En Concepción se han realizado estudios relativos a física de sólidos durante muchos años y en los últimos 5 años más o menos, se ha orientado la investigación hacia el campo tecnológico. En este campo se han incluido: aprovechamiento de materias primas nacionales como ser sulfuros metálicos, sulfuros de hierros, sulfuro de zinc, sulfuro de plomo, tratando de idear nuevos procesos que sean aplicables teniendo en cuenta los recursos naturales chilenos. Esta investigación lleva ya 6 años, y surgió como consecuencia de que Chile tenía como sub-productos de la industria del cobre una cantidad fabulosa de sulfuro de hierro, substancia que era eliminada, y aún así debía ser transportada. La producción de sulfuro de hierro en Chile debe ser del orden de unas 600 a 800 tons diarias, de la cual la mitad es hierro y la mitad es azufre. Este ya es un problema francamente que hubo que solucionar, puesto que era una fuente tanto de hierro como de azufre. Por ello, nació en Concepción la idea de estudiar la descomposición térmica, no la oxidación de los sulfuros metálicos con el objeto de producir hierro metálico y azufre.

La misma técnica la hemos aplicado también a los minerales de zinc y de plomo. La primera publicación referente a la descomposición térmica de sulfuros de zinc y plomo fué presentada hace unos 4 meses en Lima, en el Congreso Interamericano de Ingeniería Química.

Otro tema abordado en Concepción ha sido el de tratamientos térmicos de aceros, seguramente un tema que se considera prácticamente agotado, pero es probable que haya todavía algunos resquicios que no han sido suficientemente explorados.

También se ha abordado en Concepción el estudio de la soldadura de aceros. Se ha encarado también algunos temas relativos a metalurgia de polvos, a zonas fundidas, más como ensayos específicos que como líneas de investigación a largo alcance.

En la Universidad Católica de Santiago, en la actualidad me ha tocado a mí modificar la línea de investigación que existía, ya que creo que las líneas de investigación son más bien de una persona que de una Universidad. Esta ha sido la razón que me ha inducido a mí a parcializar prácticamente la investigación dejando una parte en Concepción y otra parte en Santiago.

Ello me ha llevado a iniciar en Santiago, temas tales como aprovechamiento de sulfuros metálicos y tratamientos térmicos. Las investigaciones que se realizaban normalmente en Santiago, los temas que se estudiaban en la Universidad Católica de Santiago, eran fundamentalmente fundición en cubilote. En los últimos tres años se ha hecho un estudio prácticamente exhaustivo del estado en que la industria chilena se encuentra desde el punto de vista de fundición en cubilote. Se está en estos momentos elaborando el informe final relativo a este estudio el cual será entonces una estadística impersonal del estado actual de operación de cubilotes en Chile.

Se han encontrado como consecuencia verdaderas sorpresas ya que operan en Chile cubilotes que son prácticamente extraordinarios por sus dimensiones. Como ejemplo podré citar un cubilote que tiene cerca de 2 mts de diámetro y 1.20 metro de altura y opera como otro de dimensiones normales. Dentro de poco se dará a conocer entonces el informe final de todo este estudio de cubilotes.

También se ha estudiado en la Universidad Católica de Santiago lo relativo a soldadura de aceros, soldaduras tanto por arco como soldadura con gas licuado. Chile produce en la actualidad cantidades muy grandes de gas licuado y se ha estudiado entonces su aplicación tanto en soldadura como en corte de metales. El último proceso que está en estudio en Santiago es el de estampado, tratando de obtenerse ciertos ensayos standardizados para poder aquilatar la estampabilidad de materiales metálicos.

En estos momentos se ha iniciado en la Universidad Católica una nueva línea de investigación que es la de reducción de minerales de hierro. Estamos instalando actualmente un pequeño reactor que nos permitirá comenzar a hacer ensayos standardizados de reducción de minerales chilenos que se exportan en cantidades bastante apreciables, del orden de unos 6 millones de tons anualmente.

La industria metalúrgica ya exige ensayos de reducibilidad de minerales, por esta razón vamos a iniciar un estudio sistemático de los minerales chilenos en cuanto a su posibilidad de reducción.

SOME REMARKS ON THE PHYSICAL METALLURGY
OF IRON AND STEEL

by H. W. Paxton

In the last ten years or so, the physical metallurgy of iron and steel has made tremendous strides. Not only have the maximum usable yield and tensile strengths in a variety of steels been increased by a factor of about two, but the necessity of having adequate ductility and toughness at these strength levels has been clearly recognized and achieved in part.

At the other extreme, steels intended primarily for pressing, stamping, drawing, etc. have been substantially improved in terms of reproducible quality at a very competitive cost. Much more is understood about the production of highly oriented steels for magnetic purposes, culminating in the famous cube texture in silicon steel. In the high alloy field, several interesting developments have arisen, notably the precipitation hardening stainless steels and the family of hardenable iron nickel martensites known as maraging steels. Modification of the defect structure of austenite or martensite, prior to, during, or after transformation has enabled unusually favorable combinations of properties to be achieved.

It is clear that any attempt to present these advances exhaustively in detail would require a substantial book, which is not the aim of this conference. Rather, in an attempt to present some of the ideas developed, it seems better to deal with a few central topics in a general way. The selection of these topics must be to some extent arbitrary and subjective, but the author hopes that at least some of them may be of interest to various people in the audience. Recent reviews have been used frequently as references to avoid duplication.

It seemed wise to begin with a review of the thermodynamics of iron-base systems since, although most structures with desirable properties are very markedly not in equilibrium, the equilibrium situations involved must be known before we may have confidence in our knowledge. To the extent possible, an atomistic approach has been utilized.

This section is followed by a study of the nucleation and diffusion-controlled growth kinetics of phases in steels involving both austenite formation and transformation.

Three sections follow on major phases in steels, austenite, ferrite, and martensite, with some illustrative examples of various properties. The aggregate phases such as pearlite and bainite, and the products of eutectic decomposition have been neglected not because their importance is slight, but to maintain the paper to a reasonable length.

Finally some suggestions are made as to interesting areas of research which may also be profitable.

Thermodynamics of Iron-Base Systems

In any discussion of the phases present in steel, which are often non-equilibrium, it is obviously essential to have a clear grasp of the equilibrium situation under a given set of conditions. Fortunately, because of this importance, thermodynamic data on iron-base systems are more plentiful than on most other metallic systems. These data however, unfortunately are, far from exhaustive, but they do enable us to set up some tentative models which can be checked against experiment before being extrapolated into areas where measurements are experimentally difficult or impossible.

We shall ignore the data on iron-base liquid solutions and concentrate only on data on solids. It is convenient to classify the information into four categories of decreasing certainty.

1. Pure iron - the existence of more than one type of crystal structure in various ranges of temperature (T) and pressure (p).
2. Interstitial alloys of iron - the effects of interstitials on the relative free energies of ferrite (α), austenite (γ) and various compounds as a function of T and p.
3. Substitutional alloys of iron - the effects on relative free energies of α and γ as a function of T and p.
4. Complex situations - ternary and higher order systems involving both single phase and multiphase areas based on α and γ , and the interactions of these with intermetallic compounds.

In this section we shall assume that imperfections other than point defects in thermal equilibrium are absent. Line and surface imperfections can of course

also influence the local thermodynamics; some examples of this will be given later.

1. Thermodynamics of Pure Iron

For any substance at temperature T , we may write the Gibbs' molar free energy

$$G_T = H_T - TS_T \quad (1)$$

where H_T is the molar enthalpy and S_T is the molar entropy. More explicitly

$$G_T = E_0 + pV + \int_0^T C_p dT - T \int_0^T \frac{C_p}{T} dT \quad (2)$$

where E_0 is the energy of vaporization at 0°K ,

V is the molar volume,

C_p is the molar specific heat at constant pressure.

It is clear that, if we know E_0 and C_p for all possible crystal structures of iron, we can evaluate G_T from Equation 2. Since E_0 is not calculable with the required degree of precision, it must either be determined from the heat of vaporization at 0°K or calculated from auxiliary data. This latter can be done for the α (bcc) or γ (fcc) phases of iron. We know from experiment that $G_\alpha = G_\gamma$ at 1183°K (A_3) and 1673°K (A_4), and, in addition, C_p^α is known quite accurately. It remains to evaluate $C_p^\gamma(T)$ and work backward from high temperatures down to 0°K , paying attention to ensuring correct enthalpies and entropies of transformation at A_3 and A_4 . This procedure was originally followed by Darken and Smith⁽¹⁾ and modified by Weiss and Tauer⁽²⁾ and Kaufman, Clougherty and Weiss⁽³⁾ to take into account the antiferromagnetism of γ -iron below 80°K .

The quantitative validity of this approach has been questioned by Anderson and Hultgren⁽⁴⁾ who point out the difficulty in obtaining a satisfactory value for C_p^γ even its range of stability, and thus the dangers in long extrapolation are serious. They estimate that extrapolated heat contents could differ by as much as 700 cal/mol at room temperature. Granting their point, we still feel it is useful to outline the qualitative ideas of stability of α and γ iron with a view to trying to understand the various kinds of transformations and behavior, and leave the quantitative work to be carried out when a method satisfactory to all can be devised.

We note that the specific heat of a monatomic solid is normally made up of three contributions:

(1) The lattice specific heat C_p^l of C_p^l , which on the Debye theory is given by

$$C_p^l = 9 N_0 k \left(\frac{T}{\Theta_D} \right)^3 \int_0^{x_m} \frac{e^x x^4}{(e^x - 1)^2}$$

where $x = \frac{h\nu}{kT}$, $x_m = \frac{h\nu_{\max}}{kT}$

and Θ_D (the Debye temperature) = $\frac{h\nu_{\max}}{k}$

ν_{\max} is the maximum frequency of lattice vibrations. C_p^l tends to $3R$ cal/mol/°C at high temperatures and approaches 0°K approximately as T^3 . In constant pressure work, we use C_p^l , which can be shown thermodynamically to be

$$C_p^l = C_v^l + \alpha_V^2 \frac{VT}{P}$$

$$= C_v^l (1 + \gamma' \alpha_V T)$$

where $\alpha_V = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_P$, $\beta = -\frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial P} \right)_T$, and $\gamma' = \frac{\alpha_V V}{C_v \beta}$

=Grüneisen's constant.

γ' is assumed to be independent of temperature. C_p^l will thus rise somewhat above $3R$ and is approximately linear with temperature above about $2 \Theta_D$.

(2) The electronic specific heat C_p^e which arises from the possibility of electrons near the Fermi surface being capable of excitation into higher energy states. The magnitude will depend on the density of states at the Fermi level, and for most purposes may be represented by

$$C_p^e = \beta T \quad \text{where } \beta \text{ is a constant}$$

For transition metals, β is quite high, e.g., for δ iron = 8×10^{-4} c.g.s. units; for α iron = 12×10^{-4} . For Cu and Ag, $\beta \approx 1.5 \times 10^{-4}$. This term is then potentially significant at high temperatures for transition metals.

(3) The magnetic specific heat C_p^{mag} , which will depend on the magnetic moment per atom μ_B . Without going into a detailed discussion of magnetic phenomena, we observe that the origin of ferro, antiferro- and paramagnetism lies in the spin of the electrons rather than their orbital motions. In ferro- and antiferro- magnetic materials, the occupation of the various spin quantum states is a function of temperature and is reflected, for example, in the case of iron in the curve of saturation magnetization versus temperature. The situation at 0°K involves perfectly ordered spins. At temperature above 0°K, the system can lower its free energy by disordering some spins, thereby increasing its entropy, but at the expense of increasing its potential energy (through the exchange integral⁽⁵⁾) and hence its enthalpy.

A minimum in the free energy curve is reached at some value of the disorder (which depends on T even though H and S are virtually independent of T). Thus, in order to raise the temperature of a ferromagnetic material, energy must be provided to de-couple the spins; hence a $\left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_p^{\text{mag}} = C_p^{\text{mag}}$ term arises. In the case of iron where the enthalpy difference between ferromagnetic and paramagnetic α iron at 0°K is 2086 cal/mol⁽²⁾, the specific heat term can be substantial. Since the bulk of the change in magnetization occurs between $0.8 T_c$ and T_c (Curie temperature), it is seen in this range that very large specific heats are observed. For antiferromagnetic substances in which, because of a change in sign of the exchange integral, below the Néel temperature the spins on neighboring atoms tend to lie antiparallel (rather than parallel as in ferromagnetics), much the same situation arises as the temperature increases and disorder progresses although the magnitude of the changes in C_p is less because the magnetic moments/atom are normally less. Thus γ -iron which is antiferromagnetic below 80°K will have a specific heat peak at this temperature and must be allowed for in estimating $C_p^{\gamma}(T)$ (cf. Weiss and Tauer⁽²⁾ versus Darken and Smith⁽¹⁾). Thus the complete curves of $C_p^{\alpha}(T)$ and $C_p^{\gamma}(T)$ are, for each phase, the sum of

$$C_p^{\alpha} + C_p^{\gamma} + C_p^{\text{mag}}$$

and are correspondingly complicated. It will be observed if a division is made into magnetic and non-magnetic components ($C_p^{\alpha} + C_p^{\gamma}$), this is helpful in visualizing the relative importance of each at various temperatures, as shown in Fig. 1 from Weiss and Tauer⁽²⁾. Here

$$(G^{\alpha} - G^{\gamma})_{\text{non mag}} = (E_0^{\alpha} - E_0^{\gamma})_{\text{non mag}} + \int_0^T (C_p^{\alpha} - C_p^{\gamma})_{\text{non mag}} dT - T \int_0^T \frac{C_p^{\alpha} - C_p^{\gamma}}{T} \text{non mag} dT$$

and $(G^{\alpha} - G^{\gamma})_{\text{mag}}$, defined similarly, are plotted as a function of temperature and show several interesting points.

For these curves

$$(G_O^\alpha)_{\text{non mag}} = 0 \text{ (arbitrary standard)}$$

$$(G_O^\alpha)_{\text{mag}} = -RT_c^\alpha = -2086 \text{ cal/mol}$$

$$(G_O^\gamma)_{\text{mag}} = -RT_N^\gamma = -160 \text{ cal/mol}$$

$$(G_O^\gamma)_{\text{non mag}} = -130 \text{ cal/mol (by matching free energies at transition points)}$$

We observe then:

- (i) γ iron would be stable at all temperatures if magnetic phenomena were absent.
- (ii) the range of stability of γ iron is caused by a very delicate balance between two relatively large contributions. In iron, the maximum value of $(G^\alpha - G^\gamma)$ is about 16 cal/mol; we should thus expect alloying elements to be capable of readily influencing the stability of γ , as is in fact the case.
- (iii) iron becomes stable because of the change in sign of $(S^\alpha - S^\gamma)_{\text{mag}}$ at 950°C . This causes a corresponding change of sign in $\left(\frac{d(G^\alpha - G^\gamma)}{dT}\right)_{\text{mag}}$ and above 1400°C ,

$$-(G^\alpha - G^\gamma)_{\text{mag}} > (G^\alpha - G^\gamma)_{\text{non mag}}$$

Kaufman et al⁽³⁾ have re-analyzed and extended the available data by experiments at higher pressures. They also examine the antiferromagnetic behavior of γ iron more closely, suggesting it has a moment of less than $1 \mu_B$ at low temperatures, while at higher temperatures, this moment rises to greater than $2 \mu_B$. They further suggest that there are two spin states in γ -iron, one characterized by high moment and high volume and the other by low moment and low volume. Making use of the "Schottky anomaly", they calculate the occupancy of these states as a function of temperature and pressure, and hence the thermodynamic contributions.

This results in somewhat different values for $G^\alpha - G^\delta$ at temperatures below A_3 but permits calculated $H^\alpha - H^\delta$ values which are in better agreement with the experimental calorimetric values of Scheil and Saftig (6) and Scheil and Normann(7),

$$\begin{array}{l} \text{e.g., } H^\alpha - H^\delta = -1460 \text{ cal/mol at } 673^\circ\text{K} \\ H^\alpha - H^\delta = -1360 \text{ cal/mol at } 773^\circ\text{K} \end{array} \left. \vphantom{\begin{array}{l} H^\alpha - H^\delta \\ H^\alpha - H^\delta \end{array}} \right\} \text{ see Fig. 1}$$

Several measurements have been made of the effect of pressure on the relative stability of α and γ phases. The results are shown in Fig. 2 taken from Kaufman et al(3). From the Clausius-Clapeyron equation, we may calculate the initial slope of this curve (as shown). The curve rapidly diverges from this initial slope.

At pressures above about 130 kb ($\sim 1.3 \times 10^{11}$ dynes/cm²), there are suggestions of a new phase which may appear. Experiments on shock loading show a change in microstructure, and high pressure experiments have very tentatively suggested that a hexagonal close packed form of iron is stable, with a free energy not very different from austenite. In view of the importance of stacking fault energy in many aspects of austenitic steels (e.g. creep, stress corrosion behavior and possibly ausforming and direct transformation to martensite) it is clear that more information on this phase would be highly desirable. The results may also be relevant to establishing the thermodynamics of the hexagonal c.p. carbides of iron which are of special interest in the tempering of martensite.

2. Thermodynamics of Interstitial Solutions

A geometric consideration of the bcc and fcc lattices using a hard sphere model for the atoms suggests immediately that the octahedral interstices in γ -iron are much larger than the tetrahedral interstices in δ , and larger than both octahedral and tetrahedral interstices in α -iron. It is to be expected then that the heat of solution of carbon and nitrogen in austenite will be considerably less than in ferrite, and the stability of δ thus enhanced significantly.

The iron-carbon diagram is now established well enough for practical purposes, but it is interesting to note that the solubility of carbon in α iron in equilibrium with Fe_3C is still in some dispute(8). The iron-nitrogen system, perhaps not surprisingly has received less attention; the most recent published diagram is that given by Hansen(9) based largely on work done between 1930 and 1950. Some more recent estimates of the solubility of N in α in equilibrium with Fe_4N have

been made which reduce the previously reported scatter significantly. The austenite field proposed by Eisenhut and Kaupp⁽¹⁰⁾ and Lehrer⁽¹¹⁾ and confirmed by Paranjpe, Cohen, Bever and Floe⁽¹²⁾ and Jack⁽¹³⁾ seems to be in little practical doubt. Very recent experiments by Grozier⁽¹⁴⁾ agree well with the published version.

There are several reasons why it is of interest to know the thermodynamics of these systems quite accurately other than the intrinsic value of such data. They form a basis for

- (a) understanding the energetics of stable ternary austenites and ferrites and arriving at equilibrium compositions
- (b) estimating the thermodynamics in areas where austenite or ferrite is unstable with respect to a carbide, nitride, etc., which can precipitate
- (c) putting limits on thermodynamic considerations when various constraints are applied, e.g. when a substitutional element does not partition to equilibrium between phases or when we desire to calculate relative stabilities of phases under the constraint of constant composition as in the austenite-martensite transition.

There are perhaps three levels of approach which have been used; in increasing order of complexity, they are:

- (a) Attempts to extend the basic classification of iron base diagrams (due to Wever⁽¹⁵⁾) to make quantitative estimates of phase boundaries between f.c.c. and b.c.c. phases. This was originally done by Zener⁽¹⁷⁾ and West⁽¹⁷⁾ with later publications by Oelsen and Wever⁽¹⁸⁾ and Andrews⁽¹⁹⁾. The assumption is made here that the difference in the heat of solution of an element in α and δ is independent of temperature and composition. We may then write

$$\frac{C^{\alpha}}{C^{\delta}} = \rho \exp \left\{ \frac{\Delta H}{RT} \right\}$$

and

$$\frac{1 - C^{\alpha}}{1 - C^{\delta}} = \exp \left\{ \frac{\Delta G}{RT} \right\}$$

been made which reduce the previously reported scatter significantly. The austenite field proposed by Eisenhut and Kaupp⁽¹⁰⁾ and Lehrer⁽¹¹⁾ and confirmed by Paranjpe, Cohen, Bever and Floe⁽¹²⁾ and Jack⁽¹³⁾ seems to be in little practical doubt. Very recent experiments by Grozier⁽¹⁴⁾ agree well with the published version.

There are several reasons why it is of interest to know the thermodynamics of these systems quite accurately other than the intrinsic value of such data. They form a basis for

- (a) understanding the energetics of stable ternary austenites and ferrites and arriving at equilibrium compositions
- (b) estimating the thermodynamics in areas where austenite or ferrite is unstable with respect to a carbide, nitride, etc., which can precipitate
- (c) putting limits on thermodynamic considerations when various constraints are applied, e.g. when a substitutional element does not partition to equilibrium between phases or when we desire to calculate relative stabilities of phases under the constraint of constant composition as in the austenite-martensite transition.

There are perhaps three levels of approach which have been used; in increasing order of complexity, they are:

- (a) Attempts to extend the basic classification of iron base diagrams (due to Wever⁽¹⁵⁾) to make quantitative estimates of phase boundaries between f.c.c. and b.c.c. phases. This was originally done by Zener⁽¹⁷⁾ and West⁽¹⁷⁾ with later publications by Oelsen and Wever⁽¹⁸⁾ and Andrews⁽¹⁹⁾. The assumption is made here that the difference in the heat of solution of an element in α and δ is independent of temperature and composition. We may then write

$$\frac{C^{\alpha}}{C^{\delta}} = \beta \exp \left\{ \frac{\Delta H}{RT} \right\}$$

and

$$\frac{1 - C^{\alpha}}{1 - C^{\delta}} = \exp \left\{ \frac{\Delta G}{RT} \right\}$$

where C^α , C^γ are concentrations of the alloying element in α and γ , ΔH is the difference in heat of solution between γ and α (i. e. $\Delta H = H^\gamma - H^\alpha$) and $\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma} = G^\gamma - G^\alpha$ which is known quite well. A single value of ΔH represents each binary system quite well with the exception of those elements like chromium which show a minimum in the γ -loop. Extensions for carbon and nitrogen below A_1 however show poor agreement with various experimental values and the assumption of constant ΔH appears to break down, coupled with an increasing necessity to make non-ideal entropy of mixing corrections.

(b) Experimental values of Smith⁽²⁰⁾ are available for the activity of carbon in austenite over a range of composition and temperature. When plotted with an infinite dilution standard state they are independent of temperature over the range 800-1200°C and may be represented as

$$\ln a_c^\gamma = \ln \left(\frac{N_c^\alpha}{N_{Fe}^\alpha} \right) + 6.6 \left(\frac{N_c^\gamma}{N_{Fe}^\gamma} \right)$$

Ellis et al⁽²¹⁾ have recently suggested $\log_{10} a_c = \log \frac{N_c^\gamma}{1-5N_c} + \frac{2.084}{T} - 0.6387$

Smith's equation also implies that the heat of solution of carbon with a graphite standard state from 800°C to 1050°C (graphite) in austenite is independent of composition and temperature (about 10,000 cal/mol). Ellis et al suggest about 9,500 cal/mol.

A single set of values for ζ_N^t as a function of composition is available at 725°C⁽¹⁴⁾; the values are closely similar to those for carbon as might be expected.

(c) A more elaborate treatment using the methods of statistical mechanics has been attempted by Kaufman, Radcliffe and Cohen⁽²²⁾ following Scheil⁽²³⁾. They attempt to obtain a self-consistent set of calculations to agree with known data by the concept of a number of "excluded sites", S_e , as nearest neighbors of an interstitial atom which cannot on average be occupied by an added interstitial atom. This number appears to be 4 (out of the twelve available); extrapolations of the α and γ compositions in equilibrium can then be made using this assumption into the temperature region below A_1 giving markedly different values at which the phases would be in metastable equilibrium from those obtained by the Zener hypothesis

of constant ΔH or from extrapolations of Smith's⁽²⁰⁾ or Ellis' ⁽²¹⁾ data. Aaronson ⁽²⁴⁾ has calculated the various possibilities which diverge rather rapidly as the temperature falls, and the assumption become worse. If $A = S_e + 1$, and W is the energy difference between an isolated carbon atom in solution and that required to occupy an interstitial site adjacent to a carbon atom, then

$$A = 13 - 12^{-W/kT}$$

We note that $W = 0$ corresponds to no excluded sites ($S_e = 0$ or $A = 1$) and $W = \infty$ corresponds to $S_e = 12$ or $A = 13$, i.e. complete exclusion of nearest neighbors.

3. Thermodynamics of Substitutional Solutions.

Both theory and experiment are not quite on such a sound footing with substitutional solutions in iron as with the interstitials, due at least in part to the more concentrated solutions with which it is necessary to deal.

The Zener approach gives an approximate method of calculating the shape of the α - δ phase boundaries from one experimental value in the binary in those cases where δ -loop minima do not occur. The values of ΔH from the binaries can also be used to estimate ternary diagrams (see next section).

Experimental values of activity variation with composition are now available for the b. c. c. phase in iron-chromium⁽²⁵⁻²⁷⁾ which is nearly ideal at about 1200°C as shown in Fig. 3, and for the f. c. c. and other phases in Fe-Ni⁽²⁸⁾, Fe-Mn⁽²⁹⁾, Fe-Zn⁽³⁰⁾, and Fe-V⁽³¹⁾, no obvious pattern exists to allow prediction of activities; these latter are substantially non-Raoultian.

Weiss and Tauer⁽²⁾ have suggested an extension of Zener's ideas ⁽³²⁾ on a detailed analysis of specific heat contributions, and shown that it is possible to predict the α - δ boundary of the Fe-Mn diagram from a knowledge of the variation of such quantities as the density of states at the Fermi level, the number of Bohr magnetons per atom, etc. with composition. The prediction also works fairly well for Fe-Ni⁽³³⁾ but the difficulty of obtaining the necessary physical quantities renders the method of doubtful practical value at the moment.

4. Ternary and Higher Systems

The real value of understanding the factors contributing to binary systems is the potential ability to predict phase boundaries and equilibrium compositions in ternary and higher systems.

A generalization of the Zener approach using $(H\gamma - H\alpha)$ has been made by Andrews⁽¹⁹⁾ to calculate the amount and composition of phases in an $(\alpha + \gamma)$ field with some limitations, e.g. no undissolved carbides should be present. In some cases, it is possible to extend the ideas to calculate transformation ranges in certain steels. An example of the agreement between experiment and theory is given in Fig. 4. With the development of high alloy low carbon steels for structural applications, this method could well be a useful time-saver in designing heat treatments.

When substantial amounts of carbon are present, or even small amounts with strong carbide formers, Andrews' method is less valuable. There are several areas of practical interest where estimates of phase boundaries would be useful:

- (a) control of austenite grain size by Al, Nb, V, etc.
- (b) banding in low carbon steels
- (c) choice of austenitizing temperature for highly alloyed materials, e.g. tool and die steels where austenite composition fixes martensite hardness, amount of retained austenite, ease of tempering and residual stresses and cracking susceptibility.
- (d) equilibrium phases in tempered steels, notably the composition of the ferritic phase

A piece of information which may be helpful in ausforming studies (see section on martensite) is the position of the extrapolated solubility line for cementite in austenite below A_1 . Making the reasonable assumption that the enthalpy of carbon and iron in austenite are independent of composition over the ranges customarily found in steels, Darken and Gurry⁽³⁴⁾ show that the heat of solution of cementite in austenite is about 7500 cal/mol at 1000°C. Using the experimental

solubility at 1000°C, and noting that the enthalpy for the reaction



is not strongly dependent on temperature, we can calculate the extrapolated value of A_{cm} as shown in Fig. 5. Carbide precipitation during working of austenite can only occur of course for temperature-composition combinations to the right of this line. This may in part be responsible for the observation that the lower the working temperature during ausforming, the stronger (in general) the product.

Work on the kinetics of precipitation of carbides from deformed hardenable austenites is sparse, not least due to experimental difficulties (35). A study of the precipitation rates and morphology of cementite from undeformed coarse grained high carbon austenite has been made by Heckel and Paxton(36). They emphasize the role of silicon in retarding carbide growth rates; whether this is relevant or not in ausforming is not yet known.

The calculation of the extrapolated A_{cm} for alloy steels is not quite so straightforward. We may consider an approximate calculation for the iron-chromium-carbon diagram to illustrate the important concepts. Isothermal sections at 850°C, 1000°C and 1150°C have recently been published by Bungardt, Kunze and Horn(37). We may use these data to find the composition of austenite in equilibrium with a given concentration of a specific carbide (e.g. $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$) as a function of temperature, i.e. the A_{cm} . These compositions yield the approximate heat of solution of this particular carbide, which can be used to extrapolate the A_{cm} to lower temperatures. Some typical curves are shown in Fig. 5. It will be observed that even relatively small amounts of chromium, such as 2 w/o, cause a substantial change in the A_{cm} relative to Fe-C alloys, and thus make carbide nucleation possible at lower carbon contents or higher deformation temperatures.

Elements which do not form stable carbides (such as Ni) would have a much smaller effect.

A further useful concept which can be obtained either experimentally or from thermodynamic data on solutions in iron is the temperature T_0 at which the free energy of α iron (G^α) is equal to that of κ iron (G^κ) under the constraint of constant composition. The martensite transformation temperature must be below this (38).

In addition to the effects on quench cracking, retained austenite and dimensional stability which have been appreciated for a considerable time, control of M_s temperature by close control of composition is of crucial importance in the high alloy steels involving transformation to martensite by a variety of techniques. A balance must be struck between the tendency of alloying elements to produce δ -ferrite during heat treating and their effects on M_s . Since the different alloying

elements do not have the same effect in both cases, judicious selection can optimize the desired amount of δ -ferrite and martensite within feasible steelmaking limits⁽³⁹⁾.

The propensity to form δ -ferrite is dependent in sign on whether the added alloy is an austenite stabilizer or a ferrite stabilizer, but not quantitatively so as shown in Table 1. The effect on M_s is dependent in sign on the magnetic contributions to the specific heat difference between α and γ , but again is not quantitative.

As might be expected, the effect on μ_B /atom is not linear and the "strength" of an element expressed as

$$\left[\frac{\partial M_s}{\partial (\% \text{ alloy})} \right]_{C_0}$$

depends on the specific composition C_0 .

Some typical values are shown in Table 2.

TABLE 1

Element	Change in δ -ferrite		Limit of δ -loop in	
	% for 0.1 w/o	% for 1 w/o	w/o	(a/o)
N	-20			
C	-18			
Ni		-10		
Co		- 6		
Cu		- 3		
Mn		- 1		
W		+ 8	1.0	(3.2)
Si		+ 8	2	(4)
Mo		+11	3	(1.8)
Cr		+15	12	(12.8)
V		+19	1.5	(1.6)
Al		+38	0.6	(1.1)

TABLE 2

Approximate Effects of Alloying Elements on Lowering M_S
($\Delta T^{\circ}\text{C}$ for 1 w/o alloy)

M_S range (250 to 400 $^{\circ}\text{C}$)⁽⁴⁰⁾ (20 to 100 $^{\circ}\text{C}$)⁽³⁹⁾ (-80 $^{\circ}\text{C}$ to 100 $^{\circ}\text{C}$)⁽³⁹⁾ (in 22.5%Ni)⁽⁴¹⁾

C	474*			
N				
Ni	17			
Cr	17			40
Mo	21	40	51	20
Mn		27	35	
V		32	60	30**
Co				-15
Cu		32	40	
W		27	45	
Al		54	51	0
Si		40	60	30**
Nb				55**
Ti				35**

* From calculations of T_0 , Kaufman and Cohen⁽³⁸⁾ obtain a value of 370 $^{\circ}\text{C}/\% \text{C}$.

** Nb, Ti, V and Si first raise M_S when a few tenths of a per cent are present; this value is for amounts greater than that necessary for maximum M_S .

Nucleation and Diffusion Controlled Growth
of Phases in Steels

1. Nucleation

The topic of nucleation of one solid phase in another has been the subject of several reviews (42). The problem is complex and cannot be considered to be solved quantitatively. However, we may make some useful qualitative observations. We write schematically

$$\dot{N} \propto e^{-Q_D/kT} e^{-\frac{K \cdot \sum (\gamma_i)^2}{(\Delta G_v + \epsilon)} \cdot \frac{1}{KT}}$$

where

Q_D is the activation energy of the diffusion process necessary to provide the local composition change for nucleation,

K is a geometrical constant involving "nucleus shape" and wetting angles of the nucleus with the various interfaces in contact with the nucleus (nucleation is invariably heterogeneous),

γ_i are the various surface energies involved,

ΔG_v is the Gibbs' free energy change between bulk product and parent lattice,

ϵ is the strain energy produced by the critical nucleus. This will always be positive and reduce ΔG_v (which is negative) leading to a smaller N . However, certain spatial orientations of the nucleus, particularly near imperfections, produce smaller values of ϵ than others and thus favor apparently larger values of N .

The expression for \dot{N} predicts that nucleation rate increases with increasing temperature difference from the equilibrium temperature (where $\Delta G_v = 0$). For transformations on heating (e.g., $\alpha + Fe_3C \rightarrow \delta$), the rate should increase continuously. For cooling transformations (e.g. $\delta \rightarrow$ pearlite) a maximum should

be reached in the nucleation rate because of the rapid decrease in $e^{-Q_D/kT}$ as the temperature is reduced. These effects are indeed observed (43).

Nucleation rate should also be dependent on nucleation site. It is usually very difficult to separate strain energy effects from surface energy effects for nucleation at grain boundaries in steels, although Aaronson(44) and Heckel and Paxton (45) give clear qualitative examples of differences in nucleation frequency at various types of grain boundary for ferrite and cementite precipitation from austenite respectively.

In Al alloys containing a few per cent copper, the θ' precipitate obviously nucleates in a manner which depends on the local strain field around the helical dislocations (46) formed in these alloys by quenching and aging. In the case of iron alloys containing N or C, somewhat similar effects occur (47, 48). With large supersaturations ($\approx \Delta G_V$), for example, iron nitride precipitates ($Fe_{16}N_2$) form on free dislocations and on those in sub-boundaries in all possible $\{100\}_{\alpha}$. With smaller supersaturations, precipitates appear on only one of the $\{100\}_{\alpha}$ planes or only on selected dislocations. At very large supersaturations, precipitates form in the matrix apart from dislocations as they do also in GP zones and θ' in Al-Cu. The same phenomena can occur in quench-aged Fe-C alloys(48), although at lower supersaturations, precipitation on dislocations also occurs, often on all three $\{100\}_{\alpha}$. Small additions of manganese change the precipitation behavior quite noticeably. The precipitation in 3.25% Si alloys is also different from essentially Fe-C alloys, perhaps because Si changes ΔG_V significantly, because at low temperatures an isomorph of $Fe_{16}N_2$ is formed rather than cementite, and also because Si has a very low solubility in cementite and thus may have to diffuse away from an advancing carbide-ferrite interface before growth can occur(49). We shall return to this subject later in discussing growth of one phase in another.

As in non-ferrous systems, (e.g. Al-Si)(50) vacancy condensation on grain boundaries can lead to a precipitate free zone close to the boundary in Fe-N and Fe-C alloys. Keh and Leslie(48) propose that this creates a zone which is free of nucleation sites, which may possibly be individual vacancies rather than the prismatic loops which often seem to be sites for nuclei in non-ferrous systems.

2. Growth

Ideally, the growth of one phase in another should be a very simple problem in principle. The subject was discussed by Noyes and Whitney(51), and by Nernst(52), around the turn of the century. Nernst, considering the transport of matter to crystals in supersaturated liquid solutions, for example, postulated

of curvature r_1, r_2

γ is the surface energy of the particle-matrix interface

and \bar{V} is the partial molal volume of the component in the particle,

attaining local equilibrium of activities at the interface means a considerable change in concentration gradient with particle size. If $r_1 = r_2 = r^*$, the critical nucleus size, there is no concentration gradient in the matrix. To make further trouble, the value of ζ is not easy to estimate especially for very small particles, or coherent interfaces.

- (d) Rejection of a slowly diffusing impurity may cause changes in activity of the obvious diffusing element near the interface, and thus seriously alter the concentration gradient.

It is of interest to study some of the data where careful measurements have been made with an awareness of the pitfalls above. We shall discuss the growth from austenite of pearlite, grain boundary cementite, and Widmanstätten cementite and ferrite, and the growth of austenite into ferrite in various morphologies.

3. Austenite-Pearlite

A series of recent reviews have been written on this topic^(43, 56). Growth studies on pearlite were initially popular because of its practical importance and because the rate was constant in the materials investigated, even though the structure and detailed mechanisms were complex. That a constant growth rate is not an inherent characteristic has recently been demonstrated by Cahn and Hagel⁽⁵⁷⁾, who showed in an Fe-5.2% Mn-0.6% C alloy that the spacing becomes increasingly larger and the growth rate smaller with time.

The importance of capillarity, i. e. the fraction of available free energy stored as interfacial energy, in this reaction was first pointed out by Zener⁽⁵⁸⁾, whose model has since been modified and extended by various workers. The details are elaborate and not appropriate here, but the current situation seems to be that the degree of segregation of alloying elements and the importance of diffusion along the $\gamma / (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$ interface are both very relevant. Thus factors (a), (c), and (d) are important and a priori calculations cannot yet be made. Alloying elements

affect growth rates markedly(43, 56).

For practical purposes, the growth rate in plain carbon steels dominates the nucleation effects in determining overall kinetics for temperatures below about 660°C since "site saturation" has occurred, i.e. there are enough nuclei/grain to easily use up the austenite by growth. Grain size effects on hardenability seem to be related at these lower transformation temperatures at least in part to the time for a growing pearlite front to consume an austenite grain.

In alloy steels, it has long been the practice to add elements which "move the TTT curve to the right". By extending the TTT curves to transformation curves on continuous cooling, a substantial literature has developed on "hardenability" with various numerical treatments of substantial practical value(59). In considering the basic nucleation expression, alloying elements could in principle affect Q_D , γ , ΔG_v or ξ . Data for quantitative comparison are extremely scarce. While it is true that cobalt alone of the elements measured increases ΔG_v for $\gamma \rightarrow$ pearlite(60) (because of its effects on magnetic specific heat--see section on thermodynamics) and also increases N , it seems more probable that the suggestion of Cahn and Hagel(56) has a good deal of validity, viz. nucleation site saturation occurs early and the effects of alloying elements are mainly on growth rate, up to several orders of magnitude.

Research on pearlite growth rate may well be fruitful in producing deeper hardening steels or cheaper steels to compete with present grades, as traces of boron are useful in minimizing massive pro-eutectoid ferrite precipitation. The synergistic effects of a number of alloying elements have been recognized for many years as the Grossman multiplying factors (59) (rather than additive factors) but to the author's knowledge the combination of alloying elements has not been re-examined after the theoretical studies of Cahn and Hagel(56).

4. Austenite \rightarrow Grain Boundary Cementite and a Lower Carbon Austenite

This reaction appears at first sight to be a particularly fruitful one in which to study diffusion controlled growth since the geometry is quite simple (and thus allows theoretical predictions to be made at all which is not always the case!) A wide range of precipitation temperature and matrix compositions can be investigated, and experimental measurements can be made by the optical microscope. Some results of Heckel and Paxton(36) are shown in Fig.6. The observed growth rate is much lower than that calculated from long range diffusion control; the rate can be increased measurably by reducing the silicon dissolved in the austenite but this does not explain all of the discrepancy between theory and experiment by any

means.

It seems clear that part of the reason for the slow growth rate is due to factor (d), in this case the rejection of Si from Fe_3C as discussed earlier thus upsetting the expected concentration gradients. Whether this is the whole reason or not is unclear; there may be short range crystallographic limitations to the mobility of the $\text{Fe}_3\text{-C}$ -austenite interface (factor (b)). Because of complexities in crystallography, this concept is better explored in another system described later.

5. Austenite \rightarrow Widmanstätten Ferrite or Cementite

It appears to be an established fact in the transformation of austenite in the iron-carbon system that very small supersaturations produce precipitation primarily at grain boundaries⁽⁶¹⁾. With somewhat larger supersaturations, the new phase forms as Widmanstätten plates⁽⁵⁴⁾ by a relatively slow growth process (i. e. not the very rapid plate formation typical of martensite). These plates have a habit plane of $\{111\}$ for ferrite⁽⁶⁷⁾ and a non-unique habit plane in the vicinity of $\{734\}$ for cementite⁽⁶³⁾. Ferrite plates appear to have a Kurdjumov and Sachs⁽⁶⁴⁾ orientation relationship; Pitsch⁽⁶⁵⁾ has reported for cementite in a 12% steel that

$$\begin{array}{l} (010)_\alpha \quad // \quad (110)_\gamma \\ [\bar{0}01]_\alpha \quad // \quad [2\bar{2}5]_\gamma \\ (100)_\alpha \quad // \quad (5\bar{5}4)_\gamma \end{array}$$

There are two features of interest in the growth of these plates. Firstly, the plate grows much faster in its plane than normal to it. It remains to be seen whether this is because the edgewise growth is faster than that expected from planar diffusion control due to the point effect of diffusion, or because the normal growth is lower than expected due to a low interface mobility^(54, 55). Secondly, we may ask if the plate grows by the non-cooperative transfer of single atoms across the interfaces or if some lattice shear is involved as in the formation of martensite^(66, 67) and bainite⁽⁶⁸⁾.

The questions are not easy to answer unequivocally, because both convincing experiments and adequate theory are sparse. Data are available from electron emission microscopy on pro-eutectoid ferrite plates⁽⁶⁹⁾ which show that thickening is parabolic with time whereas the lengthening is linear with time. Calculated

rates based on carbon diffusion as a rate controlling step are within a factor of 2 to 4(54). Data by Hillert (70) on lengthening of Widmanstätten ferrite have been analyzed by Kaufman, Radcliffe and Cohen(22) and by Pound and Paxton(7) using slightly different models; the agreement is again off by about the same factor. Rates of lengthening of cementite plates have been measured by Heckel and Paxton (36); here the calculated values differ by orders of magnitude and it may be that silicon partitioning is responsible.

A major difficulty arises in trying to calculate the radius of curvature of a growing plate tip. A sharp tip favors rapid growth by the point effect of diffusion but if it becomes too sharp, the pressure effect on activity of components in the plate reduces the concentration gradient in the matrix and hence the flux to the interface(58). The vexing question has always been to decide convincingly which principle of nature should be applied to find the optimum radius and so far this has escaped workers in this field.

The subject of shear in the formation of Widmanstätten plates has been discussed by Christian(72). It appears highly probable that Widmanstätten ferrite at least forms with a semi-coherent interface and thus advances by shear. No measurements appear to be available on cementite. We shall see later that austenite can definitely form by shear from ferrite(73).

The immediate relevance of these calculations to microstructures of engineering interest is perhaps not obvious. The relatively large plates suitable for the measurements are not usually found except in normalized structures and in the heat affected zones of welds. However, very small plates are found in tempered structures, and particularly in those showing secondary hardening, and for creep resistance. Slow growth of these particles is desirable to prevent overaging, and an understanding of the controlling factors is helpful. The growth of carbides and nitrides during quench aging, which can affect desirable magnetic properties, is also in a Widmanstätten form and direct measurements are difficult.

6. The Formation of Austenite

In spite of its tremendous importance as an intermediate stage in most heat treatments of steel, very little work has been done to understand in a quantitative way the formation of austenite. It seems reasonable that the grain size, texture, concentration gradients, and dislocation patterns could be influenced by controlling rates of nucleation and growth.

Austenite may form either by a shear transformation (74) or by classical

nucleation and growth⁽⁷⁵⁾. In probably all single phase systems examined, either mechanism can operate depending on the supersaturation. Examples are:

(a) Iron whiskers

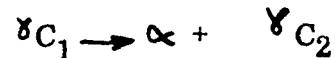
Wayman et al⁽⁷⁶⁾ have shown that by gradient heating, austenite forms by shear giving a clearly defined tilt at the $\alpha - \gamma$ interface. The equivalent N and γ transformation has not been shown, but it seems inconceivable that at small supersaturations it would not occur eventually.

(b) Large α -iron crystals

Grozier et al⁽⁷³⁾ have shown that austenite will grow into zone-refined α iron single crystals by exposure to a suitable NH_3/H_2 mixture. If the crystal surface is relatively imperfect, any nuclei of austenite can form at small supersaturations and growth is controlled by nitrogen diffusion through the austenite to the $\alpha - \gamma$ interface. If on the other hand, nucleation is suppressed by making a more perfect crystal surface, the α can become quite supersaturated with nitrogen relative to the normal nitrogen content of ferrite in equilibrium with austenite. When the austenite finally nucleates then it can grow very rapidly, and advances as plates with a definite surface tilt i.e. by shear.

(c) Iron-nickel

Martensite forms fairly readily from austenite in, for example, Fe-Ni⁽⁷⁷⁾, at relatively slow cooling rates. The reverse transformation i.e. $M \rightarrow \gamma$ can also proceed by shear if the heating rate is moderately rapid⁽⁷⁴⁾, or if the heating rate is slower, by disproportionation



in the two phase field, or by simple nucleation and growth if in the all γ field. The change in dislocation density produced by shear-formed austenite can significantly change the mechanical properties⁽⁷⁴⁾.

In the more usual case of the formation of austenite from two-phase systems usually cementite and ferrite, quantitative isothermal investigations are rare. Roberts and Mehl⁽⁷⁵⁾ examined the formation of austenite from pearlite, Molinder⁽⁷⁸⁾ from spheroidite, and Speich⁽⁷⁹⁾ has used laser heating to extend the work to much shorter times. There is a great deal of work, predominantly Russian, which uses heating rate rather than isothermal holding time as a parameter. Many interesting properties can be obtained from such austenite formed rapidly. It is also possible to go directly from iron-carbon martensite to austenite without tempering the martensite giving another control variable.

The practical potential of these processes seems considerable; further work on understanding the mechanisms and effects seems extremely desirable along with development of practical methods of achieving control of nucleation and growth of austenite grains.

THE PROPERTIES OF AUSTENITE

Introduction

An enormous amount of information is available on the body centered alloys of iron, especially on the mechanical properties. Efforts on the face-centered austenitic phase have been on a vastly reduced scale. Perhaps this is because only recently has it been realized that these properties may be significant in influencing transformation behavior and resultant properties of body-centered phases and aggregates. For many years, all that was expected of austenite was a reasonably homogeneous composition (with no surface changes such as decarburization) or a properly controlled amount of a second phase such as a carbide or δ -ferrite. In the last five years or so, the true importance of a control of the structure of austenite prior to transformation has been recognized. Indeed, it is the opinion of this author that the surface has just been scratched and that significant improvements in strength, ductility, weldability and processing will result from an intensive study of austenites and, concurrently, a coupling of the science with engineering techniques to permit a close full-scale practical control of temperature, time and deformation.

Even steels normally used in the fully austenitic condition, which have always been quite readily deformed in the annealed state necessary for maximum corrosion resistance, have shown a remarkable increase in yield strength by a rather simple composition change designed to refine the grain size after annealing at the customary 1000°C for solution of chromium carbides⁽⁸⁰⁾. Considerable effort on the work hardening characteristics of austenite has resulted in the ability to produce steels with high rates of work hardening, for structural purposes or stretch forming after cold rolling⁽⁸¹⁾, especially at low temperatures⁽⁸²⁾ or with lowered rates for improved performance in drawing⁽⁸³⁾.

We shall try to list some relevant information on the properties of austenite as a base to point out areas where knowledge would appear very helpful.

1. Microstructure of Deformed Austenite

From work on fcc metals and alloys, it now appears clear that the stacking fault energy is a most important parameter in determining the fine scale microstructure of deformed material. For relatively high values of $\frac{10^3 \gamma}{Gb}$ (i. e. > 1), cells are formed during deformation of a few per cent at room temperature⁽⁸⁴⁾. (γ = stacking fault energy - hereafter SFE, G = shear modulus, b = Burgers' vector). Below this value, cross slip becomes progressively more difficult and dissociated dislocations much more prominent. Measurements on stacking fault energy are limited on austenite. Around the 18 Cr 8 Ni composition the SFE is low and increases with increasing nickel content (Fig. 7). In iron nickel alloys, judging from published photographs of undissociated dislocations, the SFE is relatively high. The SFE for austenites with varying amounts of C and N has only been examined in Fe-Cr-Ni alloys⁽⁸⁵⁾. It would seem to be a most important parameter, especially in work on high strength materials produced by ausforming and further effort seems crucial. Up to 0.12 w/o N appears to reduce the SFE somewhat whereas the effect of 0.1 w/o C is small, possibly increasing SFE slightly.

Reasons for this difference are not apparent but the effect seems to be carried through into the stress corrosion cracking characteristics, which have been linked with stacking fault energy⁽⁸⁶⁾. Nickel-cobalt alloys can be obtained with very low SFE's near 70% Ni⁽⁸⁷⁾.

It is possible also that the number of vacancies retained in austenite, helped perhaps by concentrations of alloying elements, would be relevant. Again measurements are very sparse.

2. Properties of "Austenite" Single Crystals

In an attempt to generalize, and to survey the possible types of behavior, we shall call under the heading "austenite" any fcc alloy containing substantial amounts of Fe, Ni, Co or Mn.

Some representative stress strain curves for single crystals are shown in Figures 8 and 9. It will be observed that they vary from the "classical fcc pure metal" type of curve for Co-Ni⁽⁸⁸⁾ to an " α -brass type" for some of the stainless steels⁽⁸⁹⁾; a maraging composition gives curves very similar to the stainless steels⁽⁹⁰⁾. The reasons for these differences are not immediately apparent.

Data on a wide variety of orientations of the tensile axis or on the transition to polycrystalline behavior are sparse indeed.

The temperature dependence of the flow stress in certain compositions is much greater in degree than in copper base alloys for example, especially as the M_s is approached. The SFE varies with temperature also, becoming quite low as M_s is approached. Direct evidence for this has been obtained by Barclay⁽⁹¹⁾ by deforming Fe-25 Cr-20 Ni polycrystals at a variety of temperatures. At 4°K, the dislocations are clearly dissociated; at 77°K and above, they are not. Whether or not the SFE is influencing the flow stress needs investigation.

Some indirect evidence for variation of SFE with temperature is also perhaps supplied by the observation of Hu and Goodman⁽⁹²⁾ that deformation of stainless steel at temperatures not far above M_s followed by recrystallization produces an "α-brass" texture characteristic of a low SFE. Deformation at higher temperatures produces after recrystallization the famous cube texture characteristic of copper, with its much higher SFE.

A characteristic of some austenites seems to be "jerky flow" reminiscent of the blue brittleness phenomenon in α-iron, and also present in many copper-base and aluminum-base fcc alloys. This has not yet been observed in austenite single crystals (with the exception of the unrelated case of twinning at very high strains in Co-Ni alloys)⁽⁸⁸⁾ but is clear in a variety of polycrystalline alloys (Fe-18 Cr-13 Ni-0.1 N)⁽⁹³⁾, 300 M (a high-silicon 4340)⁽⁹⁴⁾, H 11⁽³⁵⁾, etc.). The low-alloy steels showed jerky flow at strain rates between $4 \times 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ and $2 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ in the range 800° to 1000° F (430-550°C) whereas the highly alloyed stainless steel shows this behavior below 200°C at a strain rate of about $10^{-4}/\text{sec}$.

It is also reported to be possible to produce a large upper yield point in this latter material by aging for a short period under stress⁽⁹³⁾. A small grain size seems to be a pre-requisite for this type of behavior⁽⁹⁵⁾.

Little work seems to be available on the effect of wide variations in strain rate on the mechanical properties of austenite⁽⁹¹⁾. This also seems a fertile field for research. The benefits of the ausforming process seem to be somewhat dependent on strain rate during deformation.

3. Properties of Polycrystalline Austenite

In the annealed condition, at room temperature, stable austenites have a low yield strength (35,000 psi) and an extensive plastic region reaching tensile

strengths (load/original area) of over 100,000 psi with elongations over 50% in 2". Frequently, for structural purposes, the austenite may be cold rolled quite heavily, and the mechanical properties for various compositions and reductions are tabulated by all the major producers. For modest deformations, the Bauschinger effect⁽⁹⁶⁾ does not seem too important. Texture hardening⁽⁹⁷⁾ may be of interest but does not seem to have been examined specifically.

The effect of varying the grain size of austenite on its mechanical properties has not been extensively examined. In order to obtain no undissolved carbides in the recrystallized austenite in stainless steels, an annealing temperature of 1000°C is often usual although the steel after about 50% reduction by cold work has completely recrystallized at about 850-900°C. Yeo and Scott⁽⁸⁰⁾ have shown that by adding a judicious amount of niobium to such a steel, resulting in a precipitate of NbC which restrains grain growth, the conventional anneal at 1000°C can produce a much finer grain size and a significant increase in mechanical properties (Fig. 10). Yield strengths up to 56,000 psi are possible with Type 304 material (0.07 w/o C) containing about 0.2% Nb as opposed to about 35,000 psi with no Nb.

The grain size of austenite in SAE 1040 and 51B60 has been shown to be capable of considerable refinement by Granga⁽⁹⁸⁾ using controlled deformation and recrystallization. The combination of mechanical properties of the polycrystalline aggregates of ferrite and pearlite formed from this fine grained austenite are notably better than those from an austenite of "normal" grain size produced by heating alone to the austenitizing temperature followed by transformation.

4. The Effect of Transformation by Deformation on the Mechanical Properties of Austenite

It is a well-known fact that under appropriate conditions, austenite can form martensite when deformed plastically. This is an important method of hardening certain types of stainless steel (e.g. Types 301, 201) by cold rolling or drawing where it has been known for some time that it is possible to produce properties such as those in Table 3 for Type 301⁽⁹⁹⁾.

At first sight, these properties seem entirely reasonable in view of our knowledge on the austenite-martensite transformation. At temperatures below that at which the free energies of austenite and martensite of the same composition are equal (T_0) an appropriately directed shear stress should assist in the transformation^(38,100). Thus for these steels whose M_s is around room temperature, but whose M_f is usually substantially above room temperature, deformation at room temperature will cause the austenite to transform. At lower temper

TABLE 3

	Min. Y. S. (ksi)	T. S. (ksi)	RA %	E% in 2"
Annealed	35-40	100-105	60	50 (min.)
1/4 hard	75	125		12 (min.)
1/2 hard	110	150	68	7 (min.)
3/4 hard	135	175		3 (min.)
Full hard	140	185		3 (min.)

atures, where the austenite is still more unstable, we may expect transformation to be even easier (Zerolling)⁽⁸²⁾. The properties of the material will depend on

- (a) the amount of martensite produced
- (b) the relative work hardening rates of martensite and austenite at the rolling temperature
- (c) the degree to which martensite forming from deformed austenite inherits the defect structure of this austenite.

It must also be remembered that any measurements at room temperature of the properties of a steel rolled at sub-zero temperatures may be affected by the worksoftening phenomenon⁽¹⁰¹⁾. In view of all these complications, it is not surprising that the results are complicated, being quite sensitive to composition, amount and temperature of deformation. An interesting recent result by Breedis⁽¹⁰²⁾ for example shows that for a steel containing 15% Cr and 13% Ni, an increasing amount of martensite from 1 to 40% formed during deformation gives about the same work hardening rate (true stress - true strain) as the same steel in which no martensite formed during deformation at a higher temperature.

Floreen et al⁽¹⁰³⁾ have investigated a variety of compositions and found that following 40% deformation, 24 hours at 800°F caused a further increase in strength

which could be expressed with a single parameter based on the calculated M_s of the alloy. When the alloys contained moderately large amounts of Co (7-12%) or Co + Mo, an extra strength increase of 30-40 ksi was found. There seems to be little synergistic effect of Co + Mo, in contradistinction to the very well marked effect in the "maraging" steels⁽¹⁰⁴⁾ which are based on martensites in the iron-nickel system.

However, a closer inspection of all the results on deformation strengthening in these alloys, shows that, while the properties are most welcome, they are not easy to understand with our present knowledge. Consider the results of Floreen et al ⁽¹⁰³⁾. The yield strength (0.2% offset) of as quenched low carbon low alloy martensite ⁽¹⁰⁵⁾ (with about 0.11% C + N) is about 150-160 ksi and the tensile strength about 190 ksi. At low tempering temperatures (up to 800°F) the yield strength is increased somewhat for the general class of low carbon martensites, and the tensile strength somewhat reduced⁽¹⁰⁵⁾. A 4340 steel with 1.5% Si added, oil quenched and tempered at 800°F, shows properties ⁽¹⁰⁶⁾ somewhat similar to Floreen's results

e.g.	YS	230,000 psi
	TS	245,000 psi
	E	8%
	RA	50%

It is rather difficult to estimate work hardening rates for the 0.1% and 0.4% carbon martensites from the data cited. The problems of comparison is further muddled by the fact that both of these contain carbides either as quenched ⁽¹⁰⁵⁾ or certainly after tempering prior to testing. Floreen's deformation presumably produces martensite free of precipitated carbides because of the lower M_s ; whether carbides precipitate during aging is not yet clear although it seems probable. A most interesting side observation, which has some generality, is that reduction of Si to below 0.15% and preferably below 0.05% leads to significant improvement in toughness at high strength levels.

Thus we are faced with the problem of trying to understand how it is possible to produce a microstructure consisting of a mixture of deformed low carbon martensite and probably some retained austenite, which resists deformation in substantially the same fashion as the tempered 0.4% C steels containing a dispersion of carbides which had long been thought to be a most efficiently hardened material.

It is thus natural to try to assess quantitatively the work hardening characteristics of austenite and martensite (and perhaps tempered martensite). The

rate of work hardening of austenites varies with composition, and temperature of deformation, at least in part due to the tendency to form martensite. The value also depends on the amount of deformation in polycrystalline material, being largest at low strains as is customary. Some approximate values are given in the table below obtained largely from material rolled and then tested in tension.

TABLE

Composition	Average Change in Yield Stress per % deformation	Strain Range	Ref.
Fe-30 Ni	1200 psi	0-35 %	107
Type 308	3000 psi	0-20 %	99
	2500 psi	0-40 %	
Type 301	4000 psi	0-20 %	99
	3000 psi	0-40 %	
Fe-20 Cr-20 Ni }*	500-700 psi	0-40 %	89
20 Cr-16 Ni }			
20 Cr-12 Ni }			

* Tensile tests on single crystals between -77°C and 150°C
Values are for slope of Stage II (108) of the curve

Values for the strain hardening of carbide free martensite are scarce. In Fe-30 Ni, the value is comparable to that for austenite, i. e. 1200 psi/%⁽¹⁰⁷⁾.

5. Precipitation Hardening of Austenite

This topic has been extensively reviewed recently (109-111) and will only be summarized briefly here.

Solid solution hardening of austenite is slight so this is not useful directly; however alloying elements do modify the lattice parameter and thus influence the properties after precipitation of the various possible phases. Simple carbide pre-

precipitation is not very helpful--the hardening is slight and the tendency to overage is pronounced. Carbides of Ti and Nb are more useful because they precipitate and remain at higher temperatures. They do not cause much strengthening at room temperature directly, although as we have seen, they may do so because of a refining effect on grain size (80). They are of more interest at high temperatures, where the more subtle properties, such as rupture ductility, may be influenced by changing the strain associated with precipitation by control of the lattice parameter.

Intermetallic compounds can have significant effects on both low and high temperature properties. In general, the fcc γ' phase based on the ordered $L1_2$ structure seems to be the most efficient. Ti is the most useful addition when present as $Ni_3(TiAl)$. This is a transition phase in most commercial alloys, the equilibrium phase being η - Ni_3Ti , a hexagonal structure.

Many of the other compounds possible in the various alloys (e.g. Laves', η , β , α , χ , σ and G phases) are deleterious, especially if they cause discontinuous (cellular) precipitation. They can be controlled somewhat by control of quenching processes, to limit matrix strains, and by limiting the amount of precipitating phases especially by control of maximum Al and Ti additions.

PROPERTIES OF FERRITE

Introduction

More of the b.c.c. phase of iron is produced each year than any other metal. It is rarely used alone, or in the purest possible condition; often, indeed usually, this is deliberate although there are probable areas of use where additional economical selective purification would probably be helpful. For the most part the alloys are as close to iron-carbon as possible for cost considerations; any alloying element deliberately added must be justified on the basis of significantly improved properties or the impossibility of producing the desired structure and properties in the necessary size and shape, or to control undesirable side effects which are not related to the principal properties.

It is then of interest to study the properties of "pure" ferrite so that we may distinguish between inherent effects and those caused by alloying elements. Many investigations have been carried out on "iron"⁽¹¹²⁾. Its extreme sensitivity to interstitial impurities has caused the nominal "properties" to vary as improved techniques are developed. The problem is further complicated by difficulties with analysis in the very low ranges; unfortunately these difficulties are not least for those elements to which the properties are very sensitive, e.g. C, N.

1. Lattice Imperfections in Ferrite

Many of the properties in which we are interested are of course related to the lattice imperfections (of various dimensionality) and their interaction. A large number of studies have been made of these imperfections, and it would be inappropriate to try to summarize them completely here in view of many recent reviews.

Briefly, from self diffusion studies on iron, the sum of formation and migration energies at high temperatures for vacancies is about 2.5 eV.⁽¹¹³⁾

Attempts to break this down by the methods used for fcc metals have not been particularly successful. Probably because the activation energy for migration is quite low, all the vacancies in thermal equilibrium at a high temperature cannot be retained on quenching. Irradiation and plastic deformation at low temperatures produce defects; the kinetics of annealing these defects can be followed by resistivity measurements but the spectrum is complex. The problem is further complicated in iron because of possible interactions between interstitials and vacancies⁽¹¹⁴⁾.

The movement of dislocations and their interactions have been studied by a variety of techniques. Iron probably has no unique slip plane, and because of easy cross slip of screw dislocations can readily form cells on deformation at room temperature⁽¹¹⁵⁾. At lower temperatures, cross slip may be apparently somewhat more difficult and a moderately uniform pattern of straight dislocations exists after a few per cent strain at 195°K⁽¹¹⁵⁾. At temperatures in the creep range, structures with the regular crossed grids (as in specimens strained at lower temperatures and recovered)⁽¹¹⁶⁾ are produced.

In some cases, dislocations appear to be generated from grain boundaries⁽¹¹⁷⁾, possibly from ledges. To provide the observed densities, multiplication must occur. Both Frank-Read and Koehler-Orowan ("double cross-slip") mechanisms could be operative.

The important subject of the quantitative relations between the stresses to move dislocations of various kinds and the dislocation velocities has received much attention in iron, in part due to its importance in brittle fracture of irons and steels⁽¹⁴⁸⁾. The problem is difficult to attack directly, especially in pure iron and a number of more or less indirect approaches have been made.

The important practical consequence of dislocation mobility is the marked increase in flow stress with decreasing temperature. Considerable efforts have been made to determine if this is due to an inherent property of the dislocation, such as the Peierls' force, or if it is due to interaction of the dislocation with impurity atoms.

The experiments of Stein and Low⁽¹¹⁸⁾ on 3% Si iron, which measured velocities of (110) edge dislocations, support the idea of a strongly temperature dependent Peierls' stress in this material. However, more recent experiments by Stein, Low and Seybolt⁽¹¹⁹⁾ have shown in pure iron single crystals that by using extremely pure hydrogen to remove carbon and nitrogen, the temperature dependence of the flow stress is much reduced. Thus the problem of the dominant resistance to flow is not yet resolved.

The effects of grain boundaries in ferrite are extremely important, and are used extensively in practical metallurgy. Ferrite grain size may be controlled by transformation of austenite, by tempering of martensite, or by recrystal-


lization following cold work. Although a good deal of practical experience has been obtained over the years, our understanding of nucleation and growth rates is still rudimentary. It seems very possible that a complete quantitative picture will never be available, but even qualitative concepts have proved useful e.g. Grange's work on reducing ferrite grain size by reducing austenite grain size,⁽⁹⁸⁾ control of forming qualities by control of texture of deep drawing sheet⁽¹²⁰⁾, improvement of strength and impact properties of cheap ferritic structural steels by additions of Nb⁽¹²¹⁾.

To illustrate the application of many different ideas applied to ferrite and resulting in a commercial product, we may study briefly the factors among which a choice must be made in the manufacture of high quality deep drawing sheet.

2. Production of Deep Drawing Sheet

The product desired is ideally a material which will stretch under uniaxial or bi-axial tension, drawing, or bending under tension without fracture, which will require relatively low loads to produce this deformation, which at areas where the strain is small (of order a few per cent) will not deform discontinuously producing "stretcher strains", which will not strain age, and which has a small grain size to avoid "orange peel" caused by uneven deformation near grain boundaries and at the center of the grains. To produce even some of these desired properties in such a material requires quite sophisticated physical metallurgy especially when operated within the constraints of a highly competitive market place.

It may be helpful to tabulate some of the choices which may be made in the production of this material, and see how these influence the ultimate properties. Of necessity, the following is somewhat over-simplified.

<u>Manufacturing Step</u>	<u>Choices</u>	<u>Properties known or believed to be affected</u>
1. Composition of steel	% C % N % O Si, Mn, etc.	 - ϵ curve, aging
2. Deoxidation practice	Rimming Killed	Ingot yield and surface, grain size, R _n values, aging

3.	Hot rolling	Number and % reduction of passes Finishing temperature	Grain size (orange peel) R value
4.	Coiling temperature	High Low	As for 3
5.	Cold Reduction	Amount	R value, d g. s.
6.	Annealing Practice	Method (box anneal, continuous anneal either conventional or compact, or open coil) Atmosphere. T-t cycle	Hardness, α grain size, R and n^* values, strength, aging, sur- face properties and composition
7.	Cooling	T-t cycle	Aging behavior
8.	Temper Rolling	Amount Time before use	Aging, $\sigma - \epsilon$ curves (n values)

‡ R is an approximate measure of the preferred orientation in the sheet.
It is defined, following Lankford et al⁽¹²²⁾ as

$$\frac{\ln W_i/W_f}{\ln T_i/T_f}$$

where W and T are the width and thickness of the gage section, and the subscripts i and f refer to the values of W and T before and after straining in the range of uniform elongation.

*If the true stress-true strain curve can be approximated by

$$\sigma = b\epsilon^n$$

this equation defines n. It can be shown that n is the true strain at maximum load.

Among the scientific problems which are imperfectly understood, we may list the following.

- (a) Mechanical properties of solid solutions and aggregates (of known interest in steps 1, 5, 6, 8).
- (b) Control of melt chemistry and its influence on solidification, notably segregation.
- (c) Nucleation (Steps 1, 2, 6, 8) and growth of one phase in another (Steps 2 (δ from α), 4 (α from δ), 7 (Fe_3C and Fe_xN from 2)).
- (d) Recovery, recrystallization and grain growth (Steps 3 (δ), 4 (α), 6 (α)).
- (e) Development of textures (Steps 3, 4, 5 and 6).
- (f) Interaction of interstitial atoms with lattice defects (Steps 6, 7, 8).

3. Further Observations

- (a) R & n values Both R and n have been suggested as useful measures of formability. High R values, for example, correlate with good drawability of cup shapes. High n values seem to correlate with superior ability in stretch forming. However, while high R and high n values almost always assure good formability, occasionally material with low R values is also good, so once again knowledge is still in the beginning stages.

It appears that sheets with high R values ($\gg 1 \cdot 5$) have a substantial fraction of (111) $[\bar{1}\bar{1}0]$ oriented grains. This is often approached most readily by a cold reduction of about 70% prior to annealing. 90% reduction tends to develop (111) $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ and 99%, followed by a 1600°F anneal, (100) $[012]$, with resulting smaller R values. The difference in preferred orientation between rimmed and killed steels is not large, although the killed steels are usually superior in drawability. At one time, the "pancake-grains" of Al-killed material were thought to be responsible for this effect, but more recently this has been questioned⁽¹²³⁾.

It is apparent that this whole subject could profit by a detailed study of texture generation in iron of various purities and initial structures given a variety of treatments. The situation is perhaps not too dissimilar from that prior to earlier

attacks on two interesting textures -- the famous cube textures in copper and 3% silicon iron, both of great academic interest and one of hopeful (and so far unfulfilled) commercial interest.

We may note here that texture studies alone are inadequate to describe forming behavior. Because of the different stress systems involved in the range of commercial forming, no one parameter or test seems currently to be adequate.

- (b) Work Hardening The relation of work hardening to identifiable parameters in low carbon steels is difficult. In f.c.c. single crystals, elaborate theories have been evolved for work hardening behavior (108). In all of these, the prediction is made that

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 + A Gb\sqrt{\rho}$$

where $\bar{\sigma}_0$ and A are constants
 G is the shear modulus
 b is the Burgers' vector
 ρ is a dislocation density (sometimes forest, sometimes Taylor parallel)

Experiments on various fcc metals confirm this quite well in single crystals and even in some polycrystals. The work hardening of iron and other bcc crystals are not nearly so well categorized. The characteristic three stages of hardening are only rarely observed(124). Extension to polycrystals in terms of the parameters of dislocation structures has been made by Keh(125). He finds

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 + 0.2 Gb\sqrt{\rho_f}$$

where ρ_f is the dislocation density in cell walls.

It is not possible however to express Keh's "stress-strain" results in the form

$$\bar{\sigma} = b\bar{\epsilon}^n$$

perhaps because at low strains the deformation was not sufficiently homogeneous. The specimens were 50-75 μ thick after rolling, and the initial grain size was 20 μ . Thus a substantial fraction of the specimen was "surface grains" without the constraints of interior grains.

Further, Stephenson(126) has shown that the work hardening rate of an aluminum-killed low-carbon steel is independent of the amount of dissolved carbon, but the uniform elongation decreases as the carbon in solution increases to 0.01%.

Thus, either real behavior deviates substantially from the parabolic hardening or maximum load is not determined by plastic instability. It would seem to be well worth while to try to perform metallographic studies on the failure of deep drawing sheet analogous to those performed on copper (containing oxide inclusions) by Puttick⁽¹²⁷⁾ and Rogers (128).

Stephenson⁽¹²⁶⁾ has also measured a variety of properties as a function of carbon in solution in polycrystalline ferrite, as defined by internal friction experiments. Yield and tensile strengths increase substantially.

$$(e.g. YS = 28,800 + (0.75 \times 10^6) w/\%C \text{ psi}),$$

total and uniform elongations decrease noticeably and the strain aging index increases markedly with increasing carbon in solution.

These properties will thus be influenced by the rate of cooling from the re crystallization anneal since it is this rate which fixes kinetically the amount of residual carbon and nitrogen in solution. An exception occurs when open coil annealing techniques are used since the concentration of C and N because they stay in solution, can now be approximated from thermodynamic considerations. In general, nitrogen because of its higher solubility should dominate carbon in producing the effects above.

4. Conclusions on Ferrite

In spite of a great volume of work on "iron", it is not clear that we have yet reached a material which is sufficiently pure that its properties will not change further with increasing purity. Analysis problems are also severe, and it will not be easy to get around them.

Thus, all work designed to give answers to the scientific questions must be suspected to some extent of containing unknown interaction effects. For some more practical problems, where absolute purity is not relevant in any case, considerable progress has been made recently but there is room for clear understanding in many areas. Examples are control of textures, either by deformation and annealing, or even by transformation from austenite, work hardening and ductile fracture initiation in oriented structures, perhaps beginning with single crystals under biaxial stresses, and continuing efforts on the role of interstitials in various phenomena such as brittle fracture, aging, work hardening and control of grain size.

PROPERTIES OF MARTENSITE

Introduction

The ability of austenite to transform in a diffusionless manner to martensite is one of the main reasons why steel is an important structural material, especially when good strength to weight ratios are necessary. Because higher carbon martensites have little resistance to impulsive loads, they are frequently used after precipitation of carbides by a reheating operation. For lower carbon materials, the M_s temperature is sufficiently high that some carbides precipitate in the martensite during even a quite rapid quench⁽¹⁰⁵⁾. Aging effects occur at room temperature or even somewhat below, so to study the properties of "martensite" per se is not so obvious as it might at first appear. An elegant method was devised by Winchell and Cohen⁽¹²⁹⁾ who added moderately large quantities of nickel thereby lowering M_s to prevent carbide precipitation while only altering the properties in a minor fashion, for which reasonable corrections could be made.

They were able to obtain values for hardness at room temperature both with and without some carbide precipitation. Precipitation causes a noticeable, but not dominant, change in hardness. The flow stress as a function of temperature for various compositions parallels the curve for polycrystalline iron but is displaced to higher values by an approximately constant amount. The magnitude of this shift in flow stress is a function of carbon content reminiscent of the change in hardness.

The properties of tempered martensites are of great industrial interest but have been discussed at length in many places (e.g. (59), (147)), and thus will not be reviewed here. We note in passing an interesting recent development by Honeycombe⁽¹³⁰⁾ and his co-workers who have shown significant effects on secondary hardening by quite small additions of unusual elements such as gold and uranium. The reasons for the phenomenon are still not well understood. We shall now consider martensite itself, and to do this intelligibly it will be necessary to briefly discuss what is known of the structure, mechanism of formation, and inherent properties.

1. The Structure and Properties of Martensite

The acicular microstructure characteristic of martensite has long been known, as, for high carbon materials, has its tetragonal crystal structure. However, high resolution optical microscopy and replica electron metallography did not cast much further light on the detailed internal structure of martensite. Transmission microscopy of thin films, initially by Kelly and Nutting⁽¹³¹⁾ has however been fruitful in suggesting some of the details inside a single martensite plate.

In discussing these details, it may be helpful to characterize the different bcc products which can form from austenite. The classic "plate" martensite in high-carbon iron alloys or iron-30% nickel forms on a habit plane well removed from $(100)_\gamma$, $(110)_\gamma$ or $(111)_\gamma$ with a shear angle of order 11° . The strain energy is large, and the undercooling below T_0 is about 200° corresponding to a driving force approaching 300 cal/mol of austenite. It may be shown that an invariant plane strain on the habit plane will produce the observed shape change but will not produce a bcc or bct lattice. To accomplish this, heterogeneous displacements, either slip or twinning, have been proposed to produce the correct lattice correspondence and orientation relationships⁽¹³²⁾ and have been observed by many workers.

There is a second morphology of martensite which tends to form as "laths" in $\langle 110 \rangle_\gamma$ often associated in clusters on $\{111\}_\gamma$. This is often found in lower carbon martensites, and in some of the transformable austenitic stainless steels. A shear is associated with this type of transformation. The free energy change is not known too exactly but is perhaps 100 cal/mol.

The third mechanism of austenite transformation which gives a bcc or bct structure is the "massive" type. This occurs generally at low supersaturations and does not involve a cooperative displacement of atoms with its associated surface shear. The free energy change is again a few tens of cal/mol.

On apparently rather rare occasions, martensite can also form at a free surface without forming throughout the bulk of a specimen⁽¹³³⁾.

The crystallography of these transformations has been extensively examined in an attempt to understand the possible homogeneous and heterogeneous shears which could explain all the facts. Some of the predicted structures from the various possible assumptions are indeed observed by thin film techniques but there are still some problems remaining. E.g what is the nucleus for martensite? How is the detailed structure related to properties? What fixes the choice between slip and twinning as the heterogeneous shear?

Plate martensite is characterized by the presence of fine $\{112\}_M$ twins, a few tens of Angstroms wide with a separation comparable to their thickness. The twins do not always occupy all of the martensite plate, and when they are present down the center may account for the mid-rib observed in the optical microscope. Slip is observed where there are no twins. The internal structure of martensite of course also plays a role in carbide precipitation during tempering and thus influences the engineering properties of materials used in practice.

Lath martensite shows no twins; all the heterogeneous shear is by slip. Studies are under way on the internal structure and the properties of the massive transformation products; they appear to be appreciably softer than carbon-free martensites⁽¹³⁴⁾.

It has long been established that the hardness of martensite is a sensitive function of carbon content⁽⁵⁹⁾. Many reasons for this have been proposed somewhat unconvincingly⁽¹³⁵⁾. Winchell's work, in collaboration with Cohen⁽¹²⁹⁾, mentioned earlier, has suggested that the internal defect structures observed have little to do directly with hardness, but that this is due primarily to solid solution strengthening by carbon.

There appears to be little doubt that this is true although the details of the processes suggested are perhaps not yet finally settled. Nitrogen has a very similar partial molar volume in martensite to carbon and should thus behave similarly if strain energy effects are dominant. Reports are somewhat conflicting. In a series of careful experiments on steels, Nehrenberg, Payson and Lilly⁽¹³⁶⁾ showed nitrogen was less effective than carbon as a hardening agent. On the other hand, Owen⁽¹³⁷⁾ reports that in Fe-N alloys, the hardness is very similar at equivalent atomic concentrations to Fe-C alloys.

Owen has also suggested recently⁽¹³⁷⁾ that the measurements of his group at high cooling rates to produce low carbon martensite (≈ 0.6 w/o C) show that this may be cubic rather than tetragonal; the explanation involves using the ideas on entropy of mixing of carbon atoms originally developed by Zener⁽¹³⁸⁾. If this is true, it may be responsible for giving the change in internal structure, slip in cubic (low carbon) martensites as the inhomogeneous deformation, and twinning in the tetragonal (higher carbon) martensites. Alloying elements change the entropy contribution by changing M_s to permit tetragonality to lower carbon contents. The idea is intriguing and should perhaps be explored further.

At very low carbon contents, there are also some interesting effects on the austenite-martensite transformation. It has long been debated whether pure iron could or would transform martensitically but it now seems to be accepted that the experiments of Sauveur and Chou⁽¹³⁹⁾ in 1929 did in fact do this. Recently, the effects of small amounts of interstitials have been reinvestigated by several workers. Philibert⁽¹⁴⁰⁾ and Woodilla et al⁽¹⁴¹⁾ showed that stabilization of

austenite required carbon, and Yeo⁽¹⁴²⁾ showed considerable isothermal transformation to martensite in iron - 25% nickel alloys if the carbon were sufficiently low. Bibby and Parr⁽¹⁴³⁾ have looked at the M_s of iron-carbon alloys as a function of carbon and show that the magnitude seems to be very sensitive to composition below 0.01 w/c C.

Carbon contents up to 0.15-0.20% produce interesting engineering materials as quenched in that they are quite strong but can have good ductility^(105, 144, 145). Sejnoha⁽¹⁴⁵⁾ has examined some of the time dependent processes which occur after quenching and concluded that a considerable number of "free" dislocations exist in as quenched low carbon steels. These free dislocations probably in part cause the low values of plasticity and resistance to delayed fracture characteristic of as quenched materials. Low tempering temperatures thus act both to pin the free dislocations, perhaps by vacancies, in addition to precipitation of an iron carbide.

It is apparent that our ideas on martensite are in a state of flux and thus it seems pointless to discuss martensite further until more data is at hand to answer some of the dilemmas.

Interesting practical offshoots which have been explored with great interest recently are the production of martensite from deformed austenite. Some of these processes (e.g. zeroiling) have been discussed briefly earlier; the "ausforming" process involves transformation following rather than during cold working. It appears that, in this process, by producing a substantial dislocation density in the austenite and causing stable carbides to precipitate on these dislocations, the martensite produced on subsequent cooling is stronger and tougher, presumably by some sort of inheritance. The structure of the martensite may also be changed from "twinned" to "slipped" following a change in composition of the austenite due to carbide precipitation. Details of the mechanism of the extra hardening, and methods of true practical application are being studied very actively, and a review seems premature in this report.

CONCLUSIONS

Re-examination of some of the "well-known" properties of steel, triggered in part by the availability of thin film microscopy, but also by a general refinement of other techniques, has created nothing less than a revolution in the steel industry. There are several beautiful examples of the phenomenon of "coupling" i. e. the application of ideas generated in basic research on a variety of materials to specific problems in the production of steels for various purposes.

It seems highly probable that a good deal of improvement in steels can be made by proper application of our present knowledge, and that new knowledge can perhaps be applied more easily as the microscopic approach to understanding of properties becomes widespread.

Strength and ductility are perhaps presently understood better than some other properties although much remains to be learned. A good deal of progress remains to be made in areas such as hot and cold formability, joining, the use of proper design for very anisotropic microstructures (such as strongly textured metals and composites), and finally the ever-present worrying area involving crack propagation by fatigue, impact, stress corrosion, etc. These are not easy problems, they often involve poorly defined situations, and a major difficulty is to know where to start. However, if they can be made to seem "respectable" in the eyes of the scientist interested only in knowing "why", by people doing good work in the area of knowing "how", and if these groups continue to interact strongly, continued steady progress must surely result.

ACKNOWLEDGMENTS

I am grateful to many friends and colleagues for providing manuscripts prior to publication and for numerous discussions. I am indebted also to Professor R. Sejnoha for comments on the manuscript. Financial support was provided by the Office of Naval Research and the National Science Foundation.

REFERENCES

1. L. S. Darken and R. P. Smith. *Ind. and Eng. Chem.* 43 1815 (1951)
2. R. J. Weiss and K. J. Tauer. *Phys. Rev.* 102 1490 (1956)
3. L. Kaufman, E. V. Claugherty, and R. J. Weiss. *Acta Met.* 11 323 (1963)
4. P. D. Anderson and R. Hultgren. *Trans. AIME* 224 842 (1962)
5. C. Kittel "Introduction to Solid State Physics" 2nd edition. John Wiley, New York (1956) Chapter 6
6. E. Scheil and E. Saftig. *Arch. Eisenhüttenw.* 31 623 (1960)
7. E. Scheil and W. Normann. *Arch. Eisenhüttenw.* 30 751 (1959)
8. R. P. Smith. *Trans. AIME* 224 105 (1962)
9. M. Hansen. "Constitution of binary alloys" McGraw-Hill, New York (1958) p 671
10. O. Einsehut and E. Kaupp. *Z. Elektrochem* 36 392 (1930)
11. E. Lehrer. *Z. Elektrochem* 36 383, 460 (1930)
12. V. G. Paranjpe, M. Cohen M. B. Bever, and C. F. Floe. *Trans. AIME* 188 261 (1950)
13. K. H. Jack. *Proc. Roy. Soc.* A208 200, 216 (1951)
14. J. D. Grozier, Ph.D. thesis Carnegie Institute of Technology (1963)
15. F. Wever. *Arch. Eisenhüttenw.* 2 739 (1928-1929) *Mitt. K.W.I. Eisenforsch* 13 193 (1946)

16. C. Zener. Trans. AIME 167 513 (1946)
17. W. A. West. Trans. AIME 167 535 (1946)
18. W. Oelsen and K. Wever. Arch. Eisenhüttenw. 19 97 (1947-1948)
W. Oelsen, Stahl und Eisen 69 468 (1949)
19. K. W. Andrews. J.I.S.I. 184 414 (1956)
20. R. P. Smith. J.A.C.S. 68 1163 (1946)
21. T. Ellis, I. M. Davidson and C. Bodsworth. J.I.S.I. 201 582 (1963)
22. L. Kaufman, S. V. Radcliffe and M. Cohen. "Decomposition of austenite by diffusional processes" Interscience, New York (1962)
p 313
23. E. Scheil. Arch. Eisenhüttenw. 22 37 (1951) 30 315 (1959)
24. H. I. Aaronson. Private Communication, Ford Scientific Laboratory
Dearborn, Michigan
25. C. L. McCabe, R. G. Hudson and H. W. Paxton. Trans. AIME 212 162
(1958)
26. O. Kubaschewski and G. Heymer. Acta Met. 8 416 (1960)
27. Y. Jeannin, C. Mannerskantz and F. D. Richardson. Trans. AIME 227
300 (1963)
28. J. H. Smith, H. W. Paxton and C. L. McCabe. Trans. AIME (in the
press)
29. J. F. Butler, C. L. McCabe and H. W. Paxton. Trans. AIME 221 479
(1961)
30. J. M. Cigan. Ph.D. thesis Carnegie Institute of Technology (1960)
31. K. M. Myles and A. T. Aldred. J. Phys. Chem. 68 64 (1964)
32. C. Zener. Trans. AIME 203 619 (1955)
33. J. H. Smith and R. A. Rapp. Unpublished work Carnegie Institute of
Technology (1958)

34. L. S. Darken and R. W. Gurry "Physical Chemistry of Metals" McGraw-Hill New York (1953) p 403
35. A. J. McEvily, Jr., R. H. Bush, F. W. Schaller and D. J. Schnitz ASM Trans. 56 753 (1963)
36. R. W. Heckel and H. W. Paxton. Trans. AIME 218 799 (1960)
37. K. Bungardt, E. Kunze and E. Horn. Arch. Eisenhüttenw. 29 193 (1958)
38. L. Kaufman and M. Cohen. Progress in Metal Physics vol. 7 p 165 (1958)
39. K. J. Irvine, D. T. Llevellyn and F. B. Pickering J.I.S.I. 192 218 (1959)
40. W. Steven and A. J. Haynes J.I.S.I. 183 349 (1956)
41. R. B. G. Yeo Trans. AIME 227 884 (1963)
42. J. N. Hobstetter. "Decomposition of Austenite by Diffusional Processes" Interscience, New York (1962) p 1
43. R. F. Mehl and W. C. Hagei. Progress in Metal Physics 6 74 (1956)
44. H. I. Aaronson "Mechanism of Phase Transformations in Metals" Institute of Metals, London (1956) p 47
45. R. W. Heckel and H. W. Paxton Trans. ASM 53 539 (1961)
46. G. Thomas and J. Nutting Acta Met. 7 515 (1959) R. B. Nicholson "Electron Microscopy and the Strength of Crystals" Interscience (1962)
47. A. S. Keh and H. A. Wriedt Trans. AIME 224 560 (1962)
48. A. S. Keh and W. C. Leslie Material Science Research 1 208 (1963)
49. W. S. Owen Trans. ASM 46 812 (1954)
50. H. S. Rosenbaum and D. Turnbull Acta Met. 7 664 (1959)
51. A. A. Noyes and W. W. Whitney Z. Phys. Chem. 23 689 (1897)
52. W. Nernst Z. Phys. Chem. 47 52 (1904)

53. C. Wert and C. Zener. *J. App. Phys.* 21 5 (1950)
F. S. Ham *J. Phys. Chem. Solids* 6 335 (1958)
54. H. I. Aaronson "Decomposition of Austenite by Diffusional Processes"
Interscience, New York (1962) p 387
55. H. W. Paxton *J. Chem. Phys.* 26 1769 (1957)
56. J. W. Cahn and W. C. Hagel) Symposium on Decomposition
M. Hillert) of Austenite by Diffusional
L. S. Darken and R. M. Fisher) Processes. Interscience N. Y. (1962)
57. J. W. Cahn and W. C. Hagel. *Acta Met.* 11 561 (1963)
58. C. Zener *Trans. AIME* 167 550 (1946)
59. E. C. Bain and H. W. Paxton "Functions of the Alloying Elements in
Steel" American Society for Metals, Metals Park, Ohio (1961)
60. J. J. Kramer, G. M. Pound and R. F. Mehl *Acta Met.* 6 763 (1958)
61. C. A. Dubé, H. I. Aaronson and R. F. Mehl *Rev. de Mét.* 55 201 (1958)
62. R. F. Mehl, C. S. Barrett and D. W. Smith *Trans. AIME* 105 215 (1933)
63. J. H. Smith, R. W. Heckel and H. W. Paxton *Trans. AIME* 218 566 (1960)
64. G. Kurdjumow and G. Sachs *Z Physik* 64 325 (1930)
65. W. Pitsch *Acta Met.* 10 898 (1962)
66. J. S. Bowles and C. S. Barrett *Prog. Metal Phys.* 3 1 (1953)
67. A. B. Greninger and A. R. Troiano *Trans. AIME* 145 291 (1941), 185
590 (1949)
68. T. Ko and S. A. Cottrell *J.I.S.I.* 172 307 (1952)
69. S. Rouze and W. A. Grube Reported in ref. 54
70. M. Hillert (unpublished research)
71. G. M. Pound and H. W. Paxton *Trans. AIME* 227 957 (1963)
72. J. W. Christian "Decomposition of Austenite by Diffusional Processes"

Interscience, New York (1962) p 371

73. J. D. Grozier, H. W. Paxton and W. W. Mullins. Trans. AIME (in the press)
74. G. Krauss and M. Cohen Trans. AIME 224 1212 (1962)
75. G. A. Roberts and R. F. Mehl Trans. AIME 154 518 (1943)
76. R. P. Zerwekh and C. M. Wayman Private Communication. University of Illinois
77. W. D. Swanson and J. G. Parr J. L. S. I. 202 104 (1964)
78. G. Molinder Acta Met. 4 565 (1956)
79. G. R. Speich Private Communication. United States Steel, Pittsburgh (1964)
80. R. B. G. Yeo and T. G. Scott Private Communication. International Nickel Company (1964)
81. V. N. Krivobok and A. M. Talbot Proc. ASTM 50 861 (1950)
82. C. R. Mayne ASTM STP 287 (1960) p 150
83. "Forming of Austenitic Chromium-Nickel Stainless Steels", International Nickel Company (1954)
84. A. Howie and P. R. Swann Phil. Mag. 6 1215 (1961)
85. P. R. Swann Corrosion 19 102 t (1963)
D. L. Douglass, G. Thomas and W. R. Rose Proc. 2nd International Congress on Corrosion, New York (1963)
86. Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture Interscience, New York (1959)
87. F. Pfaff Z. für Metallkunde 53 411, 466, (1962)
88. S. Mader, A. Seeger and H. M. Thieringer J. App. Phys. 34 3376 (1963)
89. G. Meyrick and H. W. Paxton Trans. AIME (in press)
90. J. Defilippi Private Communication, Carnegie Inst. of Technology (1964)

91. W. F. Barclay Ph.D. thesis, Case Institute of Technology (1964)
92. H. Hu and S. F. Goodman Trans. AIME 227 1454 (1963)
93. P. R. Swann and H. W. Pickering Corrosion 19 369 t (1963)
94. C. F. Martin and W. W. Gerberich Footnote in ref. (35)
95. P. R. Swann Private Communication, United States Steel, Pittsburgh, Pennsylvania (1964)
96. G. E. Dieter "Mechanical Metallurgy" McGraw-Hill, New York (1961)
97. W. A. Backofen, W. F. Hosford, Jr. and J. J. Burke Trans. ASM 55 264 (1962)
98. R. A. Grange Ninth Sagamore Conference on Deformation Processing (1962) (to be published)
99. Ref. 83 p 11
100. G. V. Kurdjumov et al. Phys. Metals Metallog. (U.S.S.R.) 6 85 (1958)
101. A. H. Gottrell and R. J. Stokes Proc. Roy. Soc. A233 17 (1955)
102. J. F. Breedis. Private Communication. Franklin Institute, Philadelphia (1964)
103. S. Floreen Private Communication. International Nickel Co., Inc. Bayonne, New Jersey (1964)
104. R. F. Decker, J. T. Eash and A. J. Goldman Trans. ASM 55 58 (1962)
U. S. Patent 3093519
105. R. H. Aborn Trans. ASM 48 51 (1956)
106. C. H. Shih, B. L. Averbach and M. Cohen Trans. ASM 48 86 (1956)
107. J. Taranto and M. Cohen Aerospace Research Laboratories Report. ARL 63-124 July, 1963.
108. A. Seeger "Dislocations and Mechanical Properties of Crystals" New York Wiley, (1957) p 1243
109. A. J. Lena "Precipitation from Solid Solution" ASM (1959) p 244

110. K. J. Irvine, D. T. Llewellyn, and F. B. Pickering J.I.S.I. 199 153 (1961)
111. R. F. Decker and S. Floreen "Precipitation from Iron-Base Alloys" Interscience, New York (in the press)
112. "Iron and its Dilute Solid Solutions" Interscience, New York (1963)
113. D. Graham and D. H. Tomlin Phil. Mag. 8 1269 (1963)
114. R. A. Johnson and A. C. Damask Acta Met. 12 443 (1964)
115. A. S. Keh and S. Weissman "Electron Microscopy and the Strength of Crystals" Interscience, New York (1962)
116. W. Carrington, K. F. Hale and D. McLean Proc. Roy. Soc. A 259 203 (1960)
117. J. C. M. Li J. Aust. Inst. Metals 6 206 (1963)
118. D. F. Stein and J. R. Low J. App. Phys. 31 362 (1960)
119. D. F. Stein, J. R. Low and A. U. Seybolt Acta Met. 11 1253 (1963)
120. R. H. Heyer, D. E. McCabe and J. A. Elias "Flat Rolled Products III" Interscience, New York (1962)
121. "Metallurgical Developments in Carbon Steels" Iron and Steel Institute Special Report 81 (1963)
122. W. T. Lankford, S. C. Synder and J. A. Bauscher Trans. ASM 42 1197 (1950)
123. R. L. Whiteley and D. E. Wise "Flat Rolled Products III", Interscience (1962)
124. T. E. Mitchell, R. A. Foxall and P. B. Hirsch Phil. Mag. 8 1895 (1963)
125. A. S. Keh "Direct Observation of Imperfections in Crystals", Interscience, New York (1962) p 213
126. E. T. Stephenson Trans. ASM 55 624 (1962)
127. K. E. Puttick Phil. Mag. 4 964 (1959)

128. H. C. Rogers Trans. AIME 218 498 (1960)
129. P. G. Winchell and M. Cohen Trans. ASM 35 347 (1962)
130. R. W. K. Honeycombe Private Communication, University of Sheffield (1964)
131. P. M. Kelly and J. Nutting Proc. Roy. Soc. A259 45 (1960) J. Iron and Steel Institute 197 199 (1961)
132. B. A. Bilby and J. W. Christian J. Iron and Steel Institute 197 122 (1961)
133. J. A. Klostermann and W. G. Burgers. Acta Met. 12 355 (1964)
134. W. C. Leslie and M. Cohen High Strength Materials Conference at Berkeley, California (1964)(to be published)
135. M. Cohen Trans. AIME 224 638 (1962)
136. A. Nehrenberg, P. Payson and P. Lillys Trans. ASM 47 785 (1955)
137. W. S. Owen Private Communication
138. C. Zener Trans. AIME 167 580 (1946)
139. A. Sauveur and C. H. Chou Trans. AIME 84 350 (1929)
140. J. Philibert Comptes Rendus. 240 190 (1955)
141. J. Woodilla, P. G. Winchell and M. Cohen Trans. AIME 215 849 (1959)
142. R. B. G. Yeo Trans. AIME 224 1222 (1962)
143. M. J. Bibby and J. G. Parr Iron and Steel Inst. 202 100 (1964)
144. C. C. Busby, M. F. Hawkes and H. W. Paxton Trans. ASM 47 135 (1955)
145. R. Sejnoha Kovové materiály 2 3 (1964)
146. C. W. Marschall DMIC Report 192. Batelle Memorial Institute, Columbus Ohio (1963)
147. "Precipitation processes in steels" Iron and Steel Institute Special Report No. 64
148. "Fracture of Solids" Interscience, New York (1963)

FIGURE CAPTIONS

- Figure 1 Separation of $G^\alpha - G^\beta$ into magnetic and non-magnetic parts⁽²⁾. KCW refers to values from reference (3); Γ are experimental from (6) and (7).
- Figure 2 The effect of pressure on the phase transformations in iron.
- Figure 3 Various values for a_{Cr} and a_{Fe} in Fe-Cr alloys between 1040°C and 1300°C. Broken lines are Raoult's law; iron activities are calculated from those of chromium by the Gibbs-Duhem equation.
- Figure 4 Comparison of observed and calculated austenite percentage for twelve steels containing chromium.
- Figure 5 Solubility of carbon in austenite in iron-chromium-carbon alloys. For illustrative purposes, the carbide with which the austenite is in equilibrium at temperatures below the arrow is assumed to be of constant composition. This same composition of carbide is in equilibrium with austenite above the arrow; steels of the compositions shown are of course in the fully austenitic condition at temperatures above the arrow.
- Figure 6 Grain boundary film half thickness versus the square root of growth time for steel C (1.2% C, 0.25% Si) and steel F (1.16% C, 0.061% Si) reacted at 800°C, along with the curve calculated for steel F at 800°C assuming carbon diffusion to be the rate controlling step.
- Figure 7 Stacking fault energies of various austenites.
- Figure 8 Stress-strain curves for single crystals of Co-Ni alloys at various temperatures. The orientation of the crystals was near the $[011]$ corner of the unit triangle.
- Figure 9 Stress-strain curves for single crystals of Fe-20% Cr-20% Ni. The orientation was close to the $[001] - [111]$ line and about 20° from $[001]$.

Figure 10 Effect of process annealing temperature prior to cold work and final anneal at 1800°F on yield strength of Type 304 base alloy containing 0.07% C. The process anneal affects the amount of NbC (NbC) available to anchor grain boundaries.

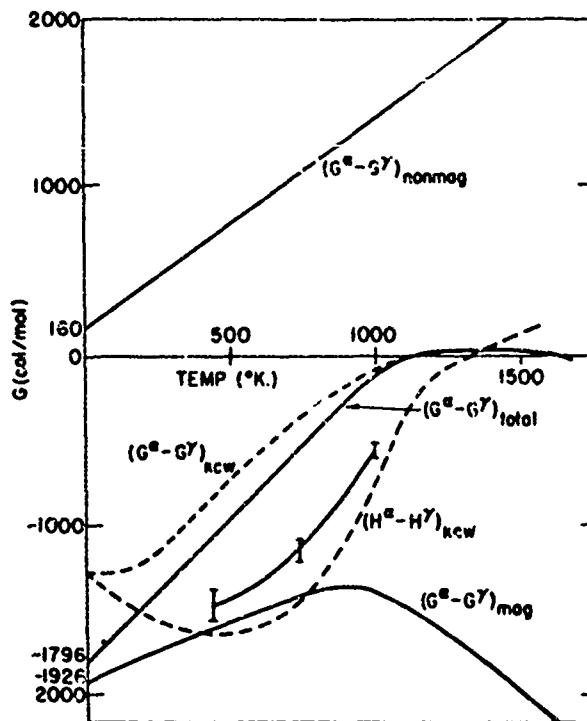


Fig. 1 Dependence on Temperature of the Free Energy of Pure Iron

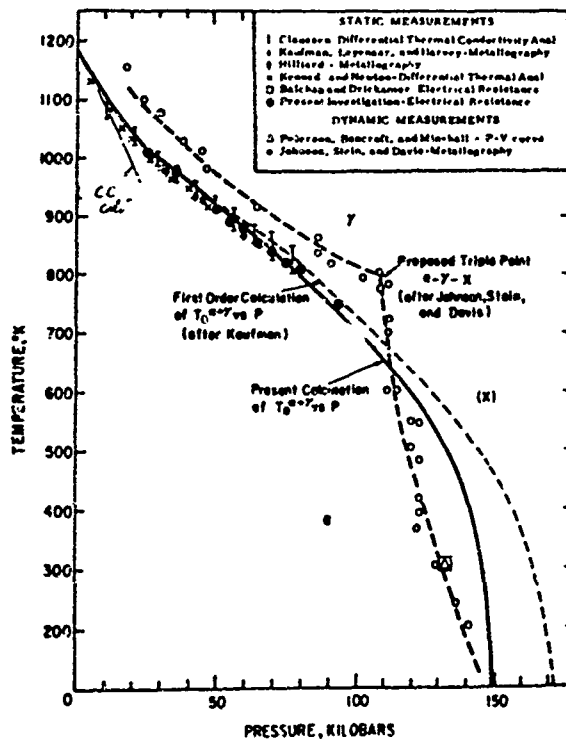


Fig. 2 Effect of Pressure on the Phase Transformations in Iron

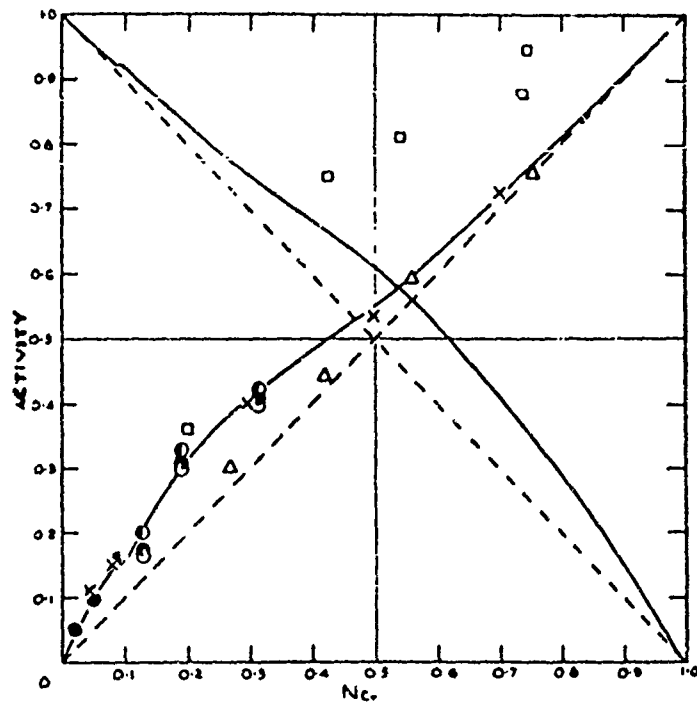


Fig. 3 Activities of Chromium and Iron in Fe-Cr Alloys: \odot 1300°C; \bullet 1200°C; \square 1040°C; \times 1341°C to 1370°C (Kubaschewski and Heymer); \triangle 1205°C to 1249°C (McCabe et al.) and \square 1100°C to 1300°C (Vintaikin). Broken Lines Raoultian Ideal; Iron Activities by Gibbs-Duhem Treatment of Chromium Curve

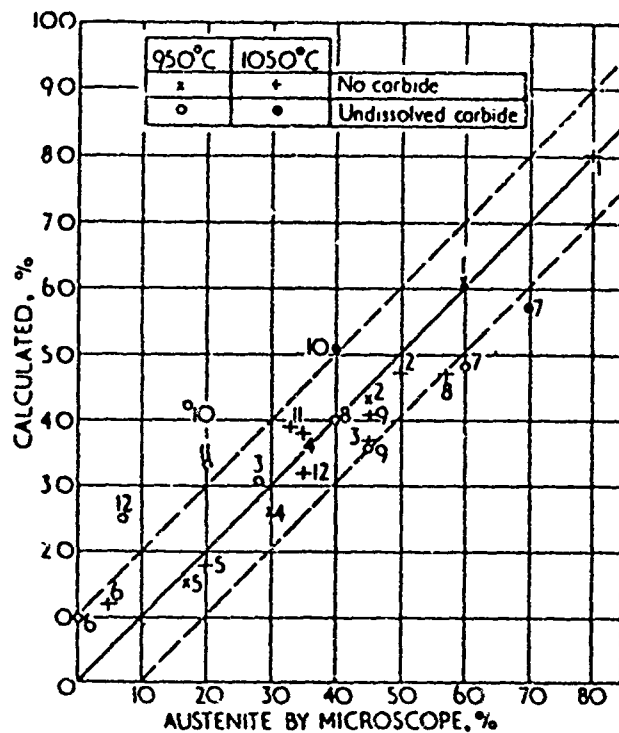


Fig. 4 Comparison of Observed and Calculated Austenite Percentage for Twelve Steels Containing Chromium

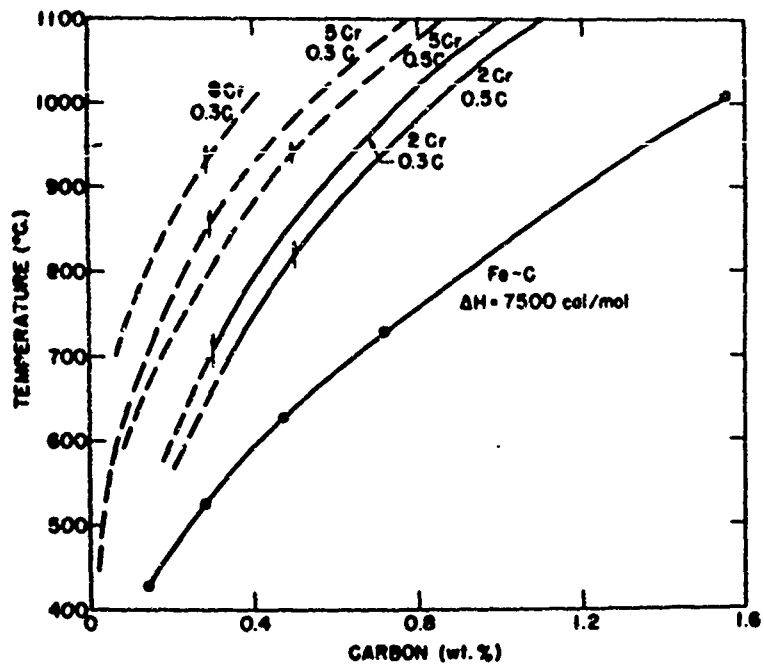


Fig. 5 Compositions of Austenite in Equilibrium with Carbides

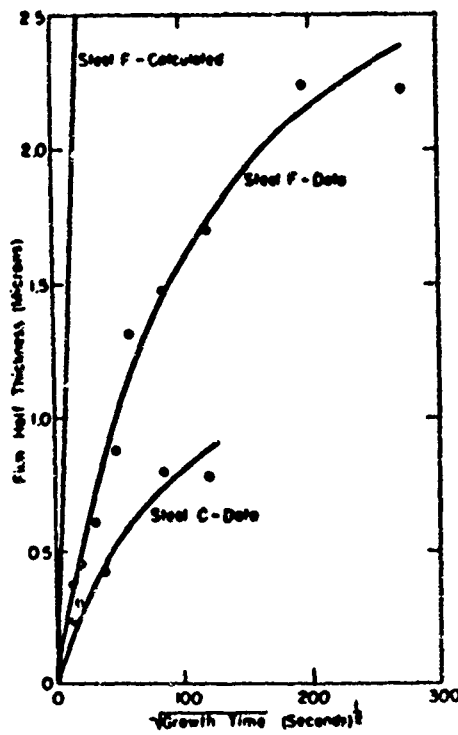


Fig. 6 Carbide Film Half Thickness vs. the Square Root of Growth Time. Comparison Between Calculated and Experimentally Determined Values

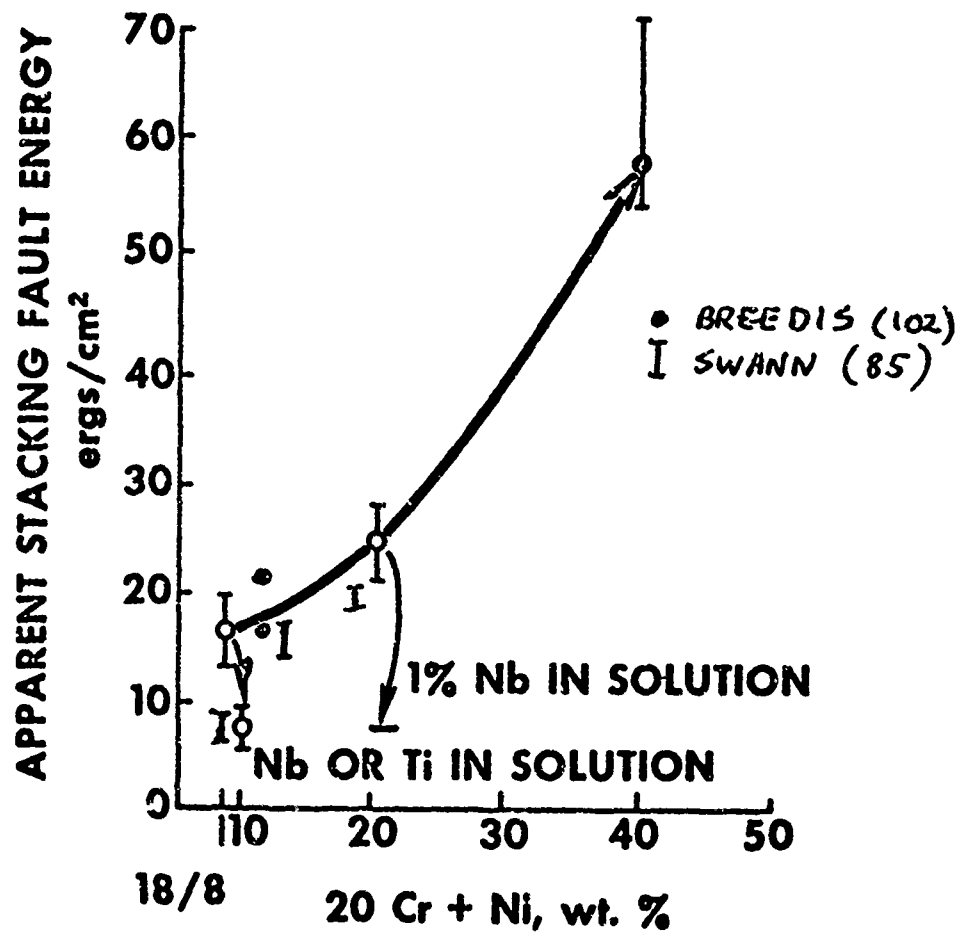


Fig. 7 Effect of Nickel Content on the Apparent Stacking Fault Energy of Cr-Ni Steels

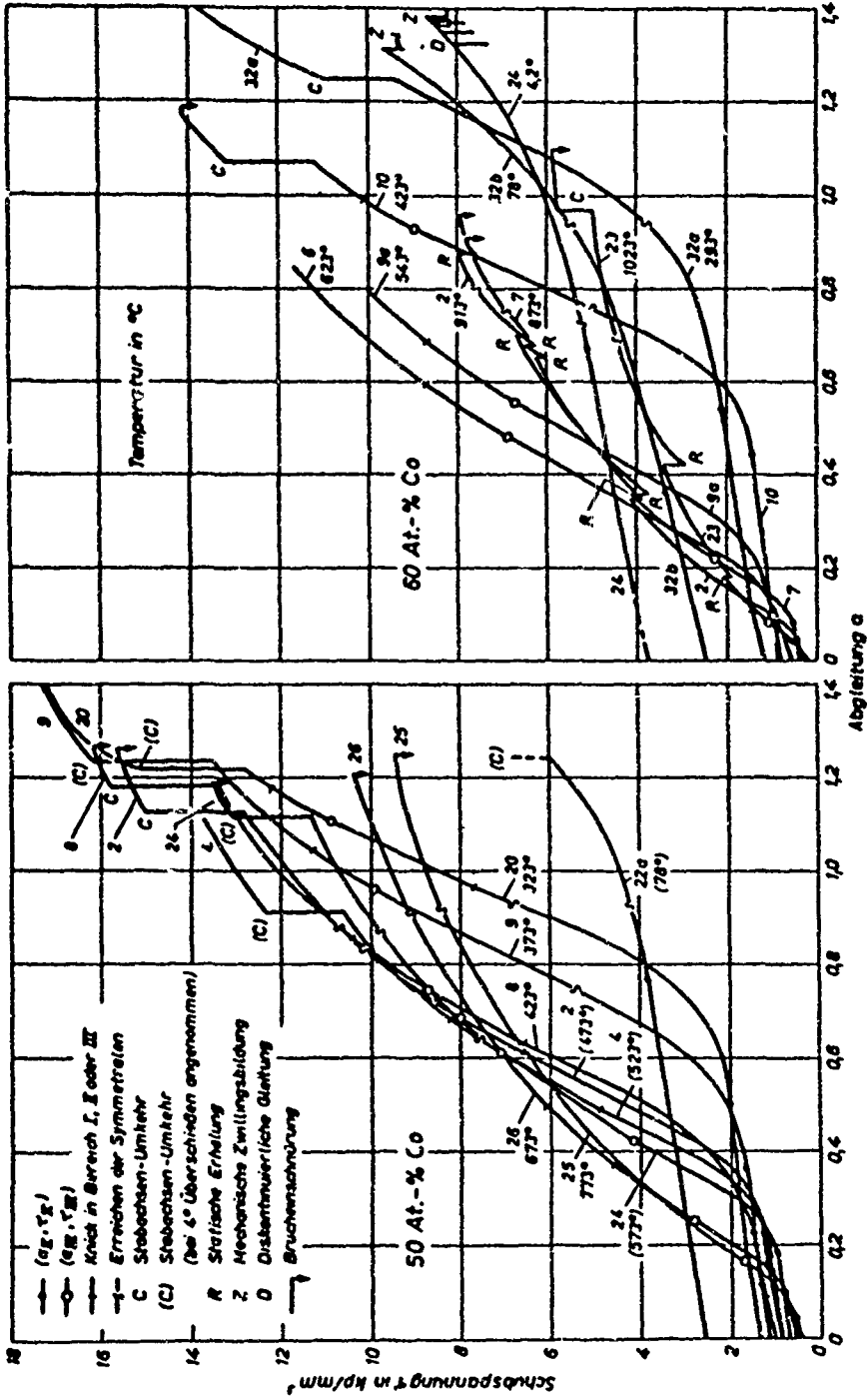


Bild 5 a. Nickel mit 50 At.-% Co
Bild 5 b. Nickel mit 60 At.-% Co
Bild 5 a und b. Verfestigungskurven einiger Nickel-Kobalt-Einkristalle

Fig. 8 Representative Stress Strain Curves for Austenite Single Crystals

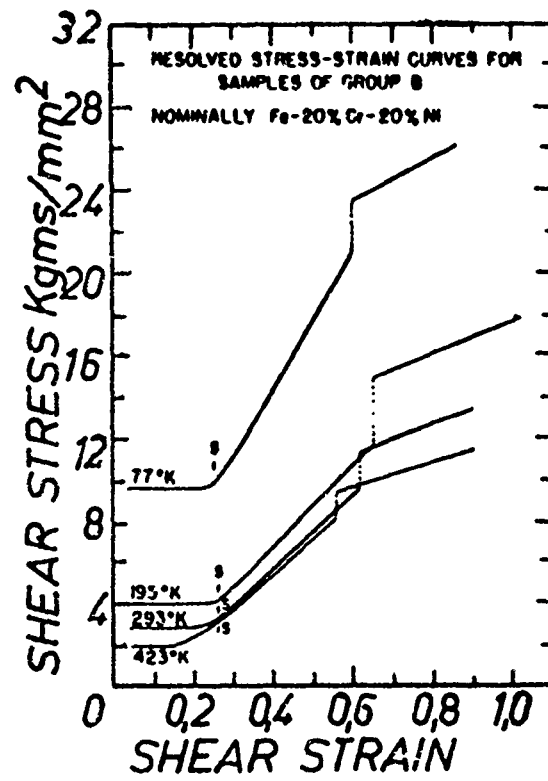


Fig. 9 Representative Stress Strain Curves for Austenite Single Crystals Extended at Various Temperatures

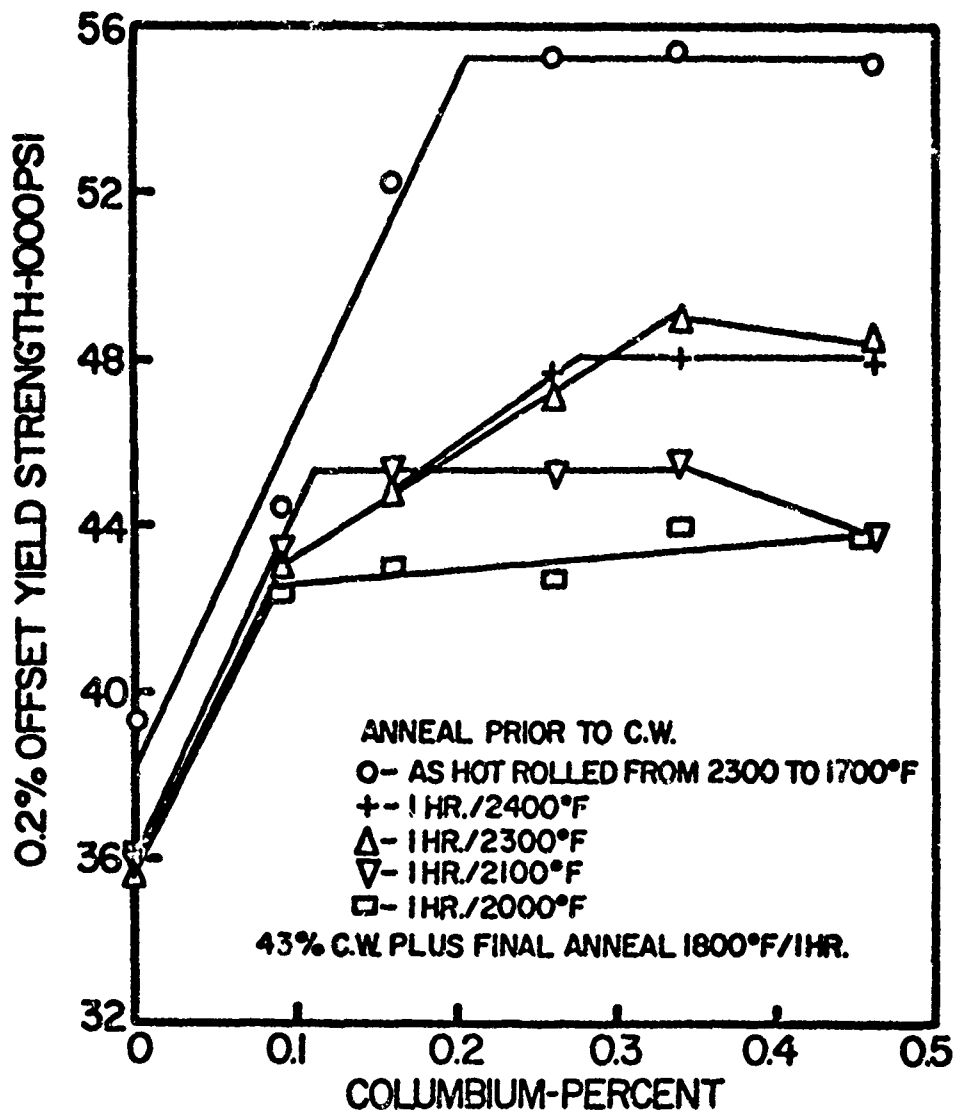


Fig. 10 Effect of Process Annealing Temperature Prior to Cold Work and Final Anneal at 1800° C F on Yield Strength of Type 304 Base Alloy with 0.07%C

NEW AMERICAN ULTRAHIGH-STRENGTH STEELS

by F. R. Morral*

About 35 years ago, the development of heat-treating techniques permitted production and use of alloy steels with yield strengths of 70 kg/mm². Recently, because of the needs of the aircraft and missile industries for materials with high-strength-density ratios, the ultrahigh-strength steels have been developed. These have yield strengths of 176 kg/mm² and above. Some engineers are beginning to think of steel as a "light" material, since each metallurgical advance adds kg/mm² to its strength and thus allows each gram of steel to support more weight.

One challenge for the development of these steels is that strengths of iron whiskers of nearly 1400 kg/mm² have been observed, while, theoretically, the strengths have been calculated to be about 2800 kg/mm². This has led to making composite materials with fibers. Today, however, I want to be primarily concerned with the strengthening of iron by the more conventional techniques of (1) alloying and (2) working. The type of strengthening will be controlled by chemical composition and possible work-hardening mechanisms. Iron may be strengthened by the following means:

- (A) Solid-Solution Strengthening
- (B) Martensitic Transformation
 - (1) Iron carbide in iron
 - (2) Other carbides in iron alloys
 - (3) Polymorphic transformation in low-carbon irons

* Research Associate at Battelle Memorial Institute, 505 King Avenue, Columbus, Ohio, U. S. A.

- (C) Hardening by Precipitation
- (D) Application of Mechanical Work
 - (1) At subzero temperatures
 - (2) Cold working
 - (3) Hot working

To obtain the best properties, the chemical composition of these iron alloys and steels must be balanced, and suitable heat treatments are required. Most of the alloys will be worked to obtain the proper shape.

Among the commercial high-strength steels, the following (see Table 1 for more complete chemical compositions) have found considerable use in U.S. aircraft and missile industries, as well as in construction and machinery applications:

- (1) Hot-work tool steels (H-11 types)
- (2) Low-alloy hardenable steels (AISI 4340 types)
- (3) Martensitic stainless steels (AISI 418, 422, etc., 12Cr - 0.17-0.28C)
- (4) Semiaustenitic PH stainless steels (PH 15-7Mo, 17-7PH, AM-355, 0.07-0.13C, 0.30-0.50C)
- (5) Austenitic stainless steels (HNM, A-286)
- (6) Martensitic low-carbon, high-alloy irons
 - (a) Stainless, containing 10 per cent Cr or more: AFC-77, AM-367
 - (b) Maraging steels

Groups 4 to 6 owe their final desirable mechanical properties to the precipitation hardening of a noncoherent phase in the martensite. The precipitation-hardening semiaustenitic steels (Group 4) are hardened by two methods: a double-aging treatment and a refrigeration-hardening treatment. The latter is preferred because it provides a higher strength and better corrosion resistance. Other treatments used are: (1) annealing, cold rolling (60 per cent), and aging, and (2) solution treatment, subzero cooling, cold rolling (20 per cent), and aging.

In addition, the cold-rolled austenitic stainless steels AISI 201, 202, 301, and 302 have been produced in large quantity in the United States. They possess the advantage of simplicity in manufacture and very high strength and corrosion

resistance, but they can be formed only to a limited extent. Typical compositions for these steels are also given in Table 1.

Quenching and Tempering

The following steps should be observed in ordinary heat-treating procedures in order to obtain material with high strength:

- (1) Austenitize or heat to a temperature approximately 100 F above the so-called upper critical temperature, or A_3 .
- (2) Harden by rapid cooling or quenching in a medium (salt bath, brine, water, oil, or air) to transform the austenite to martensite.
- (3) Temper or heat to a certain temperature for a certain time to obtain tempered martensite with more uniform properties and a desired degree of ductility.

Of all the alloying elements in steel, no element enhances mechanical properties as does carbon. However, at the same time, carbon content is often a significant factor adversely affecting the mechanical properties of steels. A quenched steel possessing carbon in excess of 0.25 per cent, if tempered in the region 500-600 F, shows a sudden decrease in ductility termed "500 F embrittlement". Another type of embrittlement which is found in alloy steels occurs on tempering in the 950-1150 F range. This temper brittleness is also aggravated by a high carbon content.

Retained austenite, which results in less than optimum properties, is often present after conventional quench and temper methods. Subzero cooling is often used to minimize retained austenite. Fortunately, retained austenite can now be detected because X-ray techniques for quantitative determination are available. Although retained austenite will transform to martensite, repeated tempering may be necessary to minimize its adverse effect. Untempered martensite reduces yield strength, tensile strength, and elastic limit in medium-carbon steels.

The phenomenon of quench cracking is a further limitation of high-strength

steels. Upon rapid cooling of many steels, cracks either visible or microscopic in size may be produced. It has been observed that if 4340 steel is water quenched, cracks will often appear unless the material is tempered very soon after quenching.

One further shortcoming of conventional hardenable steel is its susceptibility to embrittlement. Hydrogen can enter the steel during the steelmaking process, during heat treating in a high-hydrogen atmosphere, or during some surface treatment such as pickling or plating. Hydrogen affects the ductility of steel and often presents a serious problem. In this connection, it may be noted that bainite is very much less subject to hydrogen embrittlement than martensite, and that the cold working of a low-carbon steel appears to improve its resistance to this embrittlement.

Basically, these deleterious effects can be eliminated or minimized either by tempering at high temperatures, which tends to reduce the attainable strength, or by avoiding high carbon contents which produce a very strong but brittle martensite.

Modified heat-treating techniques to obviate some of the difficulties of the conventional heat-treating process are austempering and martempering, which have been discussed in a companion paper.

Thermomechanical Treatment of Steel

Early in 1950, an American metallurgist, J. Harvey, reported improved surface properties resulting from shot peening austenite just above the M_s temperature (1). Investigators at the Ford Laboratories baptized the process of deforming metastable austenite, "ausforming". One metallurgist defines this process as "one to mess up the structure of metastable austenite as much as possible before transformation so that the resultant martensite will be of ultra-fine dimensions". Other terms found in the literature for this process over the past ten years are: hot-cold working, Aus-Form, Austforming, austen-rolling, ausroll, and interrupted-quench mechanical working. The process is illustrated in Figure 1. This treatment consists in deforming austenite without recrystallization, before transformation to martensite. It has been observed that the strength of martensite formed from cold-worked austenite is greater than that obtained by conventional quench and temper techniques.

Results obtained on 60 different steels have been reviewed recently by Marschall(2), Figure 2 illustrates the effect of carbon on the strengths which can

be developed on conventional heat treatment and by the ausforming technique on a steel containing 3Cr - 1.5Si - 1 Mn - 1Ni - 0.5Mo⁽³⁾. Figure 3 shows hardness temper curves for three steels--low, medium, and high alloy, 300 M, H-11 (modified), and Vasco MA, respectively.

In ausformed 300 M, hardness response appears similar to that resulting from conventional treatment, except for the over-all increase in hardness (see Figure 3). Conversely, the curves for the other steels are relatively flat, giving no evidence of secondary hardening and showing greater resistance to overtempering. H-11 modified and Vasco MA steels overtemper at about 150 F above the conventionally treated steels. It is of interest to note, too, that the special treatment has eliminated the secondary hardening response and enhanced the resistance to softening of the latter two higher alloy steels.

Figure 4 gives mechanical properties, showing that the yield and tensile strength of Vasco MA and H-11 modified steels are almost constant over the tempering range. At higher strength levels, ductilities are generally equal to or greater than those in the same steel processed conventionally. These properties are obtained by deforming the steel over 90 per cent reduction in area at 1100 F. However, any amount of deformation in excess of 60 per cent gives a highly desirable combination of strength, hardness, and ductility to the alloy.

Table 2 lists the modes of fabrication which have been evaluated. Figure 5 compares the endurance limit of H-11 steels processed by the two techniques, and Figure 6 illustrates their mechanical properties from -320 to 1200 F.

Since ausforming combines fabrication and heat treatment in one manufacturing operation, the part must be formed and strengthened at the same time. This imposes obvious limitations on the size, shape, and subsequent machining and joining operations. Considering these limitations, the following is a partial list of potential applications: torsion bars, coil springs, punches, dies, cutting tools, shears, high-strength bolts, aircraft parts, landing gears, and forgings for earth-moving and agricultural equipment. As may be seen, ausformed steels compete with materials such as hard facings, cemented carbides, and heat-treated construction steels in which there are long and well-established experiences.

The mechanism by which these enhanced properties are achieved is not yet known. However, it is probably associated with refinement of carbide dispersions, and refinement of the martensitic-plate size is an important factor. In fact, the precipitation of intermetallic phases may take the place of carbide dispersions, as in the maraging steels⁽⁴⁾.

Of interest to you may be a laboratory technique which was developed by BISRA for assessing the response of steels to thermomechanical manipulation⁽⁵⁾. Influence of the following factors can be studied with this equipment: austenitizing

conditions (temperature and time), isothermal working conditions (temperature and time, degree and rate of working), quench rate to room temperature and subsequent tempering treatments.

Mar-Straining (or Prestrain) and Retempering

The Mar-straining process has been evolved by modifying conventional heat treatment through the introduction of plastic deformation. Tensile strength near 246 kg/mm^2 can be readily obtained with yield-tensile ratios approaching 1.0 and good ductility. The process is relatively simple. The steel is first heat treated in the normal manner to a high tensile strength (austenitized, quenched, and tempered at a low temperature). It is then prestrained (deformed a small amount--0.4-3.0 per cent), after which it is retempered for a period of 1-2 hours at a temperature usually lower than that used for the original temper. Some of the variables in the process are the properties before deformation, the mode and amount of deformation, and the retempering temperature. The mechanism of hardening is believed to be a combination of work hardening and strain aging. Table 3 summarizes some of the properties of some commercial steels commonly used in the United States.

Table 4 compares some mechanical properties obtained on Vascojet 1000, a modified A-11 steel, when processed by ausforming, marstraining, and conventional heat treatments to a tensile strength of 300,000 psi or higher.

Low-Carbon Martensite Alloys

Iron-base alloys that exhibit martensitic transformation in the absence of carbon differ in several respects from their counterparts containing carbon: (1) the hardenability of the carbon-free alloys is usually quite high, (2) the as-quenched hardness is generally much lower than when appreciable quantities of carbon are present, and (3) the reactions occurring during reheating of carbonless martensite and the resultant changes in properties may be remarkably different from those observed in carbon-containing martensite.

A series of new steels has been developed in the United States which is causing considerable interest throughout the world--the maraging steels. The reasons for the interest are evident from their characteristics, most significant

of which are:(6)

- (1) Extremely high yield strengths (140-210 kg/mm²).
- (2) Simple heat-treatment procedures, coupled with a low-temperature aging cycle (482°C). Close control is necessary, however, to insure consistent and reliable results.
- (3) Good weldability.
- (4) Good ductility which results in good formability.
- (5) Low notch and crack-growth sensitivity.
- (6) Adsorption of hydrogen in pickling or plating does not impair ductility.
- (7) No decarburization problem.
- (8) Possibility of nitriding surfaces to give higher wear resistance.
- (9) User has a choice of processing techniques to avoid detrimental effects on properties.

These martensitic low-carbon precipitation-hardening steels are strengthened by a phase which precipitates throughout the martensite on the low-temperature (482°C) aging treatment. Fabrication techniques and physical and mechanical properties of these steels (available in grades of 140, 176, and 211 kg/mm²) are given in Table 5.

One disadvantage of these steels is their low corrosion resistance. Certain investigators, pursuing a somewhat different approach, have developed alloys which depend on the same mechanism of hardening, but whose matrix contains

chromium in solid solution to provide corrosion resistance. Table 6 indicates melting techniques used, working, heat treatment, and other manufacturing data. It also gives data on physical and mechanical properties. Many data are being accumulated, and the literature should be examined for details(7).

Many methods of melting (most of them mentioned in a companion paper) have been tried on maraging steels. Economy and desired properties are the decisive factors in a selection. Air melting, air melting and vacuum degassing, vacuum-induction melting, air melting and consumable-electrode vacuum arc remelting, and shell molding have been used. Among the working techniques used, hot and cold working, roll forming, shear spinning, forging, different amounts of work, thermo-mechanical treatments, resolution annealing after working, and aging after working have been investigated.

It appears that the maraging steels may compete with the low-alloy ultra-high-strength steels and, in some instances, with stainless steels.

Conclusions

The steel metallurgist is still far from the theoretical strength of iron whiskers ($2,800 \text{ kg/mm}^2$) and even far from the practical strength of $1,400 \text{ kg/mm}^2$. However, he has come a long way from the strengths of 35 kg/mm^2 common for construction steels at the beginning of this century, for he will soon be pushing the 350 kg/mm^2 limit. The practical use of the steels seems to be primarily in the area of 176 kg/mm^2 , which can be obtained by a number of techniques which depend on the proper balance of chemical composition, hot-cold work, and heat treatment.

REFERENCES

1. Harvey, J. R. Iron Age, December 27, 1951, 70-71
2. Marschall, C. W. Defense Metals Information Center Report No. 192, October, 1963
3. Zackay, V. F., Justusson, W. M., and Schmatz, D. J., Metal Progress, 80, September, 1961, 68
4. Cohen, M. 14th Hadfield Memorial Lecture "On the Development of High Strength in Steel", J. Iron & Steel Inst., 201 (10th), 1963, 833-841; Irvine, K. J., J. Iron & Steel Inst., 200, 1962, 820-836; "High-Strength Steels", The Iron & Steel Inst. Special Report No. 76, London, England, 1962
5. Iron & Steel, May, 1963, 213-214
6. Morral, F. R., Cobalt (21), December, 1963, 190-192
7. Campbell, J. "The Mechanical Properties of 18-Ni Maraging Steels", Defense Metals Information Center Memo in preparation

TABLE 1. CHEMICAL COMPOSITIONS OF STEELS

Type	Chemical Composition, per cent								Tensile Strength, ksi
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	Other	
300 M	0.40	0.75	1.6	1.8	0.90	0.40	0.1		200-280
AISI 4340	0.40	0.65	0.3	1.8	0.80	0.25	-		26-280
Rocoloy 270	0.39	0.70	1.0		1.10	0.25	0.15	1-2 Co	260-280
H-11 modif.*	0.40	0.30	0.90		5.00	1.30	0.45		220-300
Vasco MA	0.54		0.22		4.00	5.00	1.00	1 W, 8 Co	220-300
AISI 418	0.17	0.50m	0.50m	2.00	13.00	0.5 m		3 W	
422	0.22	0.65	0.35	0.70	12.00	1.0	0.25	1 W	
PH 15-7 Mo	0.07	0.60	0.40	7.00	15.00	2.25		1.15 Al	190
17-7 PH	0.07	0.60	0.40	7.20	17.10			1.15 Al	190
AM-355	0.13	0.95	0.5 m	4.35	15.50	2.75		0.10 N	190
HNM	0.30	3.50	0.50	9.50	18.50			0.25 P	
A-286	0.50	1.35	0.95	26.00	15.5	1.25	0.30	0.20 Al, 2.0 Ti	
AISI 301	0.10	0.80	0.50	7.00	17.00			0.15 N	200
302	0.15m	2.00m	1.00m	8-10	17-19				
201	0.10	7.00	0.75	4.00	17.00			0.10 N	
202	0.15m	7.5-10.5	1.00m	4-6	17-19			0.25 N m	
HP 9-4-25	0.25			8.5				3.75 Co	
HP 9-4-45	0.45			8.5				3.75 Co	
Maraging	0.03	0.1	0.1	16-17.5		4.4-4.9		0.15-0.45 Ti, 0.05-	
Cast								0.15 Al, 9.5-11 Co	
Maraging	0.03			17-19		3-3.5		0.15-0.25 Ti, 0.05-	
200								0.15 Al, 8-9 Co	
Maraging	0.03			17-19		4.6-5.2		0.3-0.5 Ti, 0.05-	
250								0.15 Al, 7-8.5 Co	
Maraging	0.03			18-19		4.6-5.2		0.5-0.8 Ti, 0.05-0.15	
280								Al, 8.5-9.5 Co	
AM-367	0.03	0.15m	0.15m	3.5	14.0	2.00		0.5 Ti, 15.5 Co	
AFC-77	0.15			14.5	14.5	5.00	0.5	0.5 N, 13.5 Co	
Pyromet X-									
12	0.12	0.9	0.25	10.5	10.5	4.75		1.25 Cu, 6.0 Co, 0.08 N	

* Vascojet 1000.

TABLE 2. WAYS TO AUSFORM STEEL

Operation	Shapes
Rolling	Rod, bar, plate, sheet
Extrusion	Rod
Shear spinning	Tubes (up to 10 in. in diameter)
Forging (hammer)	Bar, plate
Explosive forming	Tubes (up to 3 in. in diameter)
Deep drawing	Tubes (up to 12 in. in diameter)

TABLE 3. PROPERTIES OF MARSTRAINED STEELS

Steels	Austenitize	Pretemper	Strain, %	Retemper	T.S., Y.S.		Elongat., %
					ksi	ksi	
SAE 4340	1525 F - 40' O. Q.	400 F - 1 hr	1	400 - 1 hr	296	296	6.2
	1525 F - 40' O. Q.	400 F - 1 hr	1	400 - 1 hr	340	340	(a)
	1525 F - 40' O. Q.	500 F - 1 hr	1	300 - 1 hr	334	334	3.0
300 M	1650 F - 30' 350 F salt	400 - 2 + 2	1	350 - 2 hr	305	300	3.0
	1650 F - 30' "	600 - 2 + 2	1	400 - 2 hr	316	312	2.5
Vascojet 1000	1850 F - 30' Air Q.	1000 - 2 + 2	1.5	600 - 2 hr	304	302	4.5

(a) Broke outside gage marks.

TABLE 4. MECHANICAL PROPERTY COMPARISON OF VASCOJET 1000 BY VARIOUS PROCESSES

Process	Tensile Strength, Yield Strength, Elongation,		
	ksi	ksi	%
Ausforming (Figure 3)	410	390	5
Marstrained (Table 3)	304	302	4.5
Conventional (Figure 3)	300	240	8

TABLE 5. MARAGING STEELS

Company, Trade Name	Composition											Remarks		
	C ^a	Mn ^b	Si ^b	P ^b	S ^b	Ni	Co	Mo	Ti	Al	B ^c		Zn ^d	Cu ^e
Allegheny Ludlum														
Almar 18 (200)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17/19	8/9	3/3.5	0.15/0.25	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
(250)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17/19	7/8.5	4.6/5.2	0.3/0.5	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
(300)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18/19	8.5/9.5	4.6/5.2	0.5/0.8	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Bethlehem Steel														
M-250	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17/19	7/8.5	4.6/5.2	0.3/0.5	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Carpenter														
NIMark I	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17/19	7/8.5	4.6/5.1	0.3/0.5	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
International Nickel														
Marage - Cast														
Marage 200	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	16/17.5	9.5/11	4.4/4.9	0.15/0.45	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Marage 250	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17/19	8/9	3/3.5	0.15/0.25	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Marage 280	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17/19	7/8.5	4.6/5.2	0.3/0.5	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18/19	8.5/9.5	4.6/5.2	0.5/0.8	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Latrobe														
Marvac 18LT (200)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	17.5/18.5	6.5/7.5	3.5/4.5	0.15/0.25	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
18 (250)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18/19	7.5/8.5	4.5/5.5	0.40/0.55	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
18A (280)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18/19	8.5/10	4.5/5.5	0.6/0.8	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Republic														
RSM 200	0.03					18	8.5	3.25	0.2					
Special Metals														
Udimet B250	0.03	0.1	0.1	0.005	0.006	17/19	7/8.5	4.6/5.2	0.3/0.5	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
B300	0.03	0.1	0.1	0.005	0.006	18/19	8.5/9.5	4.6/5.2	0.5/0.8	0.05/0.15	0.003	0.02	0.05	
Universal Cyclops														
Unimar 18 (300)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18.5	9	5	0.65	0.1	0.003	0.02	0.05	
(250)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18	7.5	5	0.35	0.1	0.003	0.02	0.05	
(200)	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18	8.5	3.25	0.20	0.1	0.003	0.02	0.05	
Vanadium Alloys														
VascoMax 300 CVM	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18.5	9	4.8	0.6	0.1	0.003	0.02	0.05	
250 CVM	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18.5	7.5	4.8	0.4	0.1	0.003	0.02	0.05	
250 AM	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18.5	7.5	4.8	0.4	0.1	0.003	0.02	0.05	
200 AM or CVM	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18.5	8.5	3.2	0.2	0.1	0.003	0.02	0.05	
250 W CVM	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18	8	4.5	0.4	0.1	0.003	0.02	0.05	
300 W CVM	0.03	0.1	0.1	0.01	0.01	18	10	4.5	0.6	0.1	0.003	0.02	0.05	

^aMaxima.
^bAdded.

^cFiller wire for MIG and TIG welding of VascoMax 250 and 300, respectively.

Guaranteed properties on request

250 yield strength guaranteed

Low TI

MARAGING STEELS

Typical Properties*

Type (0.2% Y.S.)	Cast	200	250	250 AM	280	Remarks	
Melting	Ind. F. under A atmosphere	2600-2650	-----Air or vacuum consumable electrode-----				
Hot Working		-----2300 F max. - 1500 F min.-----					
Forging		-----2 hrs at 2300 F - finish at 1600 F-----					
Rolling		-----1750-1900 F - finish at 1500 F-----					
Cold Working		-----up to 75%-----					
Heat Treatment		-----1475-1525 F - 1 hr + 1 additional hr per inch thickness - air cool-----					
Homogenize	4 hrs at 2100 F	-----875-925 F - 3-6 hrs - air cool-----					
Solution anneal	3 hrs at 900 F	-----possible by most methods - inert gas or coated electrode preferred-----					
Precipitation		-----similar to AISI 4340 of equal hardness-----					
Welding		-----good to stress corrosion by sea water and industrial atmospheres-----					
Machinability		-----better than 5% Cr steels-----					
Corrosion Resistance		-----0.289 lb/cu in.-----					
Scaling Resistance		-----for 70-900 F - 5.6 x 10 ⁻⁶ in./in./F-----					
Physical Properties		-----annealed 60-61 microhm-cm - Maraged - 38-39 microhm-cm-----					
Density		When H=250 oe 16,500 gauss					
Coefficient thermal expansion		H=5,000 oe 18,550 gauss					
Electrical resistivity		5,500 gauss					
Magnetic Properties		28.1 oe					
Intrinsic Induction		200 (M)					
Remanence		RT 26.5					
Coercive force		800F 22					
Maximum permeability		RT 27.3					
Mechanical Properties		800F 24					
Modulus of elasticity, (E) x 10 ⁶ psi		RT 27.5					
		800F 24					
		900 23.1					Different sources

MARAGING STEELS

Typical Properties*

Type (0.2% Y.S.)	Cast	200	250	250 AM	280	Remarks
Poisson's ratio			0.30			
Strain hardening exponent n			0.039			
Compression strength, ksi (0.2% Y.S.)		149 (A) 265 (M)	149.5 (A) 247 (M) 143 (M)		150 (A) 317.5 (M) 171 (M)	(A) = annealed (M) = Maraged
Shear U.T.S.					494 (M) 394 (M)	
Bearing strength: Ultimate Yield						
Ultimate tensile strength, ksi	240-260	150 (A) 263 (M) RT 600 900 1000	263 244 208 166	140 (A) 264 (M) RT 600 900 1000	260 226 197 156	150 (A) 288 (M) RT 600 900 1000
Yield strength (0.2%), ksi	225-250	135 (A) 210 (M) 200 (M)	254 234 192 150	RT 600 900 1000	251 212 175 140	RT 600 900 1000
Elongation in %	5-9	15	11 11.5 16.5 23	RT 600 900 1000	11 11 14.5 20	RT 600 900 1000
Reduction of Area %	10-35	67	56.1 56 64.6 72.9	RT 600 900 1000	56 56 61.6 72.9	RT 600 900 1000
Fatigue strength, 10 ⁸ cycles in ksi			115	105 45°	125	
Impact strength, ft/lbs Charpy V-notch	9-15	-200 RT 300 900 1000	15 18 19 47 50 71	-320 -200 RT 300 900 1000	13 15 19-22 35 34 45	-320 -200 RT 300 900 1000

*Notched bar

MARAGING STEELS

Typical Properties*

Type (0.2% Y.S.)	Cast	200	250	250 AM	280	Remarks
Hardness, R _C	50-55	44	50-52	48-52	53-55	
Notch tensile strength, K _t = 10 in ksi	313-354	330	K _t = 9 390	380	420	
Notch/smooth T.S. K _t = 2 10-12	1.20-1.44	1.55	Sheet	1.49	Sheet	Bar
		1.60	Bar	1.41	Bar	1.45
Stress rupture		-320	0.67	0.68	-320	0.56
		RT	0.94	0.90	RT	0.80
Stress rupture		Temp., F	1000	800	900	1000
		Stress, ksi	75	175	150	100
Stress rupture		Hours	244	38	6.7	4.6
		Elong.	26	13	17	32
Stress rupture		Stress	150	125	75	226
		Hours	561	38	48	28
Stress rupture		Elong.	13	24	31	

Different sources

----Sheet, strip, plate, bars, wire, tubing, extrusions, billets, forgings----

Applications Rocket motor cases, landing gear and other structural assemblies for aircraft, pressure vessels, shafting, mortar tubes, railway equipment, heavy duty trucks and vehicles, bolts and fasteners, tubing, hydro/oils, cryogenic hardware, oil field components, extrusion dies, and other tooling assemblies

*The properties of these steels will vary with the size and processing used; for example, properties on large forgings may be somewhat less than those indicated.

Prepared by F. R. Morral
Cobalt Information Center
505 King Avenue
Columbus 1, Ohio

TABLE 6. COBALT-CONTAINING PRECIPITATION-HARDENING STEELS

Property	Alleghehy Ludlum AM-367	Crucible Steel AFC-77	Carpenter Pyromet X-12	Republic Steel HP 9-4-25	Republic Steel HP 9-4-45
Composition:	0.03 C m, 0.15 Mn m, 0.01 P m, 0.01 S m, 0.15 Si m, 14 Cr, 3.5 Ni, 15.5 Co, 2 Mo, 0.5 Ti	0.15 C, 14.5 Cr, 13.5 Co, 5 Mo, 0.5 V, 0.5 N	0.12 C, 10.5 Cr, 6 Co, 4.75 Mo, 1.25 Cu, 0.08 N, 0.9 Mn, 0.25 Si	0.25 C, 8.5 Ni, 3.75 Co	0.45 C, 8.5 Ni, 3.75 Co
<u>Fabrication</u>	Vacuum arc 2200 - 1500 F 2050 - 1500 F Anneal 1400(a) - 1500 F (b); refrig. at -100 F 16 hrs; age 800 F for 24 hrs or 850 F for 8 hrs.	Vacuum and air 2300 - 1600 Austenitize 2000 F - oil quench (1400 F, 2 + 2 hrs) (A); aus- tenitized at 2000 F, oil quenched, refrig. at -100 F 1/2 hr, tempered at 900 for (D), 1100 for (E) 2 + 2 hrs Very good Good	Vacuum and air 2050 1300 F - 2-4 hrs, 1700 F - 1 hr - a.c.; (a) 900 - 2-4 hrs-a.c. (b) 1100 - 2-4 hrs-a.c.	Vacuum and air Austenitize 1550 F - oil quench or a.c. - double temper 2 hrs - air cool	Vacuum and air 2150 max, 1750 min Hot: 2050 max, 1650 min Austenitize 1450 F - oil quench - refrig. - 120 F 2 hrs - double temper 2 hrs - air cool
<u>Weldability</u> <u>Machinability</u>	Good Comparable to low alloy steels of equivalent hardness	Good Good	Comparable to AMS 5616	Good	Good
<u>Corrosion Resistance</u>	Depends on surface preparation (see manufacturer)	Equal or better than semi aus- tenitics. Up to 1200 F (at- mospheric and oxidation)			
<u>Physical Properties</u>	Density Coefficient thermal expansion, 10^{-6} in/in°F	0.286 lb/cu in. 70-900 F - 6.9	70-1100 F - 6.36	0.28 lb/cu in. 68-800 F - 6.4	0.28 lb/cu in. 68-800 F - 6.2
<u>Mechanical Properties</u>	Modulus of elasticity, 10^6 ksi	29/30	29/30	29/30	29/30

4111016

COBALT-CONTAINING PRECIPITATION-HARDENING STEELS

Property	Allegheny Ludlum AM-367		Crucible Steel AFC-77		Carpenter Pycmet X-12		Republic Steel HP 9-4-25		Republic Steel HP 9-4-45		
	(a)	(b)	I	II	A	CW-1100 F	(a)	(b)	RT	RT	
Tensile Strength, in ksi	RT	225	270	290	178	341	236	190	RT	250 (T-400)	
	-100	250	218	258	178	55%	205	--	RT	260 (T-1000)	
			--	176			165	125	1000		
			290	305			70	75	1200		
Yield Strength, 0.2% offset, in ksi	RT	220	212	212	138	270	210	156	RT	220 (T-400)	
	-100	280	150	199	138	55%	160	--	RT	190 (T-1000)	
		240	150	164			150	107	1000		
			110	130			70	67	1200		
Elongation, in %	RT	4	22	10	13	6	13	15	RT	250 (T-400)	
	-100	3	14	10	13		11	--	RT	235 (T-600)	
			1000	15			11	21	1000		
			1100	23			28	26	1200		
Reduction of Area, %	RT	60	55	32	45		35		RT	30 (T-400)	
	-100		48	46			29		RT	40 (T-600)	
			1000	50			39		1000		
			1100	64			82		1200		
Hardness	RT	55 Rc	55 Rc	54 Rc	38 Rc		Rc 50/52	39/40	RT	BIN 500-600 (Normalized)	
	48 Rc								Rc 50-55 (heat treated)		
Impact Strength, ft./lbs	-100	6.0°							RT	-320 18 (400 F)*	
	75	32.5							100	RT 26 (400 F)	
	212	45.0							150	-320 17 (600 F)	
									200	RT 23 (600 F)	
Fracture Toughness, ksi									300		
		<u>Net Fracture Strength</u>		<u>Net Fracture Strength</u>		<u>Net Fracture Strength</u>		<u>Net Fracture Strength</u>		<u>Net Fracture Strength</u>	
		193 (600 F)		220 (1000 F)		220 (1000 F)		260 (0.08" sheet 400 F)		260 (0.08" sheet 400 F)	
		194 (700 F)		(0.18" sheet)		(0.18" sheet)		170 (0.18" sheet 400 F)		170 (0.18" sheet 400 F)	
		193 (800 F)						250 (0.08" sheet 600 F)		250 (0.08" sheet 600 F)	
		224 (CW 5% 800 F)						245 (0.18" sheet 600 F)		245 (0.18" sheet 600 F)	

COBALT-CONTAINING PRECIPITATION-HARDENING STEELS

Property	AM-367	AFC-77	Pyromet X-12	HP 9-4-25	HP 9-4-45
Notch Tensile Strength, ksi	RT (a) 220 (b) 250	I 354 II 273	RT (a) 225 (b) 277	195 (1000 F) ¹	140 (0.08" sheet 400 F) ² 110 (0.18" sheet 400 F) ² 170 (0.08" sheet 600 F) ² 165 (0.18" sheet 600 F) ²
	-100 220 230	-- 297 350 305 254	RT 0.96 1.46	RT 1.11 (1000 F) ¹ (0.18" sheet)	RT 1.01 (0.080" sheet 400 F) ² RT 0.88 (0.180" sheet 400 F) ² RT 1.05 (0.08" sheet 600 F) ² RT 1.02 (0.13" sheet 600 F) ²
Notch/U. T. S. Ratio	RT 0.9-1.0 ³ -100 0.9-1.0 ³	RT 1.22 0.86 200 -- 1.04 600 -- 1.31 1100 -- 1.44			
Stress Rupture		Temp Stress Hrs Elong. 900 F 200 113 11 1000 F 150 331 7 1100 F 90 103 12 1100 F 75 285 19	(a) 100 Hrs 1000 Hrs 100 Hrs 1000 Hrs 1000 F 105 75 88 75 1100 F 50 39 54 39 1200 F 24 17 24 17		
	Forms Available		Billets, hot rolled & cold-finished bars, wire, cold-rolled strip, special shapes	Bar, forging billet, plate, sheet, wire	Bar, forging billet, plate, sheet, wire
Applications		Turbine blades, wheels, discs, turbine shafts		Solid fuel rocket motor cases and other applications requiring welding after heat treatment with little or no post treatment required.	Highly-stressed solid rocket motor cases, aircraft structural components, landing gears To be heat treated after welding.

¹ Bar stock with
 YS 214, TS 216,
 14% E, 60% RA.
² Longitudinal prop-
 erties of 0.025"
 sheet, K_t > 17.
³ Charpy V notch
⁴ Fatigue-cracked, center-notched specimens K_t ≥ 17.
⁵ Net fracture strength
⁶ Ultimate tensile strength

Prepared by F. R. Morral
 Cobalt Information Center
 505 King Avenue
 Columbus 1, Ohio

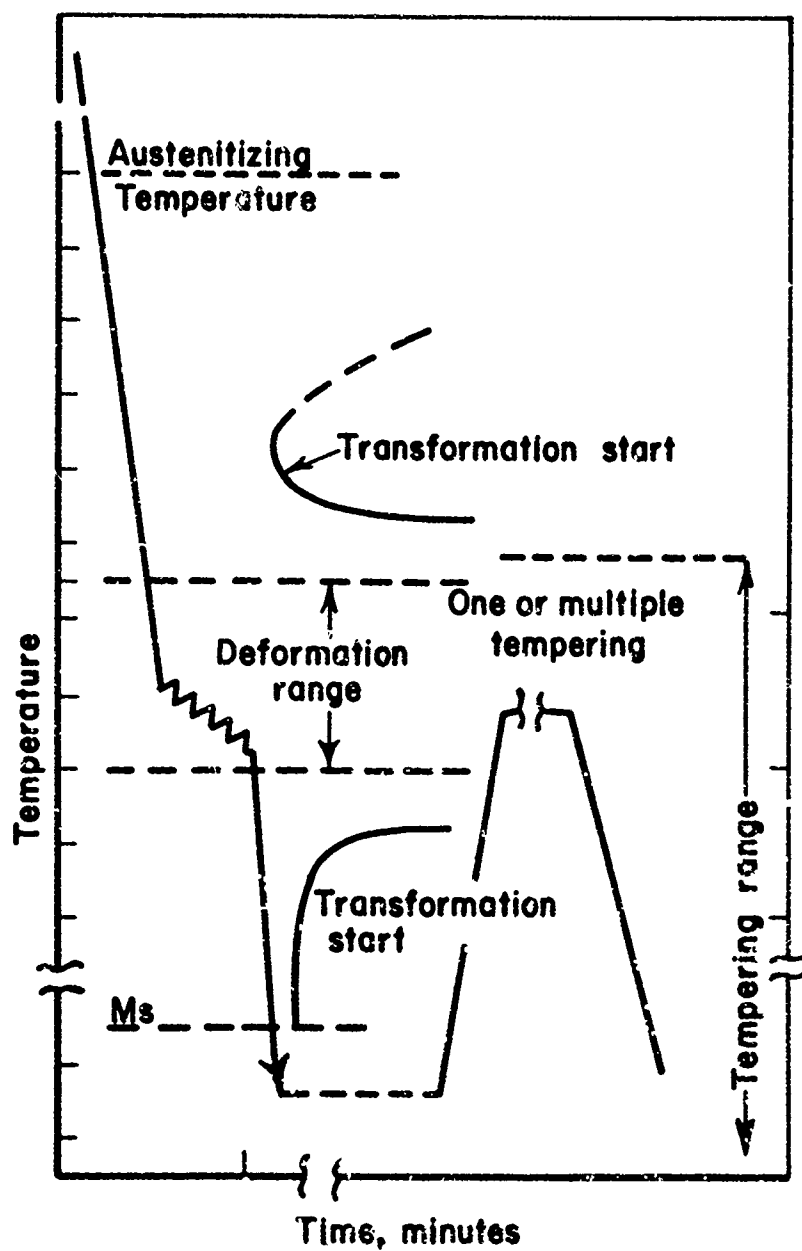


Fig. 1 Use of TTT Diagram for Ausforming

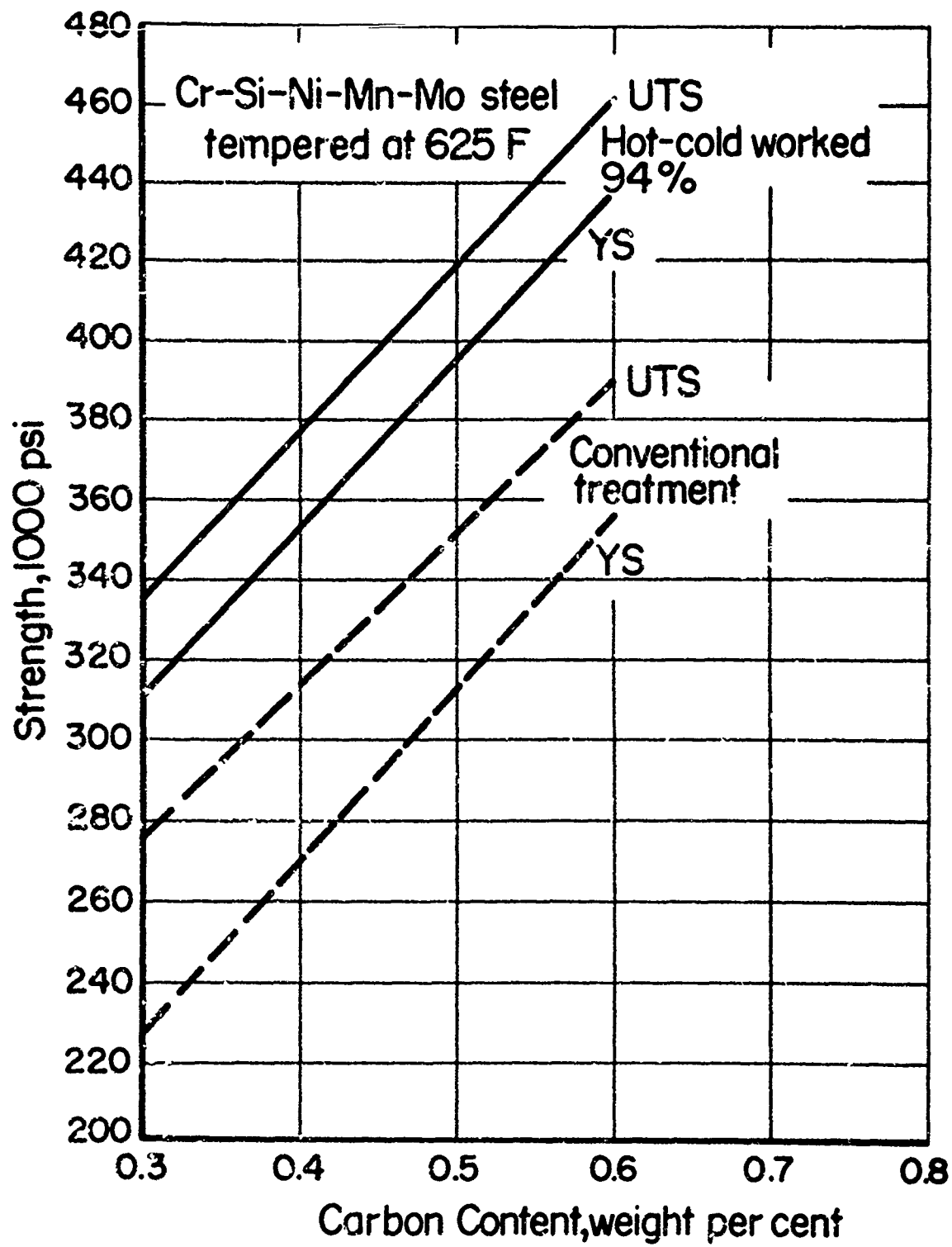


Fig. 2 Effect of carbon content on strength of hot-cold worked steels

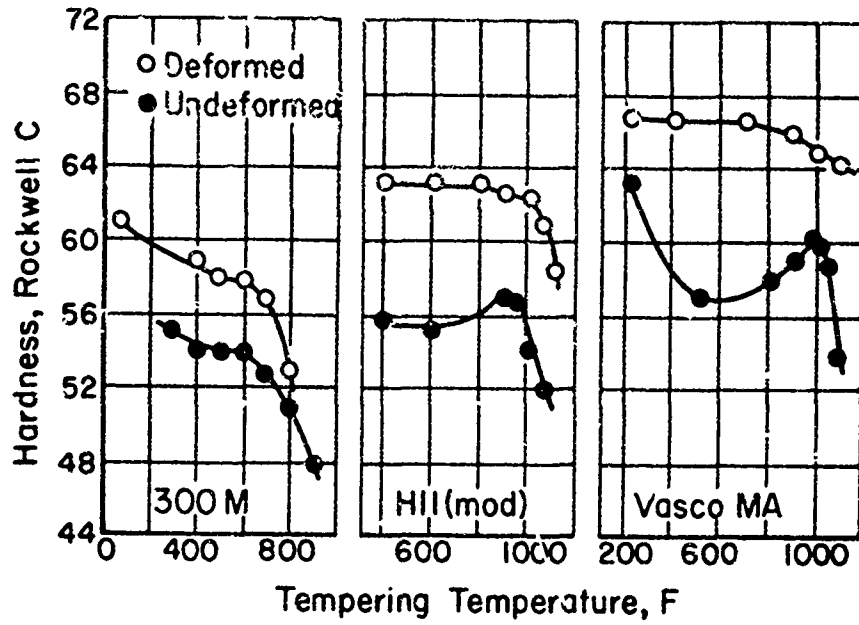


Fig. 3 Ausforming versus conventional heat treating
 (The 300 M was deformed 68% at 1100 F, the H11 (mod) was deformed 91% in the 850 to 1050 F range and the Vasco MA was deformed 91% at 1100 F).

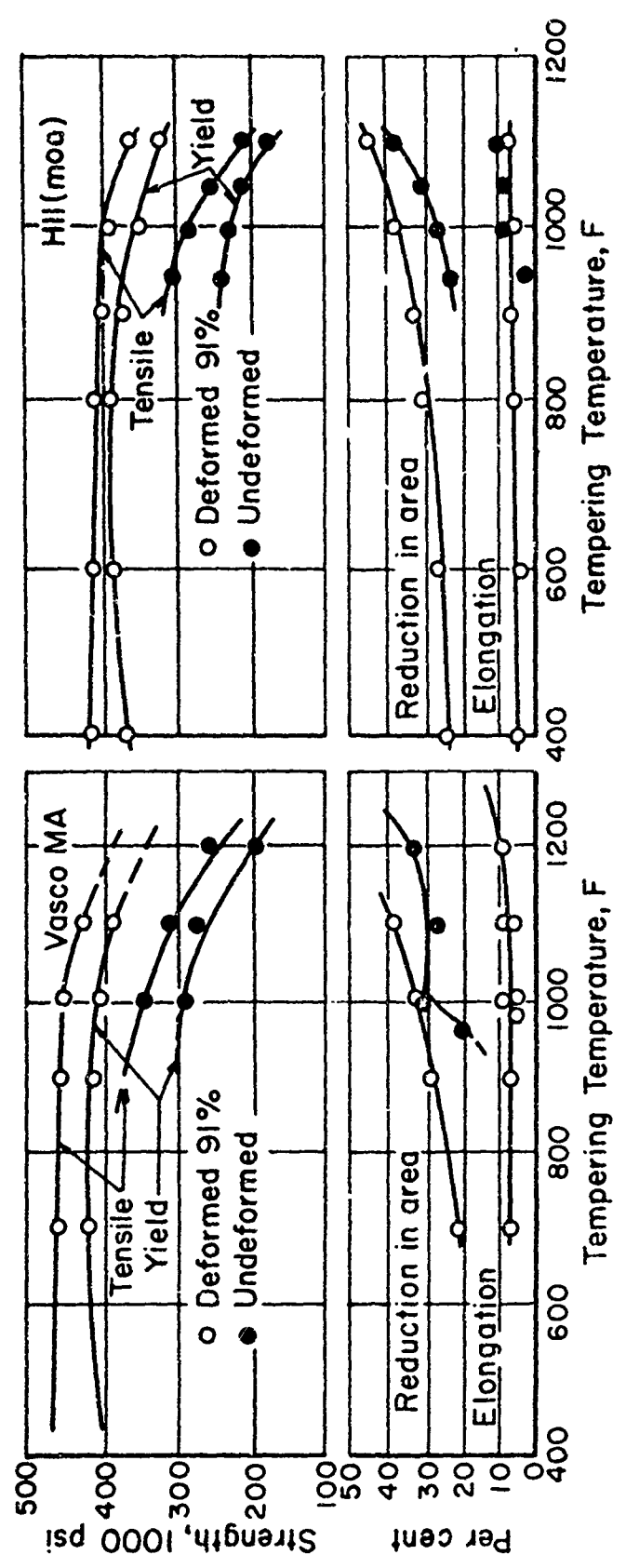


Fig. 4 Effect of tempering temperature on deformed and undeformed steels

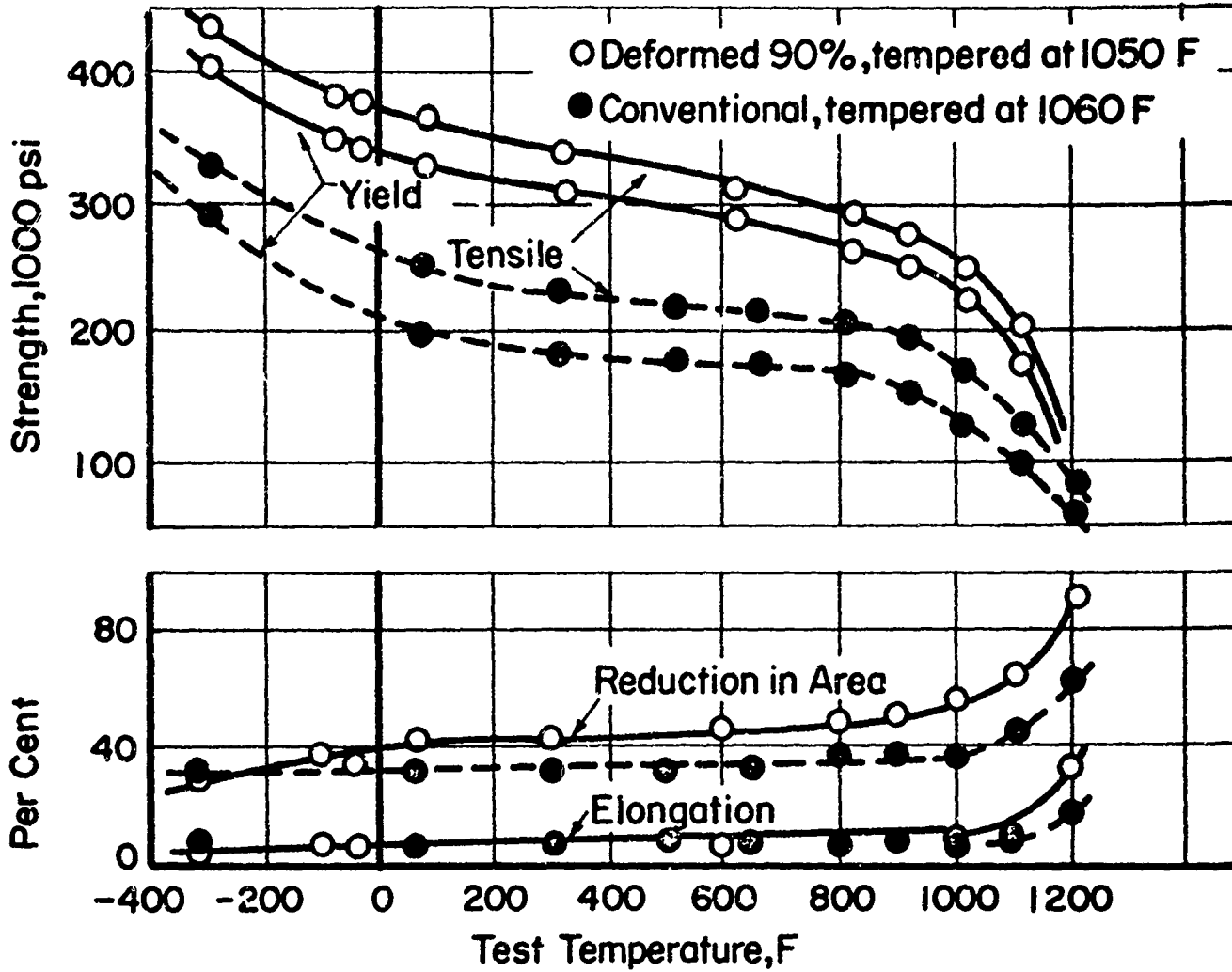


Fig. 5 Endurance limit of H-11 steel ausforming and conventional heat treatment
 (The term "survival level" refers to the percentages of specimens which endured indefinitely at the given stresses).

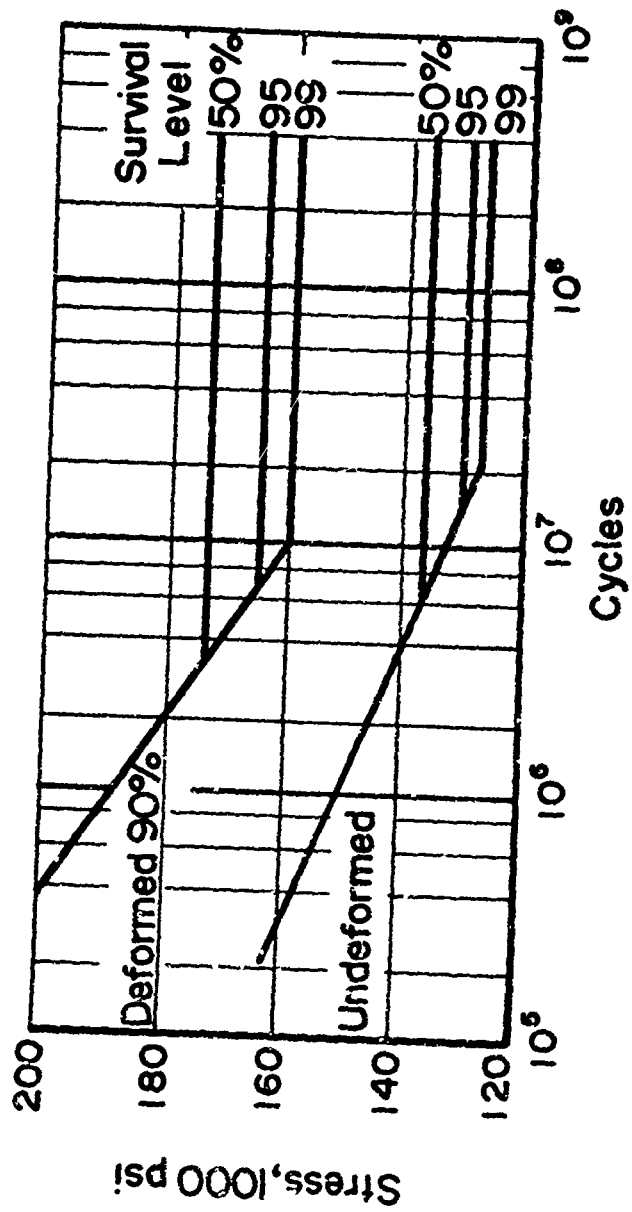


Fig. 6 Mechanical properties of H-11 steel after conventional and ausforming treatments

RACIONALIZACION EN EL EMPLEO DE
ACEROS DE CONSTRUCCION

por D. D. Farfas

1. Introducción

Las infinitas aplicaciones del acero en la vida moderna es uno de los signos más evidentes del avance de la civilización industrial.

La pujanza y aún el nivel de vida de las naciones más importantes se miden por la producción de ese producto y sus necesidades de energía. Luxemburgo, un pequeño país, tiene uno de los niveles más altos del mundo, en virtud de que su producción de acero per cápita es también uno de los más elevados.

Esta es la razón por la cual las principales naciones industriales han realizado importantes trabajos de modernización en su industria siderúrgica, sobre todo después de la guerra mundial, para elevar sus producciones.

Estados Unidos y Rusia marchan a la cabeza por su producción y le siguen Alemania Occidental, Inglaterra y Japón. Francia ocupa el sexto lugar. Los países Latinoamericanos, que recién empiezan su etapa de industrialización, han encarado resueltamente este problema y las Industrias Siderúrgicas de Argentina, Brasil, Méjico, Chile, Colombia y Venezuela empiezan a ser una realidad.

La siderurgia de nuestra época, no es una industria estática sino altamente dinámica, que la tornan en una actividad compleja. Los progresos técnicos y científicos de los últimos años, el advenimiento de nuevos metales y aleaciones y de materiales plásticos han obligado a la siderurgia a buscar nuevos mercados, crear nuevas aleaciones y adoptar nuevos conceptos en la fabricación y utilización

de aceros, para orientar en otro sentido la producción y aplicaciones de estos productos.

Pero pese a los descubrimientos y puesta a punto de numerosas aleaciones y materiales nuevos no metálicos, el ACERO sigue siendo la aleación más versátil, más económica y de mayor empleo en todas las industrias.

2. Problema latinoamericano de la industria del acero

Latinoamérica y Argentina en particular han comprendido la importancia que tiene la industrialización para el desarrollo económico. En nuestro país tal proceso es un hecho irreversible. Se ha cumplido una primera etapa. La industria liviana está consolidada. Es necesario proseguir con lo ya empezado en el montaje de la industria pesada, verdadero basamento del desarrollo económico y social del país.

Dentro de esta etapa de industrialización, en el campo de la llamada industria pesada, la siderurgia jugará un papel de primer orden.

En el desarrollo de la industria del acero en los países Latinoamericanos se han seguido etapas, que han sido más o menos similares en todos ellos y que se pueden agrupar en los siguientes pasos:

- a) Fabricación de ARRABIO con instalación de Altos Hornos, utilizando minerales y carbón del país o importados; con las subsiguientes etapas de fabricación de aceros y sus transformaciones posteriores.
- b) Importación de ARRABIO y/o CHATARRA y fabricación de aceros por los procesos de Hornos Siemens Martin y/o Eléctricos.
- c) Importación de PALANQUILLA de diversas categorías de aceros y realización de procesos de conformación por trafilación o laminado en el país.
- d) Importación directa de productos semi-terminados de aceros en forma de chapas, bandas, barras, perfiles, tubos, etc.; para utilizarlos directamente en la fabricación de piezas y elementos de máquinas y equipos.

En Argentina se siguen actualmente los cuatro caminos señalados; aunque el incremento de la producción de las dos primeras tienden a disminuir la importación de PALANQUILLA y SEMI-PRODUCTOS de aceros.

El desarrollo planificado sobre bases técnicas y científicas de la planta de San Nicolás y de otras en estudio (Sierra Grande), permitirá elevar notablemente la producción de arrabio y acero en el país.

Para ello será menester adoptar una política definida de desarrollo de esta importante industria básica y adquirir plena conciencia que las próximas etapas deben cumplirse en forma tal, que junto a las nuevas industrias instaladas, se creen paralelamente Laboratorios y Centros de Investigación, así como institutos capaces de preparar los técnicos, profesionales e investigadores necesarios para hacer realidad y asentar sobre bases firmes tal desarrollo.

3. Importación de aceros en Argentina

Los otros dos caminos señalados precedentemente significan siempre IMPORTACION, ya sea de palanquilla o de barras, perfiles, chapas, tubos, etc., de acero.

En este trabajo se desean analizar los problemas de esas importaciones, para hacer resaltar los errores que se cometen y las divisas que se gastan indebidamente en tales adquisiciones; debido sobre todo a la carencia de tipificación de las aleaciones que deben normalmente utilizarse, así como al desconocimiento de los principios técnico-científicos que deben regir la elección y selección de aceros de construcción.

Por regla general las fábricas de aceros de todo el mundo lanzan al mercado miles de aleaciones, fabricadas de acuerdo a las necesidades de los consumidores (en Francia se fabrican cerca de 4.000 categorías de aceros). Para lograr competir en el mercado, sus laboratorios y centros de investigación producen sistemáticamente nuevas aleaciones, tratando en lo posible de abaratarlas con el empleo de aleantes de su propia producción o que se consiguen a precios menos onerosos.

De la misma manera que los productores defienden sus economías; los países importadores y consumidores, como el nuestro, deben merced al estudio racional de la aplicación de los aceros, lograr abaratar sus fabricaciones, que lógicamente redundarán en beneficio del país.

Esa racionalización en la utilización de estos productos, sólo es posible cuando las industrias de transformación han alcanzado un cierto nivel técnico y están dotadas de equipos y elementos modernos para los tratamientos térmicos y procesos metalúrgicos, que requieren las aplicaciones correctas de tales materiales.

Si se considera que aun cuando al desarrollo de la industria siderúrgica se haga con pasos agigantados, su producción no podrá satisfacer, en una primera etapa, las necesidades de aceros de calidad (finos y especiales); se comprenderá fácilmente que durante varios años se deberán importar esos tipos de aceros.

En efecto, en los países altamente industrializados, el consumo de aceros es del orden del 14% del consumo total de acero. En los países latinoamericanos sólo se alcanzan una cifra promedio del 6%.

Es de esperar que cuando las industrias de transformación adquieran pleno desarrollo, los requerimientos de todos estos materiales se duplicarán.

Un informe de CEPAL vaticina que en el campo de los aceros de calidad, por algún tiempo todavía Latinoamérica dependerá de la importación y la instalación de industrias dedicadas a la fabricación de estos aceros no sería conveniente, pues la producción no encontraría suficiente mercado, y no justificarían las inversiones en ese campo.

4. Tipificación de aceros de construcción

Ante la realidad de que se debe seguir importando ACEROS DE CALIDAD, ya sea bajo forma de palanquillas, barras, chapas, bandas, etc., será conveniente adoptar una POLITICA TECNICA Y ECONOMICA, que oriente y ordene tales importaciones.

Ante todo debe limitarse el número de TIPOS de aceros de calidad que debieran utilizarse en el país.

Para ello, será necesario hacer una tipificación de los aceros de construcción, lo que en los países modernos resulta en esta época casi una imposición.

Será necesario establecer tablas de los aceros de uso corriente, que satisfagan todas las necesidades NORMALES de las diversas industrias.

Esas tablas deben contener en lo posible el menor número de TIPOS DE ACEROS; pero que satisfagan el mayor número de requerimientos de las diversas industrias.

Algún autor ha manifestado que: "Hay un sólo medio para mantener un número reducido de tipos de acero sin inconvenientes técnicos para el consumidor; que es sustituir las series de aceros de calidad inferior por un acero de calidad superior para el mismo objeto".

Esta solución, puede dar excelentes resultados en nuestro país, y con ello pueden limitarse notablemente los tipos de aceros a importar.

El concepto ya expuesto de reemplazar aceros de menor calidad, por otro de calidad superior tiene aún ventajas en su utilización; pues los errores de tratamientos térmicos o de los procesos metalúrgicos no serán de tanta consecuencia como en los de calidad inferior.

La tipificación de los materiales ha nacido como una necesidad económica; pero en el caso de los aceros se la puede realizar en base a los conocimientos técnico-científicos que se tiene sobre estas aleaciones.

En efecto, es posible en la época actual poder determinar con cierta precisión cuales son las necesidades más generales de las industrias del país y en base a ellas seleccionar un grupo de aceros de calidad (no comunes) de las líneas de fabricación de las grandes industrias siderúrgicas, que cubren el programa de necesidades previstas.

Con la tipificación que deberá hacerse con aceros equivalentes de distintos países productores, se evitará un problema muy común en nuestro país, relativo a la forma de adquisición de estos productos en el extranjero. Un ejemplo aclarará mejor este concepto:

Acostumbrados nuestros técnicos a las Normas de Acero SAE o AMS (para uso aeronáutico), cuando quieren adquirir un acero lo hacen en base a las designaciones de tales especificaciones. Pero si el país donde se lo puede adquirir, Inglaterra por ejemplo (por disponibilidad de divisas), los productores de aceros ofrecen otros similares al pedido, y normal en su línea de fabricación. Generalmente nuestros técnicos insisten en el pedido de acuerdo a SAE y la firma productora debe fabricarlo especialmente para nosotros, con el consiguiente recargo del precio.

Si a ello se agrega que, en general, el acero SAE pedido ya no se usa en EE.UU., mientras que el que nos ofrecen es más moderno, pues si bien tiene menor molibdeno que el pedido (ejemplo: SAE 3310), el acero ofrecido (BS-EN 352) contiene molibdeno y los valores de fatiga y resiliencia son superiores al pedido.

En la importación indiscriminada se compran aceros de diversos orígenes y de las más distintas composiciones químicas. La falta de conocimientos técnicos suficientes hacen que la utilización de tales aceros presenten inconvenientes a veces insalvables, pues es lógico que los técnicos y usuarios no puedan conocer las condiciones de forja y de tratamientos térmicos de los más variados tipos de aceros. En cambio, si tal número es limitado, ese conocimiento será más fácil y una amplia difusión de las características de los aceros NORMALES familiarizará a los consumidores en los procesos correctos de los mismos. Un ejemplo ilustrará mejor lo expuesto:

Una industria argentina adquirió varias toneladas de acero de Europa, del tipo SAE 4340.

Ensayando el material fue declarado NO APTO por agrietarse en el proceso de temple. Hubo discusiones con la firma proveedora y el material quedó por años en depósitos.

Cuando quiso venderse como material NO APTO fué ensayado nuevamente, pero se pensó hacerlo con las especificaciones de países de origen y el acero normalizado y templado según esas normas: NO SE AGRIETABA. Es notable como una diferencia de 30 a 40°C en el tratamiento de temple variaba fundamentalmente el comportamiento del acero. Pero ello se justificaba plenamente si se considera que el acero adquirido tenía más MANGANESO que el normal de la SAE y tal elemento tiene importancia manifiesta en la temperatura Ms. parámetro, que es índice de la sensibilidad al agrietamiento.

En resumen, se puede concluir que para racionalizar la importación de ACEROS de calidad se imponen dos medidas fundamentales:

- a) TIPIFICACION de las aleaciones que satisfagan las necesidades generales de todas las industrias.
- b) INTENSIFICACION de la enseñanza de la correcta aplicación de estas aleaciones, fundada en bases técnico-científicas.

El primer aspecto, o sea el de la TIPIFICACION, debe ser encarado por organismos que tengan influencia en toda la Industria del país y el más adecuado para ello es el INSTITUTO ARGENTINO DE RACIONALIZACION DE MATERIALES (IRAM), que ya ha emprendido algunos trabajos sobre este problema. Este organismo debe ponerse en comunicación con otros similares de los países Latinoamericanos para coordinar tal acción. Será conveniente que algún Comité de la CEPAL y de ALALC se ocupen preferentemente de lograr esos intercambios de informaciones, que resultarán de gran utilidad para las economías de los países

Latinoamericanos.

La elección de los aceros que cubran todas las necesidades de las diversas industrias se debe basar, lógicamente, en las modernas concepciones que existen sobre características que pueden adquirir los diversos aceros, en base a los tratamientos mecánicos, térmicos, químicos, termoquímicos y a los procesos metalúrgicos que se les puede aplicar.

Por tal causa, previa a dicha selección, será menester estudiar las propiedades de templabilidad, de forja y otras características de los aceros que proporcionen elementos de juicio, bien definidos, para realizar una selección racional. En general se tratará de elegir los aceros más modernos y los que sean de producción NORMAL en los grandes centros de producción de aceros.

Es menester destacar que la TABLA de aceros NORMALES no será de extrema rigidez, y su aplicación requerirá que técnicos o industriales conozcan las características de estos materiales para poder realizar las sustituciones que la práctica exija; ya sea por falta de algunas aleaciones en el mercado, o por tener las industrias stock o existencias de otras que puedan reemplazar perfectamente a las de la tabla de tipificación.

Por tal razón adquiere suma importancia para nuestros países el conocimiento de las bases en que realizar la equivalencia de ACEROS.

Modernamente se considera que la EQUIVALENCIA de dos aceros puede admitirse fácilmente si ambos tienen el mismo porcentaje de carbono; aunque los otros elementos sean distintos, siempre que tengan los mismos parámetros de templabilidad (diámetros críticos, temperatura Ms, dureza potencial, etc).

Por supuesto que se admite también que si dos aceros de distinto porcentaje de carbono son capaces de adquirir por revenido la misma dureza, puede reemplazarse el acero de mayor porcentaje de carbono, por el de menor, pues este último superará al primero en sus características de fatiga y de plasticidad.

No se pretende entrar en mayores detalles sobre estos temas respecto de las cuales existe una abundante bibliografía, pero se desea hacer resaltar la importancia que estos problemas tienen en la TIPIFICACION de los aceros de construcción.

5. Utilización de los aceros

Se ha mencionado anteriormente que una de las medidas fundamentales para lograr la racionalización en la importación y empleo de los aceros de construcción, es la necesidad de intensificar la enseñanza de la correcta aplicación de estas aleaciones fundadas sobre bases técnico-científicas.

En efecto, de nada valdrá tener una tabla de aceros normales que satisfagan a todas las necesidades de las industrias, si posteriormente el empleo o aplicación de los mismos se realiza en forma incorrecta. Vale decir, que existiendo en el mercado los aceros de las tablas, los mismos no se emplean con criterio técnico-científico y se utilizan en ciertas piezas aceros que no satisfagan las condiciones que exigen los proyectistas, o por el contrario que se elija una aleación que cumpla en demasía tales exigencias y provocando en muchos casos dificultades en los procesos metalúrgicos (forja, grietas de temple, etc.) por sus elevados porcentajes de elementos aleantes.

Además, es posible que se realice una correcta aleación del acero, pero la falta de equipos de calidad o de conocimientos técnicos suficientes da como resultado que los procesos metalúrgicos y tratamientos térmicos se realicen de manera incorrecta, lo que lógicamente disminuirá la calidad de la pieza o elemento fabricado.

Estos problemas de la correcta aplicación de los aceros es uno de los que más afecta a nuestra industria metalúrgica. Muchas veces por falta de conocimiento o por carencia de los aceros adecuados, se emplean otros que están lejos de satisfacer las exigencias mínimas de las piezas a que se los aplica. En otras oportunidades se empieza a fabricar una pieza con una determinada aleación, pero cuando no se encuentra más tal material en el mercado se lo sustituye por otro, generalmente de manera empírica, sin saber a ciencia cierta si son verdaderamente equivalentes. Pero lo que reviste mayor gravedad aún, es que se cambie en los planos la categoría del acero, aunque normalmente no se cambian las indicaciones de los procesos y de las temperaturas de los tratamientos térmicos, con lo cual se comete un error doble, pues los pequeños industriales que no tienen normalmente experiencia en estos temas, hacen todo de acuerdo a lo establecido en los planos.

Lo expuesto anteriormente tiene por objeto dar una visión de algunos de los inconvenientes que son normales en la aplicación de aceros en nuestras industrias. Sin caer en exageraciones, se quiere hacer resaltar la importancia de este planteo, que encarado con entusiasmo puede fácilmente resolverse y todo ello significará aumento en la CALIDAD de los productos metalúrgicos calidad que lógicamente sirve para afianzar la Industria Nacional.

El problema de la racionalización en la utilización de estas aleaciones,

que puede hacerse extensivo a otros materiales, requiere en primer lugar una capacitación del personal que debe manipularlos. Tal capacitación debe iniciarse en las Universidades y en los Altos Centros de Estudio, donde debe impartirse la enseñanza de la metalurgia en forma moderna, con bases científicas bien firmes que permitan a los profesionales egresados comprender la importancia de estos problemas y poseer los conocimientos teóricos y prácticos que los habiliten para encararlos con seriedad técnica y económica.

La capacitación debe continuarse en el nivel de técnicos, y los ingenieros deben ser los encargados de tal preparación en centros dedicados a tal fin, como lo son las Escuelas Industriales y Técnicas del ciclo superior y debe completarse en los talleres y fábricas, por medio de cursillos y enseñanza práctica de manejo de los medios y equipos de procesos metalúrgicos, tratamientos térmicos, control de temperatura, etc.

Los capataces y jefes de equipos deben tener también una preparación suficiente para comprender las razones de los procesos que realizan y la importancia que tiene su trabajo, para obtener productos de CALIDAD.

Para comprobar la bondad de los procesos y tratamientos térmicos, se requiere realizar un control minucioso de las piezas en los distintos estados de su fabricación y ello requerirá personal de inspección y de laboratorio capaz y conciente de tales tareas. Solamente así será posible, mediante ese CONTROL DE CALIDAD, asegurar una producción uniforme, y esa CALIDAD de los productos fabricados acrecentará el prestigio de la industria del país, que a no dudar creará fé en los consumidores, en el Estado, y en los medios financieros que permitirán que sea realidad el desarrollo industrial del país.

6. Conclusiones

Este trabajo sólo pretende hacer resaltar algunos problemas sobre la Aplicación de Aceros de Construcción en Argentina, y que puede hacerse extensivo a otros países Latinoamericanos. Posiblemente el tema es ya demasiado conocido por numerosos especialistas e industriales de la metalurgia; pero se supone que no se ha dado a este problema la importancia que realmente tiene, para obtener CALIDAD en los productos metalúrgicos.

Sin querer sobreestimar su importancia, opinamos que es fundamental para un desarrollo armónico y racional de nuestra industria metalúrgica, adquirir la convicción de que la metalúrgica ha dejado de ser una artesanía o ciencia empírica, para convertirse en la actualidad en una verdadera ciencia.

Solamente en la rama de la siderurgia los progresos de los últimos años han sido verdaderamente notables. Todo ello se ha logrado merced a los trabajos de laboratorio y fruto de esas investigaciones son los modernos métodos de obtención de acero por inyección de oxígeno, por colada al vacío, reducción directa en el alto horno por medio de hidrógeno, colada continua, etc., para no citar sino algunas de las técnicas más modernas de esta industria. A ello deben agregarse los adelantos en los medios de control de la calidad de los aceros fabricados donde cuantómetros automáticos permiten el control riguroso y rápido de las composiciones de las aleaciones, cuyos resultados se transmiten desde el laboratorio a la acerfa por teletipo, lo que permite las correcciones necesarias antes de la colada.

Asimismo, los laboratorios de las acerfas poseen otros medios de control como son los Betatrones, para examinar las piezas que rebasan la capacidad de los rayos X, los modernos métodos de ultrasonidos, microscopios electrónicos, la sonda de Castaing, los aparatos de fluorescencia, las cámaras calientes y numerosos otros elementos que permiten mejorar día a día la calidad de los aceros, que pueden fabricarse adaptados a todas las necesidades y con calidades cada vez más exigentes.

A esos progresos y adelantos de las fabricaciones de aceros, deben equiparse los medios de control de las industrias de transformación de los aceros.

Se debe igualmente alcanzar semejante progreso a la aplicación y manipulación de estas aleaciones, que al salir del fabricante solo representan una serie de posibilidades, pero que en manos de los utilizadores pueden adquirir variadas condiciones según la habilidad con que sean realizados los procesos metalúrgicos y los tratamientos térmicos y de conformado de estos materiales.

Es en este problema donde los países Latinoamericanos deben volcar su esfuerzo, pues el desarrollo de la industria exigirá que el porcentaje del 6% de aceros no comunes (especiales o aleados) que actualmente se consume, se duplique en muy breve tiempo.

Es anhelo que se forme conciencia de estos problemas. Se han elegido los aceros de construcción no comunes por ser los que requieren técnicas más avanzadas en su aplicación y por ser materiales que se importan en gran proporción, siendo fuentes de evasión de divisas y que resultarán más onerosos aún si sus aplicaciones resultan erróneas.

Los fabricantes de aceros europeos y norteamericanos son optimistas en cuanto al desarrollo industrial de latinoamericanos y para ellos no les cabe la menor duda de que deben preveer exportaciones cada vez más importantes de aceros especiales en los próximos años.

Ese optimismo de los productores debe también invadir a los países latinoamericanos y se debe trabajar para hacer realidad tales previsiones.

Argentina y Latinoamérica, tienen un gran porvenir en este campo y son sus técnicos, ingenieros e investigadores quienes darán las bases técnico-científicas para alcanzar el desarrollo de la industria metalúrgica en general y de la siderúrgica en particular, que en alto grado contribuirá al desarrollo económico-social de nuestros pueblos, aspiración común de estas naciones y por cuya realidad se debe trabajar sin descanso.

BIBLIOGRAFIA

1. CALVO RODES R. "El Acero, su elección y selección", INTA, Madrid 1956.
2. CALVO RODES R., y colaboradores "Estudio de una tabla racional de aceros nacionales" (Obra en preparación).
3. CHAMBRE SYNDICALE DES PRODUCTEURS D'ACIERS FINS & SPECIAUX Folletos sobre "América Latina y los Aceros Especiales".
4. GARCIA POGGIO A. y MUÑOZ DEL CORRAL F. "La Tabla Racional de Tipificación de Aceros Nacionales". Revista Instituto del Hierro y el Acero, N° 73, Enero-Marzo 1961.
5. NACIONES UNIDAS "Problemas de la Industria Siderúrgica y de Transformación de Hierros y Acero en América Latina". Vol. 2 México, 1957.
6. FARIAS DIONISIO D. "Siderurgia Francesa", Junio, 1963.
7. NIEMEYER TEODORO "El problema de los Aceros no comunes en América Latina", Brasil, 1956.
8. GONZALEZ VARGAS "La Producción de Aceros no Comunes en México" México, 1956.
9. RIEKEBERG FRITZ "Los aceros no comunes en Brasil y Chile", 1956.
10. SOMISA Folletos varios.
11. SIDERURGIA FRANCESA Folletos varios.

CELLULAR METALLIC MATERIALS

by S. Lipson

Introduction

The development of foamed plastics and their application as materials of construction have lent a certain impetus to the development of similar metal base materials. The first successful attempt to produce an aluminum foam was the result of an Air Force contract with the Bjorksten Research Laboratories, Inc. (1)* The method used was similar to that employed for plastic foams in that a gas forming component was added to the molten aluminum alloy. The first efforts were with the aluminum-magnesium eutectic composition (55% Mg-45% Al) with either zirconium or titanium hydride dispersed through the melt as the foaming agent. This produced a metallic foam which had a specific gravity of 0.5 to 0.6 gm/cc with a void volume of approximately 75 per cent of the specimen volume. Some of the apparent limitations of the process were the thickness of slab that could be cast and the uniformity of the void dispersion. Another apparent limitation was the inability to cast useful shapes.

In 1957, Frankford Arsenal began working with the Harry Diamond Laboratories on prototype development of electronic packaging castings for missiles. The use of a foamed metal for these applications appeared attractive, since strength requirements were modest and the damping properties of such material would help to protect the electronic components from vibration damage. The low density of the foamed material promised significant weight savings in the electronic components. The Bjorksten material, however, suffered from the limitations noted above and was apparently unsatisfactory for this application. It was therefore necessary to produce these components in solid aluminum. A method

* See References.

was proposed subsequently for a process which would be capable of producing shaped porous castings with controlled pore size and distribution. The material produced as a result of this process was called cellular aluminum rather than foamed aluminum, since foaming played no part in the method of production.

Briefly, in this process use is made of a refractory mold which is filled with graded soluble granules. The alloy is infiltrated throughout the compact by methods which are discussed later in this report. After solidification, the soluble granules are leached out of the structure, leaving a cellular metal structure which has a void volume of approximately 70 per cent.

Preliminary tests showed that this method was feasible. The interconnecting nature of the voids was an interesting characteristic and suggested a variety of other possible applications.

MATERIALS AND METHODS

Description of General Process

Cellular metal is produced by a foundry process. Molds are prepared according to standard practice. Once prepared, the molds are filled with a suitable grade of soluble granules. Since substantially all of the work described in this report deals with metals having casting temperatures no higher than that of aluminum, the soluble granules used are graded crushed rock salt. In filling the mold, the particles tend to pack in the most effective manner permitted by the particle shape. Vibration is used to promote this packing. Since none of the particles can remain suspended in space, each particle must contact at least one other neighboring particle. In practice, all of the particles touch many adjoining particles.

The mold is then heated in preparation for infiltration by the molten metal. By selecting suitable temperatures the particles that comprise the aggregate become sintered into a coherent briquette. Figure 1 shows part of such a briquette

which was removed from the mold after the heating cycle.

The metal is now melted, brought up to its pouring temperature, and poured into the salt-filled mold. By methods which are described later, the molten metal is infiltrated into the spaces between the salt particles and, once in place, is permitted to solidify. The casting may now be shaken out of the mold and is ready for any necessary machining. The casting is a composite material, one component being the salt briquette and the other the metal infiltrant. The cellular metal structure is exposed by leaching away the salt crystals from the metalsalt composite. The product may be regarded now as a negative of the porous type structure obtained by powder metallurgy. The metal component may be compared to the void component of the powder metal compact and, conversely, the void component to the metal component of the powder metal product.

It may be seen that this process permits control not only of void or cell size, but also of cell geometry and size distribution. The details of accomplishing the steps outlined above are described in the following sections.

Soluble Granules

Ideally, the soluble material used for making cellular metal should be a high-melting point salt of high-aqueous solubility, non-corrosive to the metal infiltrant, stable, nonhygroscopic, readily available, and inexpensive. Since this investigation primarily pertained to the production of aluminum alloys in cellular form, a salt had to be selected to fulfill the requirements as related to these alloys. A review of potentially suitable materials quickly disclosed that sodium chloride fully satisfied most of these requirements. In fact, the only serious limitation was the corrosive nature of sodium chloride brines. Although reference data revealed several other promising salts, on the basis of the criteria mentioned above sodium chloride was selected as it was far superior to all those considered. Table I presents some of the water soluble salts which are suitable for this process, although due caution must be observed before they are so employed. The temperatures and times required for infiltration and solidification are of such magnitude that materials normally regarded as inert may react in an unexpected manner.

The salt used in this work was a commercial grade, marketed as "Louisiana Rock Salt"*. It was obtained in moderately coarse lump form, being pre-

* This grade is 99+ per cent sodium chloride.

TABLE I. SOLUBLE SUBSTANCES FOR CELLULAR METAL PRODUCTION

<u>Salt</u>	<u>Formula</u>	<u>Melting Point</u> <u>(°C)</u>	<u>Solubility</u> <u>(gm/100 ml H₂O at</u> <u>Indicated Temp)</u> <u>(°C)</u>
Sodium aluminate	NaAlO ₂	1650	VS
Sodium carbonate	NaCO ₃	851	VS
Sodium chloride	NaCl	801	35.7 (at 0°)
Sodium fluoride	NaF	980	4.22 (at 18°)
Sodium iodide	NaI	651	256.8 (at 60°)
Sodium metasilicate	Na ₂ SiO ₃	1088	S
Potassium bromide	KBr	730	53.48 (at 0°)
Potassium sulfate	K ₂ SO ₄	1076	24.1 (at 100°)
Aluminum fluoride	AlF ₃	1040	S
Calcium oxide	CaO	2572	*

* Soluble in acids and solutions of NH₄ salts

NOTE: VS - very soluble; S - soluble.

The properties of sodium chloride follow.

Melting point	801°C
Coefficient of cubical expansion	0.000121/°C (at 60°C)
Specific gravity	2.165 gm/cc
Specific heat	0.219 cal/gm/°C (at 300°C)
Aqueous solubility	
0°C	0.357 gm/cc
100°C	0.391 gm/cc

dominantly 4 to 8 mesh. These lumps were further reduced by crushing and the crushed salt was graded according to particle size. Crushing was accomplished by a standard reciprocating jaw crusher with adjustable jaw clearance.

A grade of salt marketed as table salt was also employed for some of the materials. This was composed of cubic crystals. The sieve analysis of this grade is given in Table II. In order to obtain spherical particle shapes it would have been necessary to set up a procedure for pelletizing salt powders. This was not done, therefore this study was confined to either cubic or angular cell geometries.

TABLE II. SIEVE ANALYSIS OF STANDARD DISTRIBUTION

Salt Aggregate (Table Salt Grade)

Mesh	Particle Shape: Cubic		Sieve Opening		Weight (%)
	U. S. Std. Sieve No.		Microns	Inches	
20	20		883	0.0331	Trace
28	30		589	0.0234	0.49
35	40		414	0.0166	18.85
48	50		295	0.0117	55.38
60	60		250	0.0098	16.62
100	100		147	0.0059	7.77
Pan	Pan		-	--	0.89

Molding

Mold materials for making cellular aluminum castings must be permeable in order to provide an exit for the air contained in the mold, yet must be resistant to metal penetration. They must be strong up to temperatures as high as 1400°F and inert to both salt and metal. These requirements are fulfilled to a greater or lesser degree by silicate-bonded and plaster-bonded silica molds. Other types of molding media may be modified to satisfy these requirements.

The process requires special type flasks to encase the molds. These flasks must be able to withstand the high mold temperatures and permit water cooling of the flask in order to induce the thermal gradients necessary for solidification control.

Molding problems encountered in cellular aluminum casting production fall within two categories: those problems associated with casting of billets and those dealing with shaped castings. Since the latter process is simply an adaptation of the principles involved in casting of billets, the discussion will be limited to the methods for casting billet shapes.

A simple set of flasks for casting cylindrical billets can be prepared from two sections of stainless steel tube. Figure 2 is a schematic illustration of the method for molding, casting and solidification of cellular material. The two tubes have been lined with approximately 1/4 in. thickness of plaster. The shorter tube serves as a hot top or riser. The longer tube which is provided with a plaster bot-

tom serves as the mold cavity for the billet casting.

The plaster linings are calcined at 500°F for 2-4 hrs. before filling with the soluble aggregate. After cooling to room temperature the mold is filled and maximum compaction of the particles is achieved by vibration. The filled mold is returned to the furnace and heated for 12-18 hrs. at 1350-1400°F. The temperature is then lowered to 1250°F before casting. The elevated temperature treatment serves to bond the particles of aggregate.

Casting

The mold and riser are removed from the furnace and positioned between platens as shown in Figure 2. The asbestos gaskets prevent leakage of metal between the mold and riser and prevent the coolant from coming in contact with the plaster surface at the bottom of the mold during the period of solidification. The riser sleeve is filled with molten metal and the platens are closed. With fine mesh aggregate the metal will not infiltrate until pressure is applied. The air pressure is then slowly raised (5 to 50 psi). After one minute, water is admitted into the coolant jacket. This develops the thermal gradient necessary for progressive solidification. Pressure is maintained until solidification is complete. The water is then drained, the platens separated and the mold removed and allowed to cool before further processing.

Machining

Like other types of open cell materials, cast cellular alloys present some difficulties in machining. The usual solution to these problems is to provide some temporary support for the cell walls to prevent smearing over of the structure. These materials, however, have a "built-in" support in the form of the soluble salt phase. Accordingly, if machining is performed prior to leaching, close machining tolerances and excellent surface finishes may be obtained. It was found that slow speeds tend to prolong cutting tool life. Heavy cuts and coarse feeds also favor the machinability of the alloy. High machining speeds and fine cuts tend to cause the cutting edge of the tool to become heated and fail through abrasion by salt phase in the structure.

Leaching

The brines generated during the leaching process tend to be corrosive to the metal. The rate at which the salt can be leached, therefore, becomes a matter of importance if corrosion during this phase of the process is to be minimized. In addition, more efficient leaching permits use of finer cell material. Accordingly, a limited study of leaching rates was made. Figure 3 shows the effect of thermal treatment of the salt briquette on the leaching rate. Leaching rate increases with time at temperature because the intercellular channels become larger as the particles in the aggregate tend to fuse together.

In order to accelerate significantly salt removal, it is necessary to employ some kind of forced leaching practice. It was found that agitation of the leaching bath has little effect on the leaching rate. This is because the cellular structure inhibits effective agitation of the leaching liquor in contact with the salt in the interior of the material. Further consideration of the leaching process indicated the principal mechanism for removal of the salt is gravity convection. The denser salt-laden liquor in contact with the salt crystals flows down through the structure to the bottom of the container and less dense liquor moves in to take its place. One possible means for speeding this process is to promote the gravity separation by centrifuging the bath. Figure 4 shows the effect of centrifuging the leaching bath and specimen on the leaching rate. In this test, the bath volume was small and the specimen was placed at the center of rotation. Subsequent tests with a larger bath and the specimen placement midway between the axis of rotation and the walls of the container showed far greater rates of salt removal.

In addition to promoting the gravity separation of the salt-laden liquor, the centrifuge method tends to free the leaching material from gas bubbles which become lodged in the cells. If these are not removed the leaching process will eventually stop because of the air blocks accumulating in the channels.

Another method which was found to be effective for leaching was to vibrate the bath at sonic frequencies. The material to be leached is supported close to the bath surface to promote gravity convection. The vibration tends to dislodge any gas bubbles which may accumulate in the structure.

Heat Treatment

It was anticipated that the interconnecting structure of the cellular material would promote its response to heat treatment. However, this did not prove to be the case. Steam generated within the structure prevents the quenching water

from entering the structure until it had cooled. As a result, it was found that heat treatable alloys did not show the expected response to thermal treatment. An attempt was made to force quench the structure by clamping the material between two platens and forcing water into both ends of the material. This was found to improve response to heat treatment but the problem of steam formation within fine structures was not completely resolved. The most satisfactory method found was to perform the heat treatment prior to leaching. Even though the thermal conductivity of the salt phase is low, it is still much greater than that of the steam formed in the structure when open cell quenching methods are employed.

Another potential advantage of deferring the leaching operation until after solution heat treatment is that the presence of the salt phase prevents internal oxide formation. Since solution treatment is usually performed in air furnaces at temperatures up to 1000°F for long periods of time, substantial oxide thicknesses are formed over exposed surfaces.

Density Control

The process for manufacture of cellular metals does not readily permit control of apparent density beyond certain fairly narrow limits. A limited exploratory study of means for broadening the range of material density was made. The following methods were examined:

a. Sintering.

Prolonged heating of the salt briquette was found to be moderately effective in reducing the void volume of the briquette. This reduces the weight of metal that can be infiltrated, hence the lowered density of the cellular sample. After 46 hrs. at 1400°, the apparent density of a cellular aluminum alloy was reduced from approximately 0.88 g/cc to 0.82 g/cc. Although the melting point of sodium chloride is 1474°F difficulties were experienced in control of the sintering operation at temperatures above 1400°F.

b. Duplex Structure.

Duplex structures were obtained by first sintering coarse salt aggregate (6, 8 and 10 mesh) at 1400°F for 2 hrs., cooling to room temperature and infiltrating the briquette with a fine aggregate (60 mesh). Th

apparent density of these structures were approximately half of the values obtained with the standard distribution aggregate. The lowest density was obtained with the 6 mesh/60 mesh combination (0.355 g/cc).

c. Cell Size Distribution.

The effect on apparent density produced by varying the relative proportions of a two sieve fraction aggregate was determined. This differed from the duplex structures in that the fine and coarse fractions were thoroughly mixed before filling the mold cavity. The optimum ratio of cell diameters was first determined by mixing coarse and fine sieve fractions over a range of proportions and the maximum density aggregate determined. Figure 5 shows these data and indicates that a 40-60 ratio of fine to coarse is optimum. The optimum ratio of particle diameters was determined by mixing various fine sieve fractions with coarse aggregate. It was found that a density plateau was reached when the ratio of particle diameters exceeds 3 (Figure 6).

Cellular Metals Other Than Aluminum

The methods described can be used with appropriate modifications to produce cellular metals other than aluminum. For metals and alloys having melting points below that of the sodium chloride, the procedures followed are substantially identical to that described for aluminum except that mold temperatures and casting temperatures are appropriately adjusted. The following table presents the mold and casting temperatures used to produce cellular structures in some metals other than aluminum.

<u>Metal</u>	<u>Melting Point</u> (°F)	<u>Temperature (°F)</u>	
		<u>Mold</u>	<u>Casting</u>
Pb	621	665	750
Sn	459	500	600
Zn	787	840	920

Certain metals, however, while falling within the melting range given above, must be treated differently because of inherent difference in their characteristics. A case in point is that of magnesium and its alloys. Because of their reactive nature it was found that these metals must be cast in molds which have been properly inhibited. One satisfactory mold medium tested was plaster-bonded silica similar

to that used for investment casting except that 1 per cent boric acid was added to the mix as an inhibitor. Just before the metal was poured, a small amount of sulphur was dusted over the salt compact. This produced an SO_2 atmosphere in the mold and completely inhibited burning when the metal was poured through it. Pressure to produce infiltration was applied, using argon gas at 10 to 20 psi. The largest casting produced by this technique was a 3 in. diameter billet. For this small casting it was possible to generate thermal gradients in the solidifying casting by cooling the lower extremity of the mold by the application of damp rags to the flask surface. For larger castings it would be necessary to have a water-jacketed flask, since an open water trough for cooling would be too much of a hazard.

Leaching of the magnesium-salt composite proved to be considerably more difficult than leaching aluminum. This was apparently due to the reaction of magnesium to water, which was accelerated by the presence of chloride ion.

It was possible to leach thin slices of this material without excessively attacking the magnesium. This was done under a heavy flow of water which decreased the chloride ion concentration. It was apparent, however, that it would be necessary to find satisfactory corrosion inhibitors or, perhaps, means for providing cathodic protection to the metal if heavy sections were to be satisfactorily leached.

Several cellular ferrous castings were also produced. One of these was an austenitic stainless steel of the 18-8 type. This was cast in a silicate-bonded mold with calcined limestone (CaO) chips as the soluble aggregate. Since no attempt was made in this limited experiment to bond the chips, it was necessary to fit a ceramic strainer core over the filled cavity in order to keep the aggregate in place during the casting operation. The mold was heated to 1800°F and maintained at temperature for a sufficient period for the limestone to become completely calcined. The molten alloy was then infiltrated by the gravity technique.

Leaching was accomplished with a dilute nitric acid solution. This part of the process was rather slow, but the test did demonstrate the feasibility of producing cellular metal of a ferrous composition.

TEST PROCEDURES AND RESULTS

Efficiency of Infiltration

It is interesting to determine what efficiency is actually attained in the infiltration operation. In this respect, efficiency is regarded as the ratio of the weight of metal actually infiltrated to the theoretical weight possible to infiltrate. When this ratio is less than unity, either the interstices between the salt grains are not completely filled during the process of casting or, after casting, voids develop in the metallic phase due to such factors as gas precipitation or unfed volumetric shrinkage. The measure of efficiency of infiltration, therefore, is one measure of the quality of the material.

The efficiency of infiltration can be easily ascertained in a sample of simple geometry, such as a cylinder. By measuring its diameter and height, the total volume, V_c , can be determined. The weight of the composite, W_c , can also be determined. After leaching, the weight can be redetermined, giving W_a the weight of the aluminum. The difference between these two weighings is the actual weight of salt in the sample composite. From the known density of the aluminum, D_a , and the known density of the salt, D_s , it is possible to calculate the theoretical weight of aluminum needed to fill completely the interstitial spaces between the salt particles.

This computation is only correct if each salt crystal, which completely fills its cavity at the casting temperature, still completely fills its metal cavity at room temperature. However, this is not valid since a significant difference does exist in the coefficients of thermal expansion of the aluminum and the salt. In cooling the aluminum alloy from its solidification point to room temperature, the volumetric contraction is approximately half that of the salt crystals. This means that after the composite has cooled to room temperature the salt crystals are smaller than the cavities in which they lie. It is therefore necessary to correct for the void volume resulting from the greater contraction of the salt. The exact volume of voids created by this contraction is difficult to determine due to the fact that the data relating to the contraction coefficient over the entire temperature range are not readily available. It does appear, however, that this factor would be approximately 5 per cent. In order to bring the calculated absolute values of efficiency of infiltration into closer relationship with reality, it was decided to multiply the expression $(W_c - W_a)$, which represents the actual weight of the salt component, by a constant, K . The value of this constant for the aluminum alloy-NaCl composite is 1.05. The theoretical weight of aluminum, W_a^0 , can be expressed as:

$$W_a^0 = \frac{D}{D_s} \left[V_c D_s - K (W_c - W_a) \right]$$

The per cent efficiency of infiltration, EI, is:

$$EI = \frac{W_a}{W_a^0} \times 100$$

This equation was used to calculate the EI of the specimens used for the compression tests.

As work on this project progressed, as might be expected, a gradual improvement in processing techniques occurred with consequent improvement in the quality of the cellular metal produced.

It is important to demonstrate the current level of development with respect to quality.

The most significant parameter which can be related to quality is efficiency of infiltration. As a demonstration of the current quality level, four cellular castings (1-5/8 in. in diameter by 6 in. long) were prepared. The cell sizes correspond to mesh sizes #6, #10, #20, and #40. In order to emphasize the severity of this test, these castings were made with high purity aluminum rather than the 356 alloy which had been used for most of the prior work. The pure metal substantially increased the problem of overcoming solidification shrinkage. Three 1-in. high cylinders were removed from designated locations along the length of each casting. These cylinders were machined to 1-1/2 in. diameter, carefully measured and leached, and the efficiency of infiltration and apparent density were calculated. The results of these tests are shown in Figure 7.

All nine samples representing the #6, #10, and #20 cell sizes showed a constant EI of more than 98 per cent along the full length of casting tested. The slightly lower EI values obtained for the #40 cell size material are probably due to the larger number of interstices between adjacent grains that have to be filled. Incomplete filling is probably responsible for deviations from the desired 100 per cent EI. The apparent density values are relatively constant over the length of each specimen. The variation in apparent density among specimens is due to differences existing in the particle size distributions of the sieve fractions used. Even though a single sieve fraction was taken for each cell size, certain variations in relative particle size distribution would be expected.

Mechanical Properties

The mechanical properties of cellular aluminum have yet to be completely defined. Because of its simplicity and the relationship that it bears to the structural loading anticipated for the material, compressive strength was selected as the principal parameter for study. Specimens for test were machined to cylinders, 1.500 in. in diameter and 1.000 in. high. They represented cell dimensions corresponding to granule sizes of 4 to 60 mesh with both angular and spherical shapes. The 356 alloy (7% Si-0.3% Mg) was selected as a representative aluminum alloy and the specimens were tested in both the as-cast and heat treated conditions. The compressive index figure was the one commonly used for materials of this type, which is the stress level recorded at 10 per cent compression. In addition, the stress level at 0.2 per cent offset was also recorded. One series of specimens was tested as metal-salt composites, and a few metal-plastic and metal-ceramic specimens were also included. A few tensile test specimens were also prepared and tested.

The compressive strength and other data are graphically presented in Fig. 8. Cellular metal of this alloy in the as-cast condition will support a load of approximately 3000 psi at 10 per cent deformation. The spread of values obtained for variations in cell size is small and it is evident that cell size does not influence the compressive strength of the material. This is apparently due to the fact that variations in cell size are simply a scaling phenomenon in exactly the same way that variations in cross sectional areas are a scaling phenomenon. This can be seen in Figure 9, which shows a series of cell structures having cell dimensions corresponding to a range of salt particles from #8 to #40.

Table III shows the tensile strength of cast-to-size tensile bars tested in the as-cast and T-6 condition. These bars were cast, using an investment mold produced by the lost wax technique. The strengths obtained are quite low. Heat treatment of the cellular specimens to the T-6 condition increased the strength in approximately the same proportion as would be expected with solid metal.

TABLE III. TENSILE PROPERTIES OF CELLULAR 356 ALLOY

<u>Form</u>	<u>Cell Size</u>	<u>Condition</u>	<u>Ultimate Strength (psi)</u>	<u>Elongation (% in 1 in.)</u>
Angular	20	As-cast	1750	1.5
Angular	20	T-6	3200	1.0

Microstructure

Metallographic samples were prepared from cellular 356 alloy of an intermediate cell size (#10). One of the samples represented the as-cast condition and the other the solution treated and aged condition (T-6). These structures are shown in Figure 10. The silicon constituent is present as a coarse phase in both conditions. Prior to heat treatment, the lamellar silicon structure is typical of alloys of this type. After heat treatment (which consisted of solution treating at 1000°F for 16 hrs., quenching, and aging at 310°F for 4 hrs.) the silicon particles became rounded. A few finely dispersed voids evident in the structures are probably due to unfed solidification shrinkage.

Thermal Properties

Cellular aluminum is interesting from a heat transfer viewpoint because:

- (1) The cells are completely interconnecting.
- (2) The ratio of surface area to volume is large.
- (3) The thermal conductivity of aluminum is high.
- (4) The cell size can be accurately controlled.

In order to evaluate this material for possible heat exchange applications, a simple heat exchanger was constructed (Figure 11).

The test apparatus consisted of a heated liquid bath contained in an insulated steel tank (0.25 ft³ capacity) with a copper tube (1.25 in. ID) running through the center of the tank. A flowmeter, mercury thermometer, and pressure gage were installed on one side of the heat exchanger. These instruments recorded the conditions under which compressed air was passed into the exchanger. The exit temperature (T_2) was measured by means of a thermocouple placed on the exit side. The pressure on the exit side was assumed to be zero. Liquid bath temperature (T_B) was measured by means of a thermometer immersed in the bath.

Heat transfer rate from the bath to the air was calculated from the measured flow rate and the change in inlet and outlet temperatures of the compressed air (ΔT).

Cellular inserts were machined to such dimensions that they could be firmly pressed into the tube. Heat transfer measurements were made with the blank tube and with a variety of inserts in position within the tube. Bath temperatures were controlled by maintaining either water or concentrated brine at the boiling point. Some experiments were run with heated quenching oil and with molten heat treating salt.

The location of the thermocouple tip at the exit side of the heat exchanger was determined empirically by maintaining the bath at 212°F and making exit temperature measurements under various conditions of flow rate and tip placement. A cellular insert having #6 (3.3 mm) cell size was used. Temperatures measured at both axial and peripheral locations in the immediate proximity of the ~~exit end~~ of the tube were practically identical. In the later experiments the tip was located axially with respect to the insert and 1/4 in. from its exit surface. Fig. 12 shows the gas temperatures measured at varying flow rates at the exit end of a blank tube and one which was fitted with a cellular insert. The pressures required to achieve the flow rates through the cellular insert are also plotted.

The data show a marked increase in the exit gas temperature due to the presence of the insert. Without the insert the air temperature decreases at a more rapid rate with increasing flow rates. At flow rates exceeding 25 cfm through the blank tube, the exit temperatures tend to approach an asymptote with the abscissa. The temperature relationship to gas flow follows a similar pattern for the tube containing the insert. However, for practical reasons, the tests were terminated at a pressure of 35 psi and a flow rate of 40 cfm.

Effect of Cellular Insert on Rate of Heat Transfer

Figure 13 shows the rate of heat transfer to air occurring in a blank tube and in one with a 10-mesh cellular insert (1.65 mm cell size) at two bath temperatures. The lower bath temperature was maintained by boiling water and the higher temperature (495°F) by maintaining a low temperature heat treating salt at the test temperature.

The data obtained show a marked increase in the rate of heat transfer occurring in the tubes containing inserts. For the experiment conducted at 212°F, the percentage increase in rate appears to be leveling off at approximately 350 per cent. At 495°F, the per cent increase of heat transfer is somewhat below that

of the data observed at 212°F. One possible explanation may be that the difference is due to a poorer fit in the case of the insert used with the higher bath temperature. These tests, however, do demonstrate the advantage of employing cellular metal to enhance the heat transfer rate between a gas and a heated tube.

An investigation of heat transfer rates with inserts having cell sizes corresponding to salt crystals of from 4 to 20 mesh showed that the rates were independent of the cell size over this range. The smaller cell sizes, however, developed high back pressures. Subsequent work on modification of the cellular structures through extrusion showed that resistance to gas flow can be markedly reduced through changes in cell geometry. This effect will be discussed in the section dealing with extrusion of cellular materials.

Thermal Conductivity

In addition to these thermal studies, several cellular aluminum samples were prepared for thermal conductivity measurements. Some of these tests were conducted by N. L. Hyman at the University of Maryland⁽²⁾. (The reference contains a description of the samples and the apparatus employed for these tests). Samples composed of a single cell size distribution (65 per cent voids) were found to have a thermal conductivity of approximately 15 per cent of the solid metal.

Samples were also submitted to E. E. Drucker at Syracuse University and the data obtained from these samples were plotted (Figure 14). These results are in substantial agreement with the tests conducted by Mr. Hyman. The thermal conductivity of pure aluminum is about 120 Btu/(hr)(sq ft)(°F/ft) at the average temperature used for the tests. The test results indicate a conductivity of approximately 13 per cent of the solid metal. The finer structures tend to show slightly better thermal conductivity.

Energy Dissipation

The compressibility of cellular aluminum can be used for controlled dissipation of energy. The possibility of such applications led to a study of the characteristics of these materials when subjected to compressive forces. Figure 15 is a compression test record of three aluminum-magnesium alloys. These data correlate with the inherent strength of the material. With materials of this

type compressive loading can be continued through substantially complete collapse of the voids in the structure. Accompanying each increment of material yielding is an accommodation to the load. As the cells continue to collapse the area that a given specimen presents to the load increases through barreling and the applied load rises precipitously. Figure 15-A shows the appearance of compression test specimens after various stages of compression. This pattern of compressive behavior can be altered as a function of the mechanical properties of the alloy in the structure. Table IV gives the calculated energy dissipation per pound of material during the deformation of various alloys.

TABLE IV. ENERGY DISSIPATION OF CELLULAR ALUMINUM ALLOYS

Cell Size: (Table Salt Distribution)*

<u>Alloy Designation</u>	<u>Deformation (%)</u>	<u>Total Energy Dissipation (ft.-lb/lb)</u>
7075-T6	40	7,600
7075-T6	70	15,000
220-T4	40	5,600
220-T4	65	18,000
195-T62	40	5,800
195-T62	68	20,000

*See Table II.

EXTRUDED CELLULAR METAL

The working of a cellular metal skeleton will result in compaction of the material and reduction in the void volume. In order to prevent closing of the voids during working, it is necessary to perform the working operation with the soluble component "in situ". The following working processes were examined as possible means for reduction of composite metal-salt billets: (a) rolling; (b) swaging; and (c) extrusion. Test billets prepared for the first two methods were sheathed with solid aluminum envelopes in an attempt to avoid break-up of the composite during reduction. The material resulting from both of these processing procedures was unsatisfactory. This was attributed to the lack of sufficient constraint during working, which permitted break-up to occur.

The extrusion process appeared to offer the degree of constraint for the material that was thought to be necessary. Since a hot extrusion facility, necessary for aluminum, was not available at Frankford Arsenal, it was decided to employ a model of the system to test its feasibility. Lead-salt composite billets were prepared and extruded through a 0.50-in. diameter die. A Watson-Stilman press, used to extrude antimonial lead bullet core stock, was used for this purpose.

Extrusion Procedure

Three billets were prepared for these tests. Figure 16 shows leached sections of two of these billets. The metal is 9 per cent antimonial lead, the billets are 4.5 in. in diameter by 5 in. long, and the average cell diameters are 0.039 in. and 0.033 in. The third billet was prepared in a manner identical to that represented by the coarser cell material except that pure lead was used.

The extrusion press had its cylinder oriented vertically and the extrusion direction was downward. A conical die was inserted in front of the extrusion die to promote proportional reduction of the billet cross section. This apparently was effective since the thin solid skin which surrounded the billet section was transferred to the extruded rod. Figure 17 shows a partially extruded billet which was removed from the press. The salt was leached to more clearly show the flow pattern.

Extrusion was begun with material and dies at room temperature. At a

pressure of 800 tons (40 tons/in²), which happened to be the limit of the press capacity, the composite material began to move slowly through the die. As extrusion proceeded, the rate increased due to heat generated in the billet and die during extrusion. When the pure lead-salt composite was extruded, the material began to move at a pressure of 500 tons (25 tons/in²). The extrusion, however, was unsatisfactory. It appeared that the salt composite fractured during the process.

Examination of the Extrusions

Visual examination of the extrusions revealed that the composites which contained the 9 per cent antimonial lead did not suffer from any signs of break-up during processing. The edge revealed a large number of cells through the section and was further evidence that the composite deformed as a unit. The pure lead sample, however, behaved differently in the press. It appeared that the salt crystals fractured during extrusion and were carried through embedded as fragments in the lead matrix. In addition, many surface imperfections appeared on the extruded rod.

In order to make a visual examination of the condition of the salt component after extrusion, the metal component was melted away with a torch, exposing the salt. This confirmed the observations made on the extrusion itself. The salt contained in the antimonial lead composites showed evidence of having been plastically deformed during extrusion and was recovered as bundles of fine filaments. Figure 18 shows a typical example of the condition of the salt after extrusion. The salt contained in the pure lead composite was present in the form of fragments which were not much smaller than that contained in the extrusion billet.

If it is assumed that the extruded billets are proportionately reduced during extrusion, the cell dimensions of the extruded material can be predicted on the basis of the cell dimensions of the extrusion billet. The cross sectional area of the cell in the extruded material is reduced by a factor which is the square of the reduction ratio. In the case of a 9:1 diameter reduction, the sectional area of the cell in the extruded material is 81 times smaller than that of the billet. In order to account for the full volume of material contained in the original cell, the extruded cell must be 81 times longer than that of the cell in the billet. Its length in relation to the diameter of the cells in the extruded rod is $r^3 d_e$, where r is the reduction ratio and d_e is the cell diameter in the extrusion. Measurements made on the filaments recovered from the extruded material confirmed the hypothesis that the billet reduction was proportional throughout its entire section. The di-

mensions of these filaments very closely agreed with those computed from the original cell size. Figure 19 shows radiographs of 1/8 in. thick sections taken from the extruded rod. It can be clearly seen that the structure which is characteristic of the billet (9 per cent Sb) has been carried through to the extruded rod. The pure lead sample, however, confirms that deformation of the salt did not occur and that it is present as fragments of the original aggregate.

In order to confirm that the extrusion experiments conducted with the lead alloy-salt composites were valid for a metal like aluminum, a cellular aluminum extrusion was prepared. The original cell size of the composite billet was equivalent to #4 mesh and a 3 in. billet was extruded through a 1 in. die. Figure 20 shows a longitudinal, diagonal and transverse section of the leached extrusion. The solid wall is the result of preparing the extrusion billet with a solid skin. Under these conditions the average cell length is equivalent to 30 cell diameters. The flow of air through this structure was compared with the earlier data obtained in the course of the heat transfer experiments with equi-axed cellular structure. The rates of heat transfer for the extruded cellular structure were approximately equal to that obtained with the as-cast material. The pressure required to force air through the structure at a given rate, however, was smaller by a factor of approximately 30. This was attributed to the fewer number of intercellular channels per unit of tube length. This is a result of the elongated cell geometry in the cellular material.

POTENTIAL APPLICATIONS

A recent report issued by the Office of Technical Services of the Department of Commerce⁽³⁾ reviews the broad concepts which have motivated the development of processes for preparation of porous or cellular metal. This report also discusses potential application for these newly developed materials. Substantial differences in the characteristics of the materials produced by different processes, however, would justify the compilation of a list of such applications for a specific type of material. The successful development of any specific application depends on selection of a material of appropriate form and composition for the application. The following are suggested as product areas that should be considered for these materials.

As-Cast Cellular Materials

Metallic Filters

The large void volume promises the possibility of filter elements which would have substantially greater particle retention characteristics than powder metal filters. It would be necessary to refine techniques used for cellular metal production in order to exercise greater control of the dimensions of the inter-cellular channels. This would probably require the use of accurately controlled spherical soluble granules.

Exhaust Muffler Elements

Powder metallurgy components have recently come into use as difusers for the exhaust of pneumatic tools. Applications of this type can no doubt be filled by cellular metals with equal or better facility. This suggests the possibility of

use as exhaust elements for internal combustion engines. Components made of cellular material may be much more efficient than conventional baffle elements and may possibly be designed to reduce the amount of exhaust particles released to the atmosphere.

Bearing Materials

The cellular skeleton may be used as a means for providing structural support for lead and tin base bearing compositions. The characteristics of the material permit much larger percentages of the active bearing component to be incorporated in the material than is possible with either powder metallurgy or conventional alloying.

Sandwich Core Material

The nature of cellular metal is such that it is not competitive with honeycomb structures because of its substantially greater density than that typical of honeycomb construction. It may, however, find application in structures where contoured sections must be supported by a lightweight core. This may be in such areas as leading edges of wings or fin surfaces. This can be accomplished by using cellular cores and casting the desired skin against it. The metal would be firmly keyed to the cells at the surface of the core and would benefit from the chilling that the cellular core would provide. Such a structure would very likely require neither brazing nor organic adhesive for assembly. More important than this, however, is that it may be possible to provide transpiration cooling for such structures by circulation of suitable coolants through the interconnecting cells that make up the core.

Jigs and Fixtures

Cellular metal, particularly in fine mesh sizes, is capable of being easily deformed to take reasonably accurate impressions of a solid metal body of greater strength. This property suggests a possible use in the construction of machining

jigs and fixtures. A stock part may be used to hob its impression in a block of specially prepared cellular material. This impression can then be mounted in the particular machine or fixture intended for the operation, and subsequent parts can be accurately positioned by means of the hobbled cavity. The porous nature of the material may also be of benefit in permitting coolant liquid or gasses to be directed against the component while it is being machined or otherwise processed. The low density of the material may be a further significant advantage, particularly if the fixture requires manual handling.

Energy Absorption Material

One of the unique properties of cellular metal in comparison with other metallic materials is the nature of its response to compressive loads. Cellular metal can absorb energy by the mechanism of relatively easy and controlled collapse of the cell walls. This suggests that in a combination of two materials, one strong and the other weak, the weaker material may afford protection for the stronger material by its sacrificial collapse and attendant absorption of energy. This characteristic suggests applications where it is desired to absorb energy released by accidental impact. A cellular metal element of the proper energy-absorbing capacity may be useful in preventing serious damage to a vehicle and its occupants when it is involved in an accidental collision.

Electrochemical Processes

The combination of permeability and large surface area may be employed to advantage in electrochemical processes. This would be principally in connection with electrodes which can be prepared to provide increased surface area. These applications include plating processes, battery electrodes, and anodes for galvanic corrosion protection of such structures as water tanks, pipe lines, and ship hulls.

Composite Materials

The process for cellular metal manufacture may be adapted to the produc-

tion of composite materials. This can be accomplished either by means of secondary infiltration of a lower melting material into the cellular skeleton or by using the secondary substance as the aggregate for filling the mold. The former method is illustrated by the proposed application for bearing materials. The latter method may be used for the production of composites for radiological shielding. Some of the systems thus far suggested include lead-boron carbide and aluminum-boron carbide. By this means, relatively large volumes of boron carbide can be retained in an aluminum matrix, which will not only support the active shielding material but will be of structural benefit to the system.

Extruded Cellular Materials

Filters

By control of the cell size of the billet and the extrusion ratio, it should be possible to economically produce extruded cellular stock of aluminum base alloys having highly directionally-oriented cells of accurately controlled cross section. This stock could be sliced and leached to form disc filters. Filters of this type should be much superior to currently available types because the directionality of the pores or cells would correspond exactly with the direction of flow. This would minimize pressure drop through the filter and would permit the manufacture of filter discs having any desired characteristic for the exclusion of undesirable particles. For example, a billet prepared with 100-mesh soluble aggregate, reduced ten diameters by extrusion, would have cells which are 0.015 mm (0.0006 in.) in diameter and 15 mm (0.6 in.) long. A disc 0.2 in. thick cut from this extrusion would have two-thirds of its cells run completely through the section.

Heat Exchanger Tubes

Tube bundles of the type used for heat exchange applications could be conveniently fabricated by this technique providing the tube lengths required are not excessive. An extrusion billet prepared with a solid skin representing 5 per cent of its diameter and containing 2 in. diameter aggregate could be reduced ten diameters by extrusion. This would result in extruded rod which would, in effect, be a bundle of tubes, each 0.2 in. in diameter, and would run for 2,000 in. in length. The tube bundle would be sheathed in a solid skin representing 5 per cent

of its diameter. It should be feasible to leach rods several feet in length to form the tube bundles. An 8-ft. rod produced under these conditions would have 95 per cent of its cells run the complete length of the rod.

Ultrafine Wire Manufacture

The same extrusion process used to produce the long cellular structure should be amenable to the manufacture of ultrafine wire. This could be done by using the metal phase as aggregate and preparing a salt-metal composite extrusion billet. This application may be visualized as a bundle of copper wires completely embedded longitudinally in a salt matrix. If the wires are 0.010 in. in diameter and the extrusion ratio is 20, the wire diameter would be reduced to 0.0005 in. and each wire would be drawn out to 400 times its original length. The wires could be recovered from the extruded rod by leaching and spooling the wire as the surface strands are freed by the leaching liquor. This technique could be applied not only to round wire, but also wire that is square, oval, or any other desired shape.

REFERENCES

1. Bjorksten, J., Elliot, J. C. and Roth, R. J. "Foamed Metal Low Density Core Material for Sandwich Construction", Wright Air Development Center Technical Report 52-51, part 3, Contract No. AF 33(038)-21838, May 1954.
2. Hyman, N. L., "Investigation of Effective Thermal Conductivity of Cellular Aluminum", Master of Science Thesis, University of Maryland, 1959.
3. Office of Technical Services, Department of Commerce, Washington, D. C. (PB-181042) 1962.

X-27

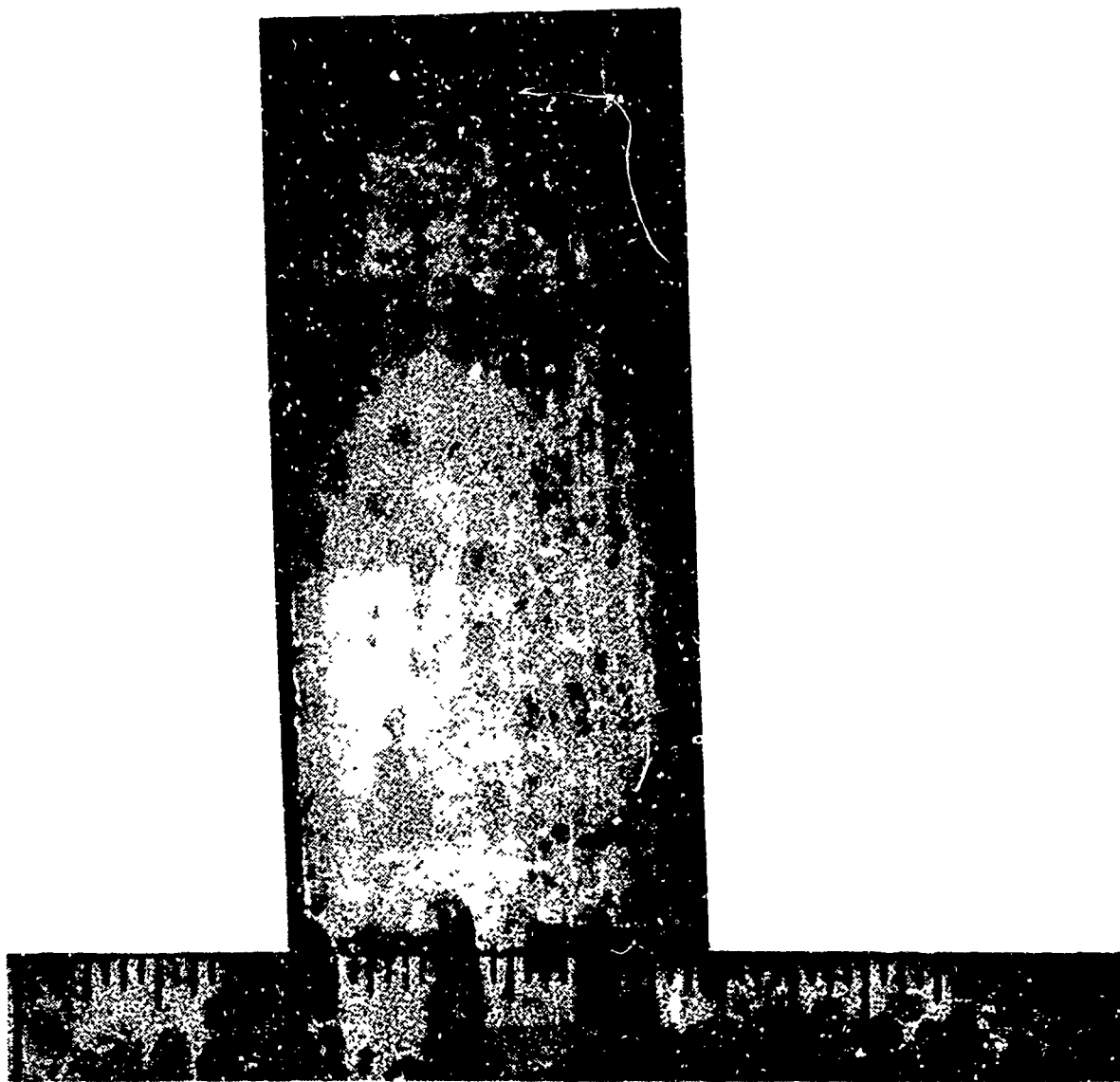


FIGURE 1 SALT BRIQUETTE

X-28

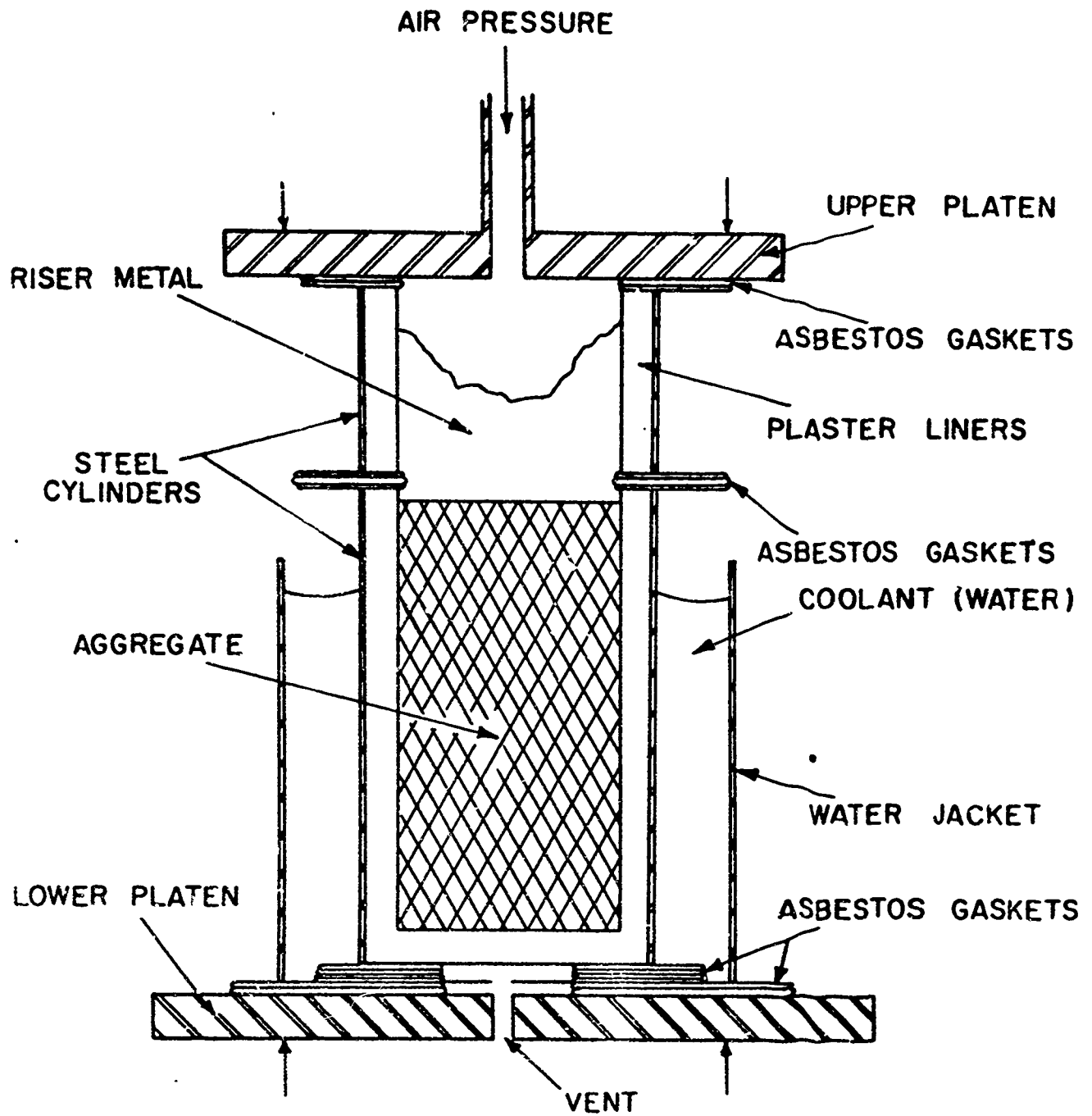


Figure 2. Schematic illustration of method for infiltration of soluble aggregate and solidification of cellular metal castings

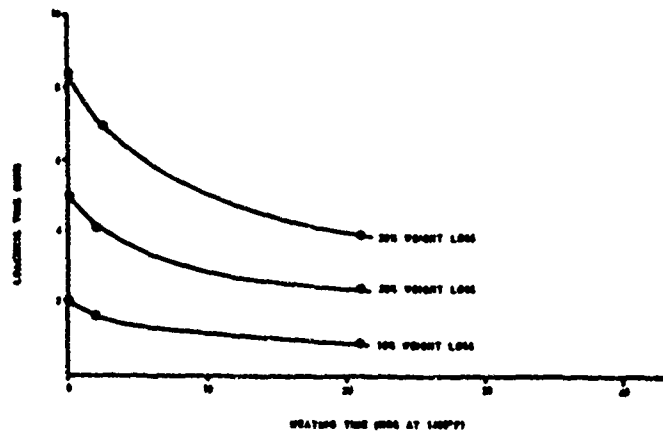


Fig. 3 Effect of Thermal Treatment on Leaching Rate (Static). Bath Size: 1 Gallon. Specimen Size: 2" Dia. x 2" Lg. Water Change: 1 Hr Intervals

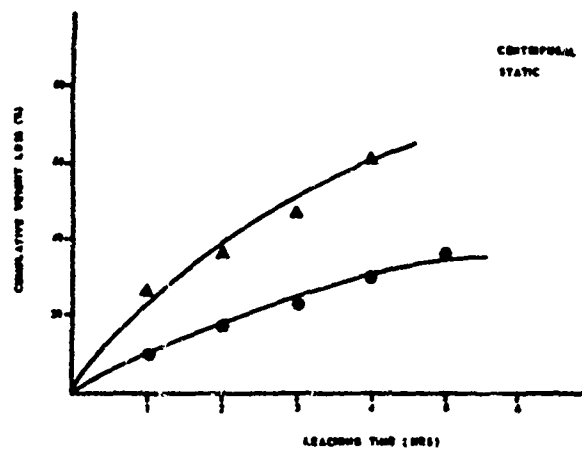


Fig. 4 Effect of Centrifuge on Leaching Rate. Bath Size: 1 Gallon. Specimen Size: 2" Dia. x 2" Lg. Water Change: 1 Hr. Intervals

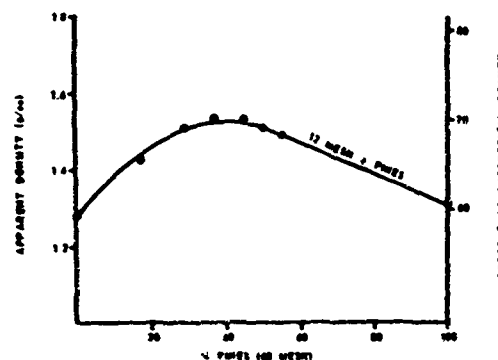


Fig. 5 Effect of Percentage Fines on the Apparent Density of a Two Sieve Distribution Salt Aggregate

x 10

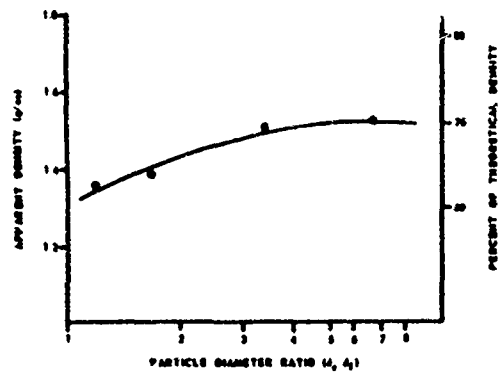


Fig. 6 Effect of Particle Diameter Distribution on the Apparent Density of a Two Sieve Distribution Salt Aggregate - 40% Fines (Mixture)

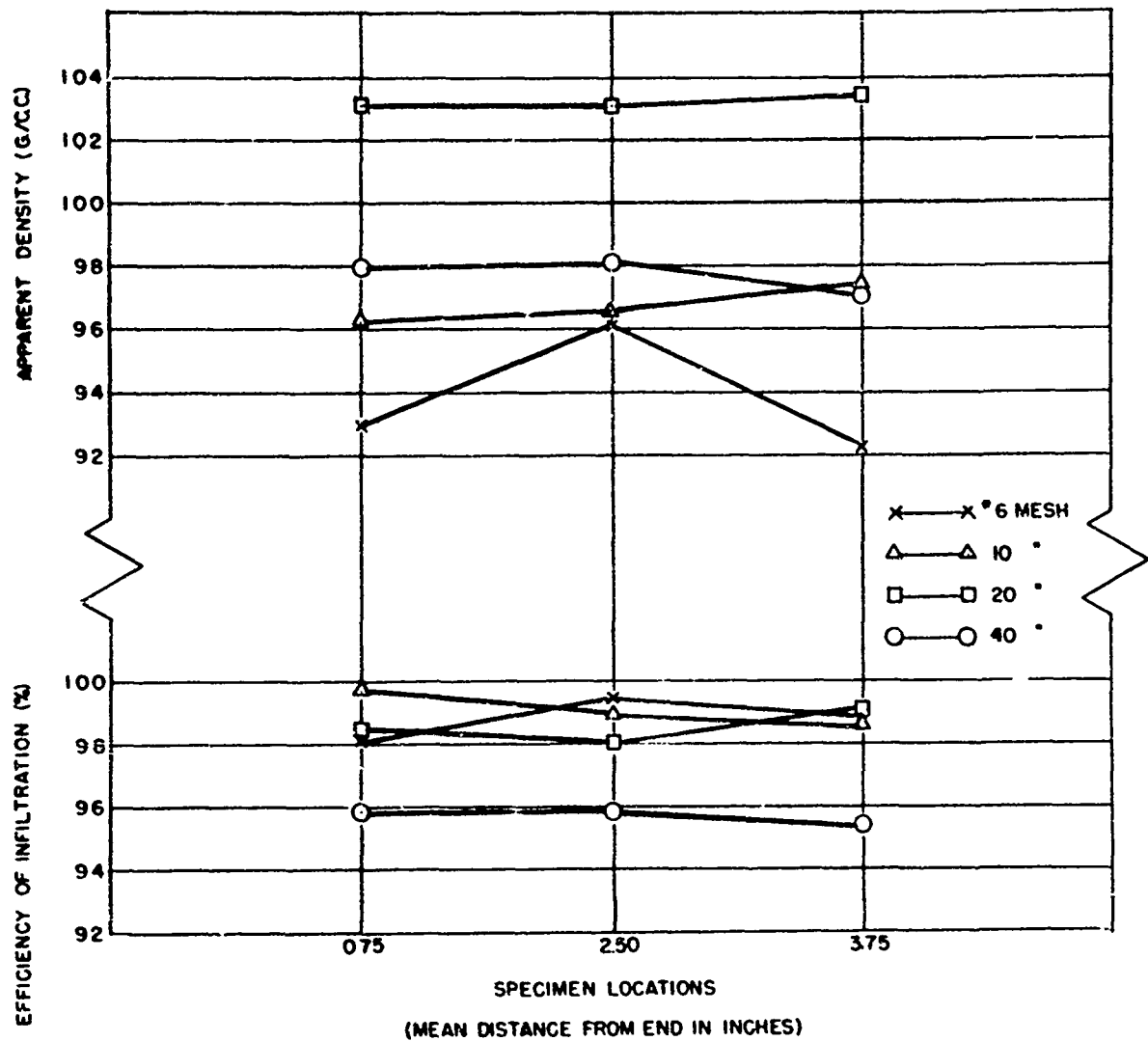


Fig. 7 Apparent Density and Efficiency of Infiltration of High Purity Cellular Aluminum Castings

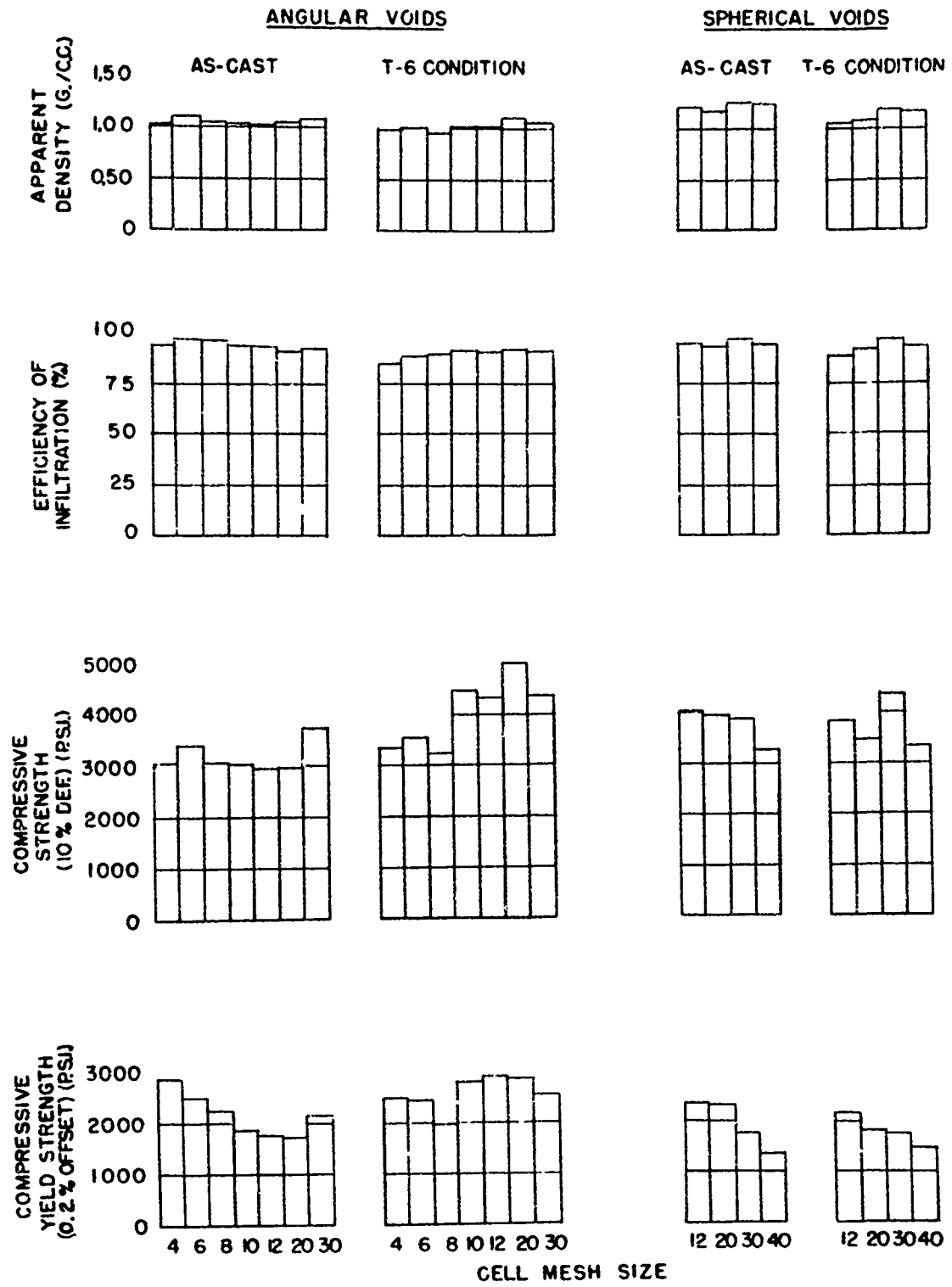
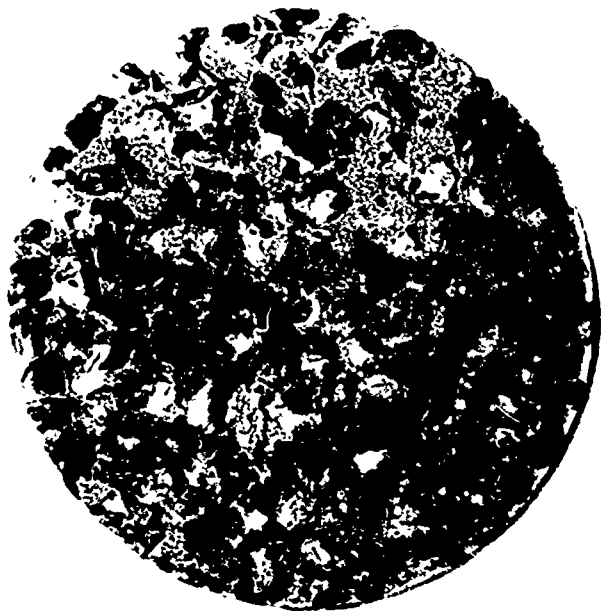
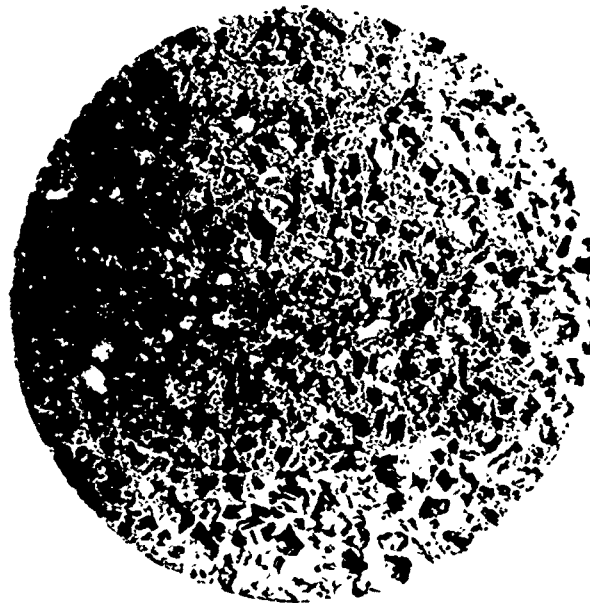


Fig. 8 Properties of Cellular 356 Aluminum Alloy



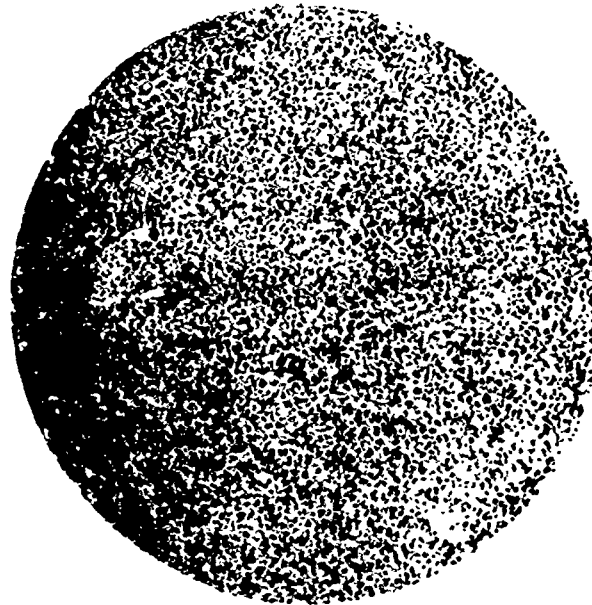
#8 (2.36 mm)



#10 (1.65 mm)



#20 (0.83 mm)



#40 (0.41 mm)

Fig. 9 Cellular 356 Aluminum Alloy Discs Showing Range of Cell Sizes
Mag 2X



As-cast

Heat-treated (T-6)

Fig. 10 Microstructure of Cellular 356 Aluminum Alloy, # 10 (1.65 mm)
Cell

Mag. 250X

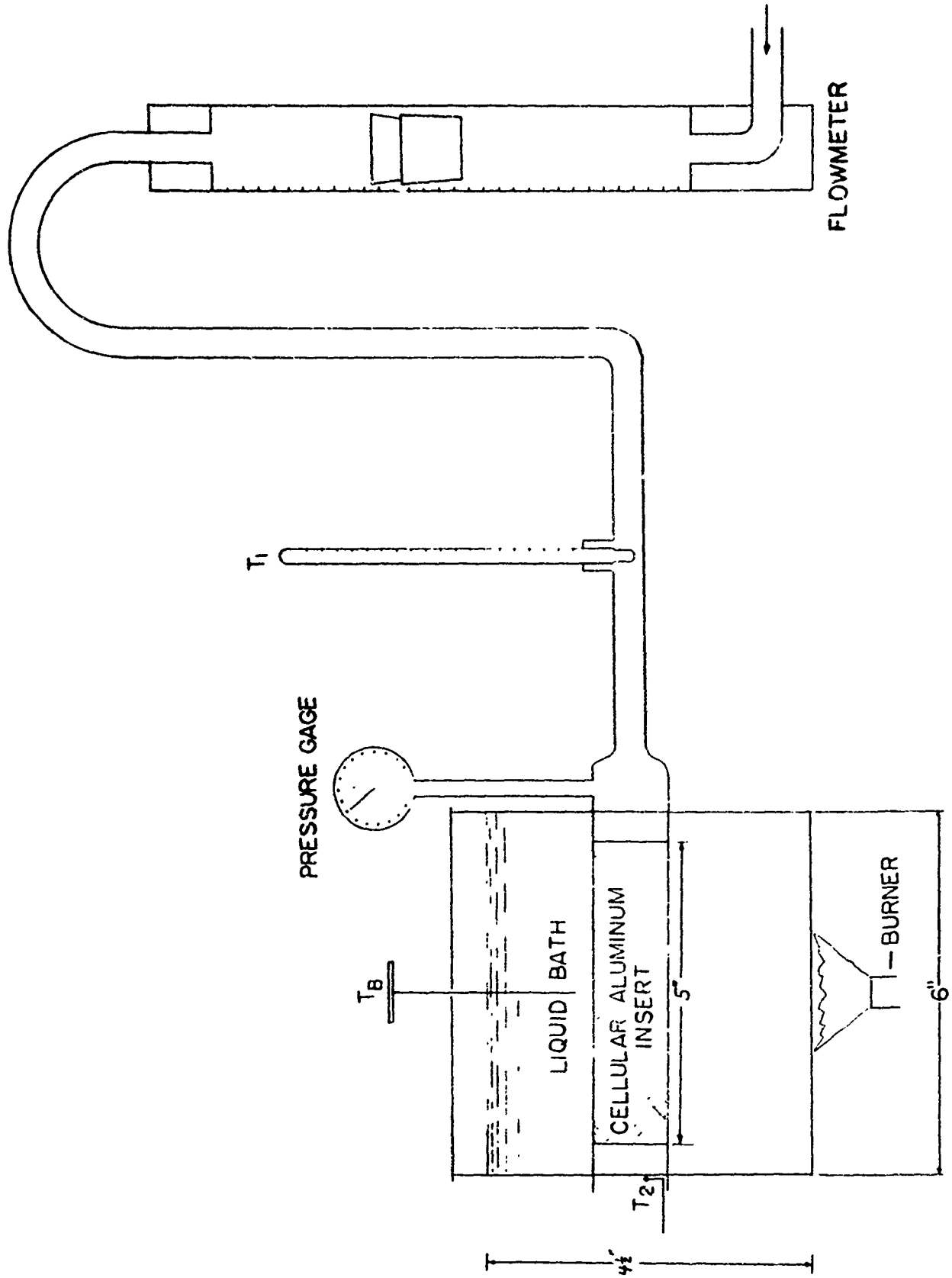


Fig. 11 Heat Exchange Apparatus

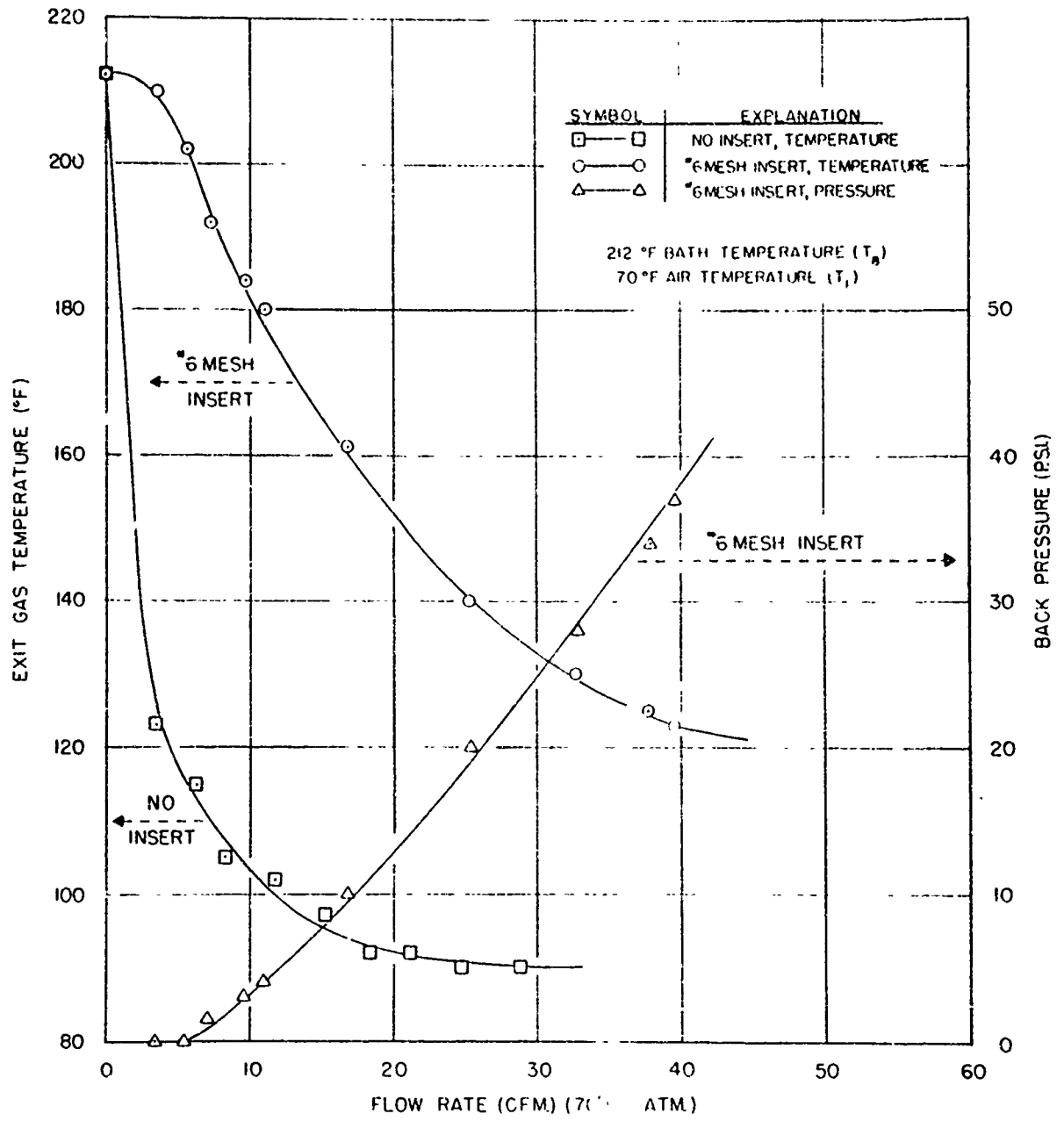


Fig. 12 Exit Air Temperature (T_2) and Back Pressure as Functions of Air Flow Rate

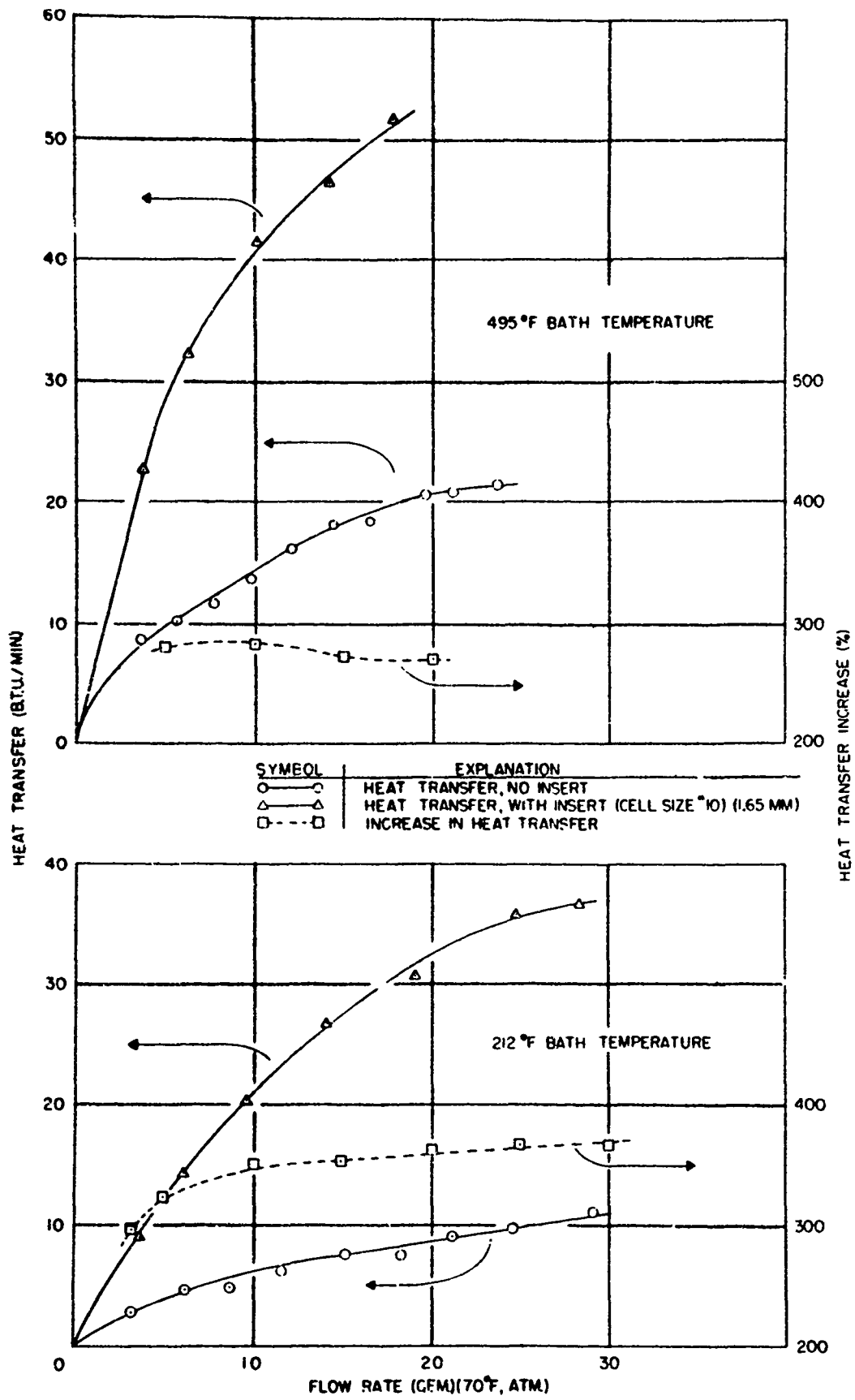


Fig. 13 Heat Transfer Rates of Air Flowing through Blank Tubes and Tubes containing Cellular 356 Aluminum Alloy Inserts

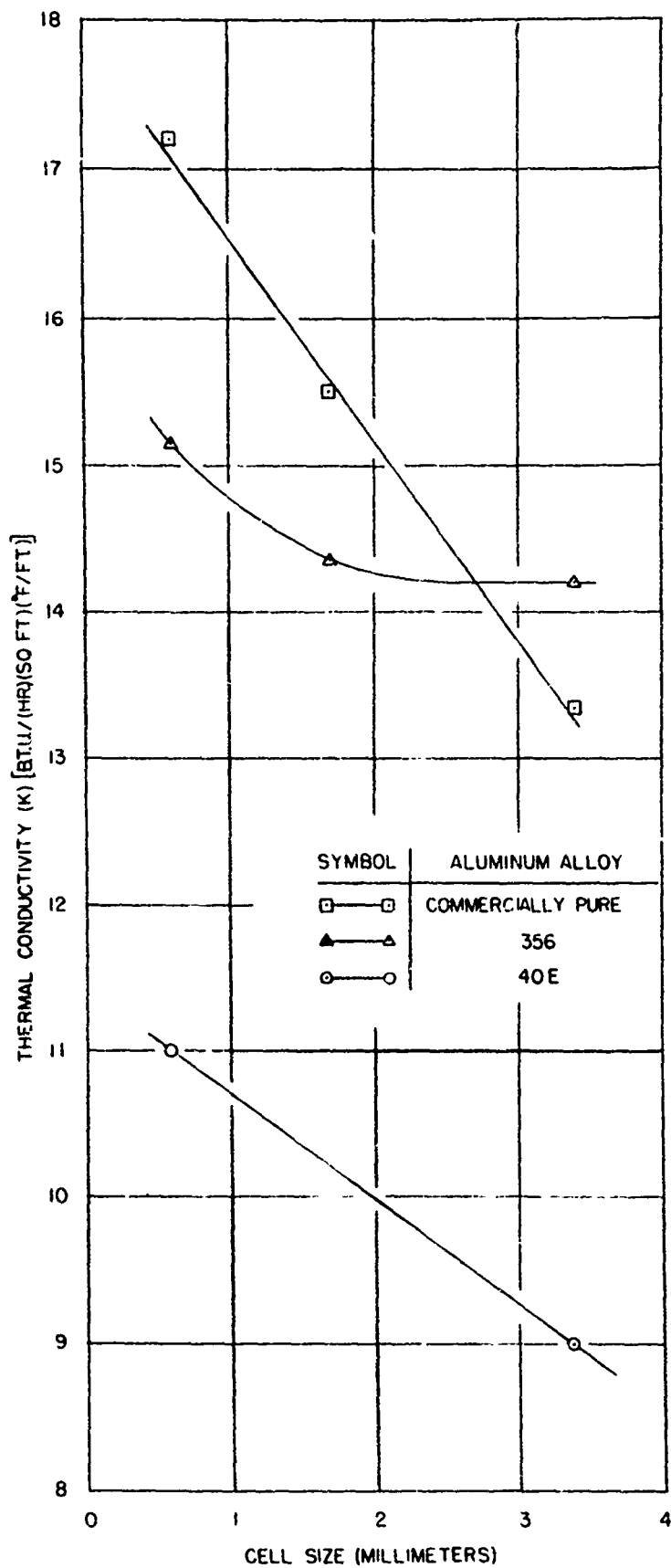


Fig. 14 Thermal Conductivity (k) vs. Cell Size (mm, (Drucker)

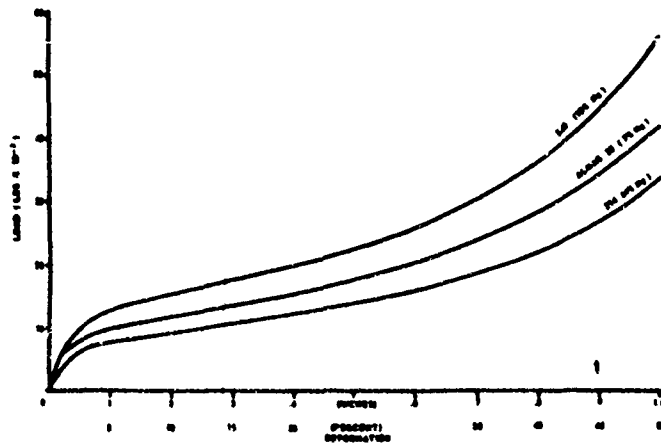


Fig. 15 Compression Test Record of Cellular Aluminum-Magnesium Alloys
Cell Structure: Std. Dist.



Fig. 15A Compression Specimens

Single Structure

A. 0% Compression

B. 50% Compression

C. 62% Compression

Duplex Structure

D. 0% Compression

E. 70% Compression

Alloy: 214 Mag: 1x Test Rate: 0.3 in./min.

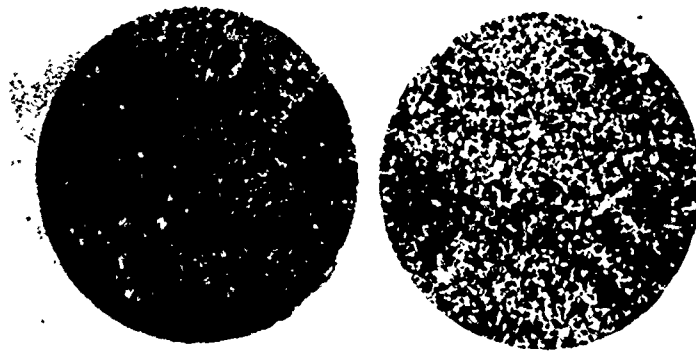


Fig. 16 Sections of Cellular Antimonial Lead Material
Left: Cell Diameter 0.033 inches
Right: Cell Diameter 0.093 inches

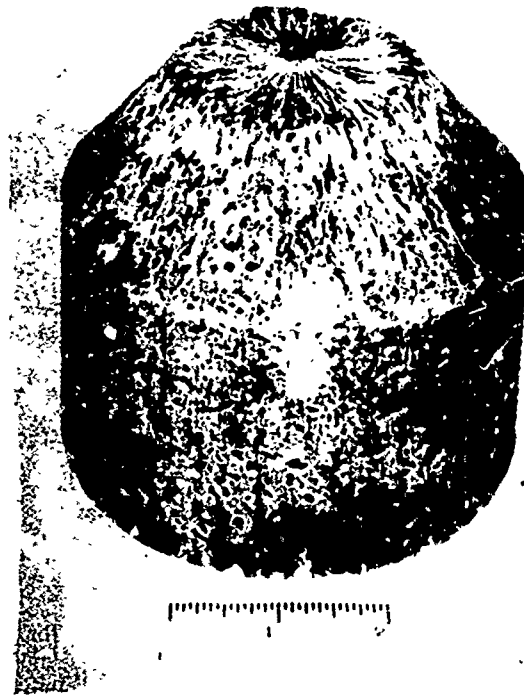


Fig. 17 Partially Extruded Cellular Aluminum Billet

L-40



Fig. 18 Salt Filaments Recovered From Extruded Antimonial Lead (9% Sb) - NaCl Composit Rod. Mag. Approx. 3x



Fig. 19 Positives of Radiographs of Transverse Sections of Lead-Salt Composites, 6x

Left: Antimonial Lead
Right: Pure Lead

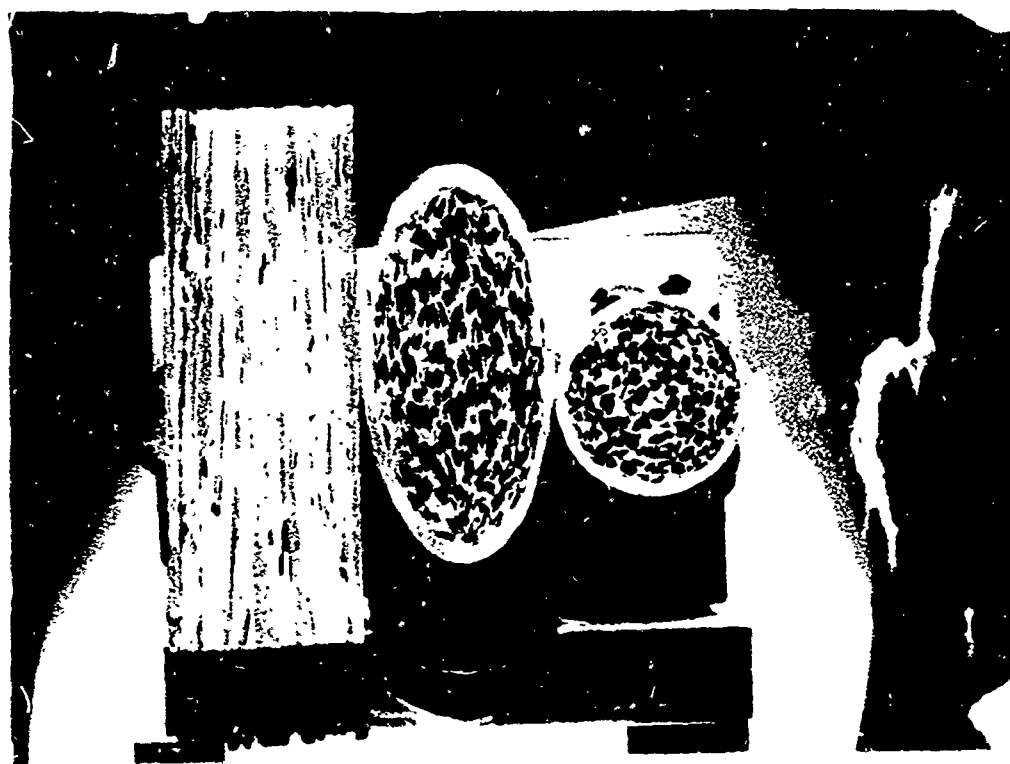


Fig. 20 Longitudinal, Diagonal and Transverse Sections of Leached Al-Salt Extrusion. Extrusion Ratio: 10x (Area). Mag: 1x

CRITERIO DE SOLDABILIDAD DE ACERO

por

Julio Fava, Elfas Ayarza y Alvaro Covarrubias

1. Introducción

Al plantear el problema de analizar la soldabilidad de un acero, se tropieza con la dificultad de poder medir una propiedad tan compleja como ésta. Si se revisa la literatura existente sobre los ensayos de soldabilidad se encuentra una proliferación inmensa de métodos y tests, sin mucho orden, que poco dirán al técnico interesado en el problema. El hecho de que existan tantos tipos de ensayos, está indicando que no hay ninguno que sea tan definitivamente indicativo, como para prevalecer sobre los demás.

Medir la capacidad de un acero para ser sometido al proceso de soldadura no es una tarea fácil, por la complejidad del problema, el número de variables que intervienen en él. Por esta razón será imposible encontrar "un" ensayo que sea capaz de indicar él sólo si un acero es soldable y en qué condiciones. La determinación de la soldabilidad, deberá ser siempre objeto de varios ensayos complementarios entre sí, los que, midiendo distintas variables, den elementos de juicio al científico y al técnico para analizar el problema, con una visión de conjunto.

El problema de la soldabilidad radica especialmente en la capacidad del acero para soportar el ciclo térmico de la soldadura, sin una pérdida apreciable de sus cualidades mecánicas. Es éste el problema, al que el metalúrgico debe prestar la mayor atención.

El conocimiento más exacto posible de lo que ocurre en un acero sometido

al proceso de soldadura, tomando en cuenta todas las variables que intervienen en él, será necesario no sólo para el científico que trate de establecer ensayos de soldabilidad, sino para el técnico que use dichos ensayos.

Para determinar los ensayos de soldabilidad más eficaces, es conveniente estudiar el proceso de soldadura a través de los defectos que se presenten en un acero soldado, para luego ver como medir por medio de ensayos el peligro que significa la presencia de un defecto cualquiera. Este será el método que se seguirá en el presente trabajo.

No es posible en tan poco espacio referirse a fondo respecto a la teoría de la soldadura, sin el riesgo de esquematizar. Se pretende por eso llamar la atención sólo sobre los rasgos más sobresalientes, a fin de situar el problema en sus verdaderos términos.

2. Los defectos de la soldadura

Los defectos de la soldadura, que podemos atribuir al metal de base, los podemos agrupar en 4 principales: grietas bajo el cordón, fragilidad de la zona afectada por el calor, agrietamiento del cordón en caliente y porosidades.

El mecanismo de los dos primeros defectos mencionados, se puede explicar a través del papel del hidrógeno que se introduce al acero por el proceso de la soldadura.

En una soldadura que se realice en presencia de hidrógeno en la atmósfera del arco, tendremos en la zona afectada por el calor, es decir aquella que sobrepase la temperatura de austenitización, una sobresaturación de hidrógeno. Esto se debe a que el hidrógeno en la austenita saturada no alcanza a escapar, quedando en la ferrita en 2 formas: Atómico en forma de solución intersticial y ocluido, precipitado en las micro cavidades del metal.

Cuando el metal se somete a esfuerzos, sean éstos internos (tensiones residuales) o externos (cargas aplicadas), se produce una distorsión de la red cristalina. Esta distorsión, caracterizada por una triaxialidad de tensiones, opera como un factor de difusibilidad del hidrógeno atómico, tendiendo éste a concentrarse en la zona de mayor distorsión, o sea: donde hay un mayor espacio para su concentración (1).

El hidrógeno presente en la red cristalina le dará fragilidad a ésta, por lo que en la zona de mayor triaxialidad será donde se inicie una grieta. Una vez pro-

ducida ésta, en dicha zona se producirá un alivio de tensiones. En cambio, en la zona de detención, se produce una zona de concentración local de tensiones, que pasa a ser en ese momento la zona de mayor triaxialidad. Allí empieza de nuevo a concentrarse el hidrógeno, repitiéndose el fenómeno. La discontinuidad de este fenómeno se ha observado experimentalmente.

El tiempo entre la aparición de nuevas grietas dependerá de la temperatura, que determina la velocidad de difusión del hidrógeno, y de la concentración del hidrógeno presente. El comienzo de una grieta, está relacionado con una triaxialidad mínima, que a su vez sea capaz de concentrar la cantidad mínima de hidrógeno necesario para fragilizar la red, hasta el punto de hacerla romperse. Mientras mayor sea el límite de fluencia de metal, será más fácil alcanzar la triaxialidad de tensión suficiente para iniciar la grieta.

La rotura por propagación de grietas, como se ha visto, es retardada respecto al momento de aplicación de la carga.

El hidrógeno que se encuentra oculto en el metal, se concentra en las microcavidades precipitando allí el hidrógeno y dando origen a grandes presiones que provocarán rupturas en piezas sometidas a esfuerzos menores que su límite normal de resistencia. Al romperse la pieza, en la superficie de ruptura se ven dichas cavidades, habiéndoseles llamado ojos de pescado por su aspecto. Esto provoca fracturas retardadas, ya que se necesita tiempo para la precipitación del hidrógeno. En probetas sometidas a impactos no se han encontrado "ojos de pescado".

Veamos ahora el fenómeno de producción de grietas bajo el cordón, a la luz del efecto del hidrógeno:

a) Grietas bajo el cordón.

La zona afectada por el calor queda con tensiones residuales, producto de dos factores: las tensiones provenientes de la contracción del enfriamiento y las tensiones provenientes de la transformación de austenita a martensita.

Aún en aceros dulces, se producirá martensita debido a la rapidez del ciclo térmico que no alcanza a homogeneizar la austenita, producto de la perlita, por lo que se producen núcleos de martensita. El enfriamiento rápido hará que la transformación de austenita a martensita, se produzca hasta a temperaturas bajas⁽³⁾.

El cambio de volumen que se produce en la transformación dará origen a tensiones internas, las que serán máximas en la zona límite en-

tre el metal que se fundió y el que nó, ya que ahí hay diferente composición química, por lo tanto diferentes cambios de volumen. Esto hará precisamente que las grietas sean bajo el cordón⁽⁴⁾.

La templabilidad del acero, o su facilidad para producir estructuras poco dúctiles en la zona afectada por el calor, será el segundo factor que promueva las grietas, al impedir la atenuación por fluencia de las tensiones residuales. Las segregaciones serán también promotoras de la presencia de estructuras frágiles.

El tercer factor es el hidrógeno, que actúa según su mecanismo habitual. Las grietas bajo el cordón son retardadas al momento de la soldadura, y se producen a bajas temperaturas.

b) Roturas frágiles.

El segundo de los defectos de la soldadura, en los cuales el hidrógeno tiene un papel primordial, es el de las roturas frágiles que se producen en la zona afectada por el calor.

Las tensiones que aparecen en este caso se deben a las tensiones residuales del enfriamiento, o a los efectos de triaxialidad provocados por cargas externas en la zona en que se localicen concentraciones de fatigas. El factor de tensiones internas, con el efecto del hidrógeno, provocarán grietas y por consiguiente ruptura en piezas cargadas dependiendo de la ductilidad de la zona. La ductilidad para este caso se mide a través de la temperatura de transición. A temperaturas mayores que la de transición la ductilidad del metal será suficiente para atenuar las tensiones, por lo que no se alcanzará la tensión unitaria crítica de iniciación de grietas.

El ciclo térmico de la soldadura generalmente baja la temperatura de transición en la zona afectada por el calor. En piezas que trabajen bajo la temperatura de tensión, se pueden producir roturas frágiles súbitas, debido a la falta de ductilidad. Estas fallas se localizan en la zona afectada por el calor, pero que no llegó a fundir pues ahí se encuentran las estructuras más deshomogeneizadas, por la rapidez del ciclo térmico⁽⁵⁾.

El otro efecto de roturas frágiles o roturas sin el alargamiento correspondiente se produce por el fenómeno de los "ojos de pescado", que no sólo disminuyen la sección soportante de la pieza, sino también promueve concentraciones locales de tensión en sus bordes.

c) Agrietamiento en caliente.

Al enfriarse el cordón soldado, debe resistir las tensiones que se ejercen sobre él, producto de la contracción del metal que se enfría y de la rapidez de transformación de la estructura en la cual se encuentra el cordón soldado.

Si el metal que fundió no tiene a alta temperatura suficiente ductilidad, se producirán grietas. La ductilidad a alta temperatura dependerá fundamentalmente de la composición química del metal que se fundió, que será una mezcla del metal base y el metal de aporte. Si en el metal que está solidificando se producen compuestos que tengan un punto de fusión menor que el del metal cuando aparezcan las primeras tensiones del enfriamiento, aún habrá fase líquida que será incapaz de soportar tensión, produciéndose grietas(6).

Hay dos elementos promotores de este fenómeno: El carbono, que aumenta el rango de solidificación, principalmente en la zona de existencia de Fe delta, haciendo que baje la línea de solidus.

La segunda fase líquida residual y la más importante, es la del FeS. El sulfuro tiene un punto de fusión menor que el de Fe gama. Como líquido se junta en los bordes de los granos reduciendo su cohesión. El Mn neutraliza al S, formando sólo una inclusión inofensiva. Parece que el contenido crítico de S para que no se produzcan grietas por efecto del FeS es 0,035%. Con una razón Mn/S mayor que 14,5 con contenidos totales de azufre pero con segregaciones de él, se producirán agrietamientos.

El efecto de los otros elementos de aleación en la promoción de agrietamiento en caliente es incierto(7).

d) Porosidades.

Se producen por la formación de gases en el interior del metal líquido y que debido a la rapidez del enfriamiento no alcanzan a salir.

El principal gas que se produce en el seno del metal es el H₂S. Producido por la desulfuración del líquido por el hidrógeno de la atmósfera del arco. En aceros con contenido de S mayor que 0,05% o en aceros con segregación de azufre, habrá porosidades.

El oxígeno presente en la atmósfera del arco, formará CO que también tratará de escapar en forma de burbujas.

Esta revisión muy sumaria de los defectos posibles en una soldadura nos indica que no sólo basta con producir uniones soldadas sanas, sino que es necesario preocuparse de las características mecánicas con las que ha quedado la pieza. Una soldadura frágil puede ser morfológicamente sana, pero representa en la pieza un punto débil que la hará incapaz de rendir el servicio para el cual estaba proyectada.

3. Los ensayos de soldabilidad.

Los diversos ensayos de soldabilidad nos permiten medir la reacción del acero frente a las variables que inciden en el proceso. La unificación de los valores y datos obtenidos sólo podrá hacerse por el criterio del técnico que tenga en mente la totalidad del proceso y sepa ponderar el valor de cada uno de los datos que dispone, asimismo según el tipo de acero de que se trate, serán los ensayos a que sea necesario someterlo.

a) Los ensayos de recepción

En ellos incluimos aquéllos que nos permiten conocer las características físicas y químicas del acero que pretendemos soldar.

El primero es el análisis químico. Este nos indica sólo la cantidad de elementos presentes, pero no la forma como se encuentran repartidos. Tampoco nos indica el contenido de gases que puede haber en el acero.

La homogeneidad entendida a través del contenido de inclusiones, la podemos determinar a través del método ASTM E 45 - 62 T, que clasifica a los aceros en una escala arbitraria según el contenido de óxidos, sulfuros, silicatos y alúminas.

La homogeneidad que más interesa conocer, es respecto a la repartición del Azufre y el Fósforo, que serán promotores de grietas en caliente y estructuras frágiles. El estado de segregación de estos elementos puede determinarse por los métodos del "Sulfur Printing" y del "Phosphorous Printing".

La historia térmica y mecánica del acero será útil conocerla ya que ésta puede darnos una pauta del grado de desoxidación, del grado de tensiones de laminación, de las segregaciones y de la estructura metalográfica.

Interesa predecir el comportamiento que tendrá nuestro acero frente al hidrógeno que se introducirá durante la soldadura. Para determinar esta sensibilidad al hidrógeno hay un método que consiste en comparar el acero en cuestión con otro acero patrón y su comportamiento frente a las fracturas retardadas. Se comparan las curvas de carga aplicadas contra tiempo transcurrido hasta la ruptura en probetas de tracción entalladas. Se trazan las curvas de los aceros en estado de recepción y saturados con hidrógeno. Las probetas se saturan con hidrógeno calentándolas a 950°C en atmósfera de este gas o cargándolas electrofóticamente como cátodos en una solución ácida.

La comparación de estas curvas indicará si el rango de fatigas entre las cuales se producen fracturas retardadas es grande comparado con el de un acero normal. Si las fracturas se producen en un tiempo corto, el acero será muy sensible al hidrógeno.

Las curvas del acero al estado de recepción dan una pauta del contenido de hidrógeno que hay en él, proveniente del proceso de fabricación.

Este método de determinar la sensibilidad al hidrógeno es exclusivamente comparativo y no cuantitativo⁽⁸⁾.

El último ensayo de recepción que puede hacerse es el ensayo de templabilidad o "Jominy test". Este ensayo indicará la susceptibilidad del acero a templarse, información que puede ser útil en la prevención de grietas bajo el cordón y roturas frágiles.

b) Los ensayos de grietas bajo el cordón.

Entre los muchos métodos que se han propuesto para evaluar el peligro de grietas bajo el cordón, hay dos que parecen ser los más indicativos: el método C. T. S. y el del carbono equivalente.

El método C. T. S. (Controlled Thermal Severity)⁽¹⁰⁾ consiste en depositar cordones de soldadura con un procedimiento igual al que se empleará en la soldadura real entre 2 planchas con un número de severidad térmica equivalente.

Se entiende aquí por número de severidad térmica al número de calaminos para el flujo de calor de un espesor de $1/4''$ que llegan al cordón. Así 2 planchas de $1''$ soldadas a tope, tendrán el número de severidad térmica igual a 8. El número de severidad térmica está aproximadamente correlacionado en forma directa con la velocidad de enfriamiento. Las planchas se apertan a fin de darle rigidez al conjunto, además se sueldan la-

teralmente, con el mismo fin.

Los cordones de prueba se seccionan para observar si hay grietas. La presencia de grietas va a estar determinada por todos los factores que influirán en la práctica, incluso el papel del hidrógeno.

Se ha comprobado que el ensayo C. T. S. presenta una buena correlación con el comportamiento de uniones reales con el mismo número de severidad térmica.

Es por esta razón, que el test C. T. S. ha extendido su uso ampliamente.

El segundo método de predecir la presencia de grietas bajo el cordón lo da el cálculo del carbono equivalente.

El carbono equivalente, que tiene una regularmente buena correlación en la posibilidad de presencia de grietas bajo el cordón es:

$$C.E. = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni}{20} + \frac{\%Cr}{10} - \frac{\%Mo}{50} - \frac{\%V}{10} + \frac{\%Cu}{40}$$

A partir de los valores del carbono equivalente se han determinado una serie de recomendaciones respecto a cómo soldar con distintos espesores.

La ventaja del método C. T. S. sobre el del carbono equivalente, es que el primero toma en consideración todos los factores de la soldadura, mientras que el segundo sólo mide la facilidad de aparición de estructuras de temple, aunque el método del carbono equivalente otorga una primera información que puede ser útil.

c) Los ensayos de rotura fragil.

Para conocer el modo como el ciclo térmico de la soldadura ha afectado la estructura metalográfica del acero se ha propuesto un método que consiste en calcular analíticamente el ciclo térmico experimentado por un punto determinado del metal, y reproducirlo experimentalmente en una probeta de dimensiones de ensayo. Esta probeta puede ser sometida a ensayos mecánicos, de tal modo de determinar los ciclos térmicos críticos que darán estructuras peligrosamente frágiles en la zona afectada por el calor; de acuerdo a standards de fragilidad que se establezcan⁽¹¹⁾.

Actualmente se encuentra en experimentación en nuestra Universidad

el aparato para producir ciclos térmicos de soldaduras sobre probetas de ensayo. El ensayo de templabilidad también nos da una pauta del peligro de fragilización del acero debido al ciclo térmico.

Hay dos ensayos directos que nos dan una pauta sobre soldabilidad en servicio del acero: son el ensayo "Kinzel" y el ensayo "Cabelka".

El primero consiste en depositar un cordón en las condiciones reales de soldadura, sobre una plancha del espesor de la que queremos soldar. A la plancha soldada se le hace un entalle para provocar una concentración de tensiones sobre la zona afectada por el calor. La probeta se somete a la prueba de doblado, pudiéndose determinar una temperatura de transición de ductibilidad al entalle con la contracción lateral en el ancho, que experimenta la probeta 1/32" bajo el entalle, hasta el momento de la ruptura (12).

El ensayo Cabelka consiste en determinar la tenacidad de los distintos puntos de la zona afectada por el calor, tomando probetas Charpy con ejes a distintas distancias del eje de la soldadura. Luego se traza la curva tenacidad versus distancia al eje.

La comparación de estos valores, con valores de la tenacidad de probetas en el metal base sin afectarse, dirá que un acero es soldable si los valores encontrados no difieren más de un 50% de los valores del metal base.

Si bien la prueba del impacto no se está aplicando sobre una zona de estructura perfectamente homogénea en cada probeta, los resultados obtenidos han sido satisfactorios, habiéndose adoptado este ensayo en Checoslovaquia para todas las obras soldadas de importancia (13).

Con los ensayos de rotura frágil mencionados se ha medido la ductilidad al entalle, la templabilidad, el efecto del hidrógeno y la fragilidad de la zona afectada por el calor. Desgraciadamente los resultados de estos ensayos no son estrictamente cuantificables, por lo que llegamos a tener que decir una vez más que debe primar el criterio para ponderar los resultados obtenidos en los experimentos.

e) Los ensayos de fisuración en caliente.

Como el fenómeno del agrietamiento en caliente se debe principalmente a la composición química del acero, es posible, y así se ha hecho, establecer condiciones de soldabilidad en función de los contenidos de elementos de aleación. Debe prestarse también atención a las segregaciones de

azufre⁽¹⁴⁾. En cuanto a ensayos directos, no hay ninguno que pueda señalarse como definitivamente indicador de la susceptibilidad del agrietamiento en caliente.

La presencia de porosidades en el acero será posible predecirla a través de la composición química y del procedimiento de soldeo, no siendo necesario ensayos directos.

El conjunto de ensayos mencionados, se han destacado por dar una información relativamente completa, y por ser de fácil aplicación para La laboratorios de asesoría de industrias.

En la determinación de ensayos de soldabilidad aún falta mucho que investigar y conocer, ya que es notorio que los elementos de que se dispone en la actualidad son fragmentarios y no del todo al día con los modernos requerimientos de la técnica.

A N E X O

EXPERIENCIAS DE LA SOLDABILIDAD DEL ACERO C. A. P. Aº 212 GRADO B

1. Antecedentes

El presente estudio es una aplicación de los criterios de soldabilidad establecidos anteriormente a un caso real y de aplicación práctica.

Su finalidad es doble: por un lado ilustrar de una manera gráfica los criterios de soldabilidad recomendados y por otro lado, establecer las características de soldabilidad del acero elegido.

La elección del acero por estudiar se hizo tomando en consideración la creciente importancia que está adquiriendo el uso de él en nuestro medio a la vez de el hecho de ser éste un acero de soldabilidad difícil.

El acero A-212 grado B es fabricado en Chile por la Compañía de Acero del Pacífico. Su uso está encaminado a la construcción de recipientes de presión, habiéndose ya empleado en la construcción de estanques para gas licuado u oxígeno.

La construcción de estos estanques se hace de acuerdo a las normas A. S. M. E. 1959. Su control de calidad, en la laminación del acero y en las maestranzas corre por cuenta del "Lloyd Register of Shipping". Este control se lleva a cabo por la verificación de las propiedades mecánicas mínimas establecidas para este acero y por la inspección visual y radiográfica de las soldaduras. Además, se somete al metal de aporte de la soldadura a la prueba de doblado prescrita por la A. W. S.

La soldadura de los estanques se hace por el método de soldadura automática bajo fundente. El precalentamiento se da con soplete oxi-acetilénico, controlándose la temperatura por medio de lápices indicadores, cuyo rastro funde a la temperatura precisa.

El presente estudio, se referirá a la plancha de 1" de espesor, que es empleada en la fabricación de estanques para gas licuado.

Para estudiar el problema del comportamiento del acero frente al ciclo térmico de la soldadura, se ha debido aislar como variable al procedimiento de soldeo y los efectos que éste tenga en el comportamiento del metal soldado. A fin de lograr esto, se hicieron las probetas de ensayo con el método de soldadura bajo Argón sin aporte de metal. La atmósfera del arco, en este caso, de por sí no puede producir ningún problema de oxidación o hidrogenación. Además, al no aportar metal eliminamos cualquier problema derivado de la diferencia de composición química entre el metal de base y de aporte. En consecuencia, podemos decir que sólo daremos al metal un ciclo térmico similar al de la soldadura.

El arco se estableció en un electrodo de Tungsteno colocado concéntrico en la boquilla del Argón. El voltaje y la corriente se controlaron con los indicadores correspondientes.

Se compararon dos métodos distintos para soldar. Uno de alta potencia en el arco (método A), con tres pases iguales; y otro de menor potencia en el arco (método B), variando las condiciones en cada pase. Esto tiene por objeto ver la variación del comportamiento del acero al variar la potencia en el arco.

Método A.

3 pases con 192.000 Joules/pulgada cada uno
 voltaje 32 volts
 corriente 100 Amp.
 velocidad de avance 2,25 pulg./min.

Método B.

1er pase	2do pase	3er pase
85.000 Joules / in	125.000 Joules / in	102.000 Joules / in
32 Volts	32 Volts	32 Volts
100 Amp.	100 Amp.	100 Amp.
2,25 pulg./min	1,5 pulg./min	1,9 pulg./min

2. Composición Química

El análisis de la composición química del acero en estudio arrojó los siguientes resultados:

C = 0,31 %
Mn = 0,90 %
Si = 0,27 %
S = 0,021 %
P = 0,030 %

El carbono equivalente resulta igual a 0,46%.

3. Homogeneidad.

Se estudió la homogeneidad de este acero a través de su contenido de inclusiones y de la distribución del azufre y el fósforo.

a) Contenido de inclusiones

Se hizo de acuerdo con la norma A.S.T.M.E. 45-62 T. El método consiste en observar a 100 diámetros con gráficos patrones. Estos gráficos indican el contenido de óxidos, silicatos y alúminas en una escala standard de 1 a 5, creciente con el contenido de cada una de estas inclusiones.

Las inclusiones anotadas fueron óxidos clasificados como de N^o 1.

Por esto podemos decir que este acero no presenta inclusiones de importancia como para afectar su soldabilidad.

b) Distribución del azufre

La distribución del azufre fue determinada por el método del "Sulphur Printing", que consiste en atacar una muestra pulida de modo que los núcleos de MnS impregnen un papel fotográfico puesto a presión sobre ella.

La comparación de esta fotografía con otras similares de la litera

tura mostró que el azufre se encuentra bien distribuido.

c) Distribución del fósforo.

Se determinó a través del método del "Phosphorous Printing" que consiste en teñir las inclusiones de fósforo con reactivos sobre una muestra pulida.

La observación de la muestra demostró que tampoco existen segregaciones de fósforo.

4. Estudio de la sensibilidad a la fragilización con hidrógeno.

Se comparó el comportamiento del acero A-212 con el A-56, frente a las fracturas retardadas, en una prueba de tracción con probetas entalladas cargadas electroquímicamente con hidrógeno.

El análisis químico del acero A-56 dió el siguiente resultado:

C = 0,51 %
 Mn = 0,48 %
 Si = 0,050 %
 S = 0,039 %
 P = 0,015 %

La prueba de tracción se hizo con probetas normales de 1 cm de diámetro, 10 cm de largo, con un entalle de 60° de abertura y con un radio en la garganta de 0,001"; de modo de dejar una sección soportante de 0,5 cm de diámetro. La penetración del entalle se hizo con el medidor de avance del torno. El radio de la punta de la herramienta se dió con papel lija para pulir metales, midiéndose su curvatura en el microscopio a 100 diámetros. A fin de cuidar la curvatura de la herramienta durante el avance, con la punta calibrada, se avanzó sólo los últimos 0,01 cm. Además la herramienta fué recalibrada cada 5 probetas.

La saturación de las probetas con hidrógeno se logró sumergiéndolas como cátodos en un baño electrofítico de ácido sulfúrico al 10%, con un gramo de As_2O_3 por cada 3 galones de solución, con una densidad corriente de 0,3 Amp/pulg² con ánodos de Pb durante 6 hrs.

El control del tiempo de ruptura se obtuvo con un reloj que era parado auto

máticamente por la máquina de tracción en el momento de romperse la probeta.

En la tabla 1 podemos observar los resultados obtenidos.

T A B L A 1.

<u>Carga (kgs)</u>	<u>A - 212</u>	<u>Tiempo de ruptura</u>
1350		0
1350		0 hora 29 min.
1300		2 horas 52 min.
1275		4 horas 23 min.
1250		7 horas 18 min.
1200		11 horas 13 min.
1100	mayor que A - 56	36 horas 35 min.
1470		0
1420		1 hora 15 min.
1400		1 hora 17 min.
1350		1 hora 58 min.
1300		2 horas 56 min.
1250		3 horas 4 min.
1200	mayor que	16 horas

El acero A-212 muestra una menor sensibilidad a la fragilización por hidrógeno, lo que pone en evidencia por el menor rango que se observa entre la carga de ruptura y la carga de duración estática. En otras palabras la zona de esfuerzos en la que se percibe la acción del hidrógeno es menor. Además, la zona es de pendiente mucho menor, lo que muestra que la fragilización que presenta el A-212 es más lenta que la del A-56. Este fenómeno podemos explicarlo a través de la composición del A-56, cuyo alto contenido de C lo hace ser un acero frágil.

3. Ensayo de rotura frágil

Se estudió la fragilidad del acero resultante del ciclo térmico de la soldadura a través del ensayo "Kinzel o doblado de cordón longitudinal con entalle". (Este ensayo se describe anteriormente en la parte 3. LOS ENSAYOS DE SOLDABILIDAD, parte c, los ensayos de rotura frágil).

Se compararon los dos ciclos térmicos antes mencionados a distintas temperaturas de precalentamiento para observar la variación de la temperatura de transición de la ductibilidad.

El criterio para medir la ductilidad fue la medición del porcentaje de contracción lateral que experimentan las probetas bajo el entalle al ser dobladas hasta la ruptura. La temperatura de transición fué determinada como aquella para la cual la contracción en el ancho de la probeta es de 1%.

La medición de este porcentaje se hizo midiendo el ancho de la probeta en el sentido del entalle y 1/32" debajo de él, antes y después de la prueba de doblado. El momento de la medición final fue cuando se produjo el colapso por fractura súbita de la probeta. Esto ocurrió en todas las probetas, excepto en aquellas calentadas a 100°, que fueron las únicas que mostraron cargas de ruptura menores que la carga máxima.

En ellas se produjo esta carga antes de la iniciación de la grieta. Para ellas se midió la contracción a carga máxima.

Las temperaturas de prueba obtenidas en agua a la temperatura requerida, hielo y mezcla de hielo y sal, según el caso.

TEMPERATURA DE TRANSICION

<u>Temp. de soldeo</u>	<u>Con procedimiento A</u> (Alta potencia en el arco; tres pases iguales)	<u>Con procedimiento B</u> (Menor potencia, variando condiciones de cada pase)
0° C	6° C	35° C
ambiente	9° C	9° C
100° C	0° C	12° C

El examen de estos valores nos indica, como era de esperar, que el método A, al tener mayor potencia, da valores menores de la temperatura de transición, lo que muestra como superior al método A, de mayor energía en el arco, frente al método B.

La conclusión más importante que nos arrojan los valores encontrados es que, a temperatura ambiente se está o por debajo o apenas sobre la temperatura de transición, lo que indica que a la temperatura normal de servicio la zona soldada será frágil.

El precalentamiento a 100° C disminuye sólo levemente la temperatura de transición en el caso A.

6. Ensayos de grietas bajo el cordón

El valor del carbono equivalente nos debe poner alerta sobre el peligro de la presencia de grietas bajo el cordón. Las condiciones recomendadas para soldar un acero con este valor del carbono equivalente consiste en precalentar entre 100 y 200° C, y soldar con el electrodo de bajo hidrógeno, condiciones que se pudo observar se cumplen en la práctica de maestranza. Además, los informes del Lloyd sobre la inspección de la construcción de estanque para gas licuado, revisados durante el presente estudio, no detectaron grietas de este tipo.

Para comparar ambos procedimientos de soldadura, se sometió el acero al ensayo C. T. S., con los siguientes resultados:

<u>Temp. de soldeo</u>	<u>Procedimiento</u>	<u>Observaciones</u>
- ambiente	manual E 6010, tipo A	grietas en y bajo el cordón
- ambiente	manual E 6016 tipo A	sin grietas
- 100° C	Argonarc tipo A	sin grietas
- 0° C	Argonarc tipo A	grietas en y bajo el cordón
- 100° C	Argonarc tipo B	grieta en el cordón
- 0° C	Argonarc tipo B	grieta en y bajo el cordón

Las probetas fueron macrografadas y observadas visualmente.

Las secciones observadas tenían un número de severidad térmica igual a 8, equivalente a la de una unión de tope de dos planchas de 1" de espesor.

Este ensayo nos demuestra los efectos beneficiosos que tiene el precalentamiento para evitar las grietas en el cordón, aunque al precalentar sólo a 100° no parece que nos libere totalmente del peligro. Las grietas en el cordón mismo de las probetas soldadas sin aporte de metal se deben a que este acero fundido o recién solidificado, no es capaz de resistir la contracción debida al enfriamiento.

7. La fisuración en caliente

La composición química de este acero nos indica que él es altamente susceptible a la fisuración en caliente debido a su alto contenido de carbono. El azufre no tiene ninguna influencia debido a su bajo contenido (0,021 %), a que se encuentra bien distribuido, y a que se encuentra neutralizado por el manganeso, lo que se deduce del valor de la razón $Mn/S = 43$, valor que es muy alto.

El agrietamiento en caliente de este acero es el factor limitante máximo de su soldabilidad.

8. Porosidades

La composición química de este acero no indica que exista el peligro de porosidades en el seno del metal que fundió. Su bajo contenido de azufre así lo dice. Además, la presencia de óxidos, catalogada como N^o 2 en un máximo admisible de tres, nos indica que tampoco aquí existe un peligro de porosidades.

9. Conclusiones

Los ensayos a que ha sido sometido este acero nos permiten formarnos una idea del comportamiento de él frente al proceso de la soldadura, y establecer recomendaciones para su correcta operación.

Se ha visto que los mayores problemas que él presenta son el peligro de fragilidad de la zona soldada y la fisuración en caliente.

Otra conclusión importante es la notoria superioridad del método A, de mayor energía en el arco frente al B.

El precalentamiento aparece necesario para evitar las grietas en el cordón y para evitar la elevación en la temperatura de transición de la ductilidad, aunque esto último sea logrado sólo parcialmente con un precalentamiento de 100° C.

Como recomendaciones para soldar este acero de una manera adecuada y segura, mejorando las condiciones finales, citaremos las siguientes:

1. Se debe soldar con una alta energía por pulgada de cordón en el arco, por lo menos mayor que la empleada en el método B. Esto ayudará a disminuir las velocidades de enfriamiento.
2. El precalentamiento deberá ser superior a los 100°C, ya que esta temperatura contribuye poco a evitar la fragilidad de la zona soldada.
3. Respecto al peligro de aparición de grietas bajo el cordón, podemos decir que con el adecuado precalentamiento y con la alta energía en el cordón recomendadas no debieran producirse.
4. En cuanto al peligro de grietas en caliente, se deberán tratar de reducir al máximo las velocidades de enfriamiento. Además, al soldar se deberá dejar en los soportes de la pieza la mayor libertad de movimiento posible, a fin de evitar los esfuerzos excesivos sobre el cordón durante el primer período en enfriamiento, en el que éste carecerá de la ductilidad necesaria para soportarlos.
5. Los ensayos no destructivos son necesarios, para detectar defectos de procedimientos de soldeo, ya que las soldaduras en este acero son siempre de obras en que la seguridad es el factor primordial, es el caso de los recipientes de presión.

De lo que puede desprenderse el presente estudio, así como de la observación de la soldadura de este acero en nuestro medio industrial puede desprenderse que se trata de un caso de difícil soldabilidad.

En estas condiciones es indudable que en aplicaciones en las cuales el peso del recipiente no sea un factor limitante escrito, se deberían usar aceros de menor resistencia que si bien darían espesores mayores, evitarían los problemas derivados de una difícil soldabilidad. Esto vale especialmente para aceros de menor contenido de carbono que el A-212.

Como ejemplo ilustrativo, se puede indicar que las Normas A. S. M. E. Sec. VIII-1959, prescriben para un estanque de gas licuado de 30.000 gall. de volumen hecho con A-212, un espesor de 21,6 mm, mientras que uno fabricado con acero de menor contenido de carbono, tipo acero dulce, debería tener 38,0 mm., el mayor peso de este último se ve compensado por su fácil soldabilidad.

REFERENCIAS

1. Troiano, A. R. "The role of hydrogen and other interstitial in the Mechanical behaviour of Metals". "Transactions" A. S. M. 1960
2. Izaguirre "Los Ensayos mecánicos y la Soldabilidad", Rev. Ciencia y Técnica de la Soldadura", Marzo - Abril 1961, p. 2
3. Calvo "Estudio sobre la Metalurgia de la Soldadura IBID Enero - Febrero 1962", p. 6
4. Luther G.G. "The Welding Journal", 1946, pp. 376 - S a 396 - S
5. Stout R.D. "Weldability of Steels", p. 102
6. Huxley A.D. "Hot Cracking of Weld Metal" Rev. "British Welding Journal" Vol - 8, Nov - 1961.
7. Jones IBID vol 6 - 1959, pp. 282 - 290
8. Mallet M. W. "Underbead Cracking of Welds Catholically Charged With Hydrogen"
9. Cotrell IBID 1953, p. 257 - S
10. Winterton C.I. "Cracking tests by chemical composition" - IBID 1961 p. 233 - S
11. Nippes IBID 1949 p. 534 - S IBID 1949 p. 556 - S IBID 1960 p. 31 - S
12. Kinzel IBID 1948 p. 217 - S IBID 1948 p. 234 - S

13. Izaguirre op. cit. p. 7
14. Jones op. cit. 1959, p.282.

PROBLEMS AND DEVELOPMENTS IN
PRIMARY PROCESSING OF REFRACTORY METALS

by Thomas D. Cooper and Vincent DePierre

Introduction

The extensive effort underway in the United States to develop the refractory metals as engineering materials has necessarily included a broad program in the field of process metallurgy. It is the purpose of this discussion to cover certain of the problems associated with primary processing of these high melting point metals and to present a cross-section of the research and development activities being carried out in the Air Force Materials Laboratory to investigate the more important aspects of these problems.

As a necessary background for discussion of this subject, it is appropriate to consider briefly the properties of the refractory metals and the particular uses, both actual and anticipated, which have stimulated the large investment by various United States Government agencies and industries in their development during the past decade. These metals Columbium (Cb), Molybdenum (Mo), Tantalum (Ta), and Tungsten (W) and their alloys represent the last outpost in the concerted effort to provide metallic materials with higher temperature capabilities. A wide variety of review and summary publications reporting their development are available (Refs. 1-17).

The refractory metals are transition elements and appear in Groups Va (Cb and Ta) and VIa (Mo. and W) of the periodic table. In addition to the fact that they are all body-centered cubic metals, a brief statement of their well-known characteristics includes: high melting points; the potential for metallic ductility and fabricability; high thermal conductivity and low coefficients of thermal expansion.

ductile-to-brittle transition behavior, and catastrophic oxidation behavior requirements for coatings for many potential applications. A summary of these physical properties is given in Table 1.

TABLE 1

Physical Properties of the Refractory Metals

Melting Point °F	Density lb/cu in	Modulus psi x 10 ⁶	Thermal Conductivity B TU/hr /ft ² /° F/ft	Coeff. of Thermal Expansion Micro-in/in/° F
Re 4474	0.310	15	30.0	4.1
Mo 4730	0.369	47	84.5	2.7
Ta 5425	0.600	27	31.5	3.6
W 6170	0.697	50	96.6	2.6

A critical assessment of the current technological feasibility of using refractory metals in various aerospace applications was recently presented (Ref. 17) and is summarized in Table 2. The evaluation considers the three major areas of application (propulsion, structures, and auxiliary power) and attempts to present a realistic assessment based on materials technology feasibility rather than the desirability or potential for a given type of hardware or system. It is presented here primarily to indicate the extensive range of uses for these metals. Not included in the table, but perhaps more important from the viewpoint of this conference, is the potential use of these specialty metals in nuclear reactor applications for the generation of power in remote areas or where other more conventional means of power generation are not practical. As is apparent from this table, the current use of refractory metals in actual hardware service at the present time is limited, but the potential uses, as indicated by the "In Development" and "Speculative" categories, are indeed very extensive.

The problems encountered in processing are the direct result of some of both the desirable and undesirable traits characteristic of the refractory metals. Their good high temperature strength, the very basis of their attractiveness, requires the use of primary processing temperatures greatly in excess of those previously used for other metals. However, their well-known lack of oxidation resistance at elevated temperatures and the embrittling effect of the interstitial constituents (particularly oxygen and nitrogen) combine with their elevated temperature strength to further complicate the problems already introduced by the necessity to developing adequate tooling materials and handling techniques.

TABLE 2

Status of Technological Feasibility of Refractory Metal Use (Ref. 17)

Application	In Service	In Development		Speculative		
		Flight Test	Prototype	Promising	Can't Predict	Doubtful
<u>PROPULSION</u>						
Solid Rocket	Nozzles			Cooled Nozzles	Wire Wound Nozzles	
Liquid Rocket	Small Radiation Cooled		Skirts	Inserts	Regeneratively Cooled	
Nuclear Ramjet				Components One Use	Components Multi-use	
Nuclear Rocket					Nozzles, Reactor Components	
<u>Chemical-Airbreathing Turbojet</u>					Coated Buckets, Vanes, Fans, etc.	
Ramjet (Air Collection Cycle)				Coated Components (One Use)	Coated Components (Multi-use)	Heat Exchanger & Hi-Temp Components
<u>Electric Electrostatic</u>			Ionizers, Components			
Electrothermal			Heat Exchangers, Nozzles, etc.			
Electromagnetic				Electrodes, Components		

TABLE 2 (cont.)

Status of Technological Feasibility of Refractory Metal Use (Ref. 17)

Application	In Service	In Development		Speculative		
		Flight Test	Prototype	Promising	Can't Predict	Doubtful
STRUCTURES						
Lifting Re-entry		Sub-orbital One Use	Orbital One Use	Some 73000° F	Super-orbital Multi-use	
Hypersonic Vehicle					Multi-Use Components	
AUXILIARY POWER						
<u>Nuclear</u> Turbo-generator				Tubing Turbines	Heat Exchangers, Reactor Components	
Magnetohydrodynamic				Electrodes	Reactor Components	
Thermionic				Emitters, Collectors, Components	Reactor Components	
<u>Solar</u> Turbo-generator				Tubing Turbines		
Thermionic				Emitters, Collectors		

Experience has amply demonstrated the desirability of vacuum melting, either arc or electron beam, for consolidating refractory alloy ingots for further processing, both from the standpoint of purification to reduce the impurity level of the starting powder, as well as to achieve chemical homogeneity. The resulting ingot structure, as illustrated in Figure 1 for a molybdenum alloy, is typical of that produced by melting techniques. In the case of the Group V metals (Cb and Ta) and their alloys, further processing to sheet bar, forged shapes, etc. of such structures can be accomplished by direct forging, providing adequate precautions

are followed by working at sufficiently high temperatures and protecting against excessive contamination. In the case of molybdenum and tungsten (Group VI metals) and their alloys, however, experience has shown that it is not possible to forge such as-cast structures. Consequently, it has been necessary to turn to extrusion as the primary working process to convert the as-cast structure to a wrought structure suitable for further processing. Therefore, the bulk of the work which has been done in the Air Force Materials Laboratory and which will be discussed in this paper has been on molybdenum and tungsten and their alloys, for that is where the need for improved quality ingots and extrusion techniques exists.

A second problem concerning ingots which has recently been encountered in certain higher strength alloys, and which will probably become more severe as higher strengths are sought, is that of ingot cracking during solidification from the melt. An example of this problem is shown in Figure 2, and will be discussed in more detail later.

This short background has been intended to define the basic desirable properties inherent in the refractory metals, the applications that are dependent upon such materials for their becoming a technical reality, and an indication of the nature of the primary processing problems being encountered. The Experimental Metals Processing Lab was established at the Air Force Materials Laboratory in 1959 with two major objectives in relation to those previously discussed problems: (a) to investigate techniques and theories of consolidation and metal deformation, and (b) to provide a competent pilot plant primary processing facility to aid in Department of Defense refractory metal alloy development programs. The remainder of this presentation will then be devoted to highlighting several of the more important accomplishments achieved in this facility in the melting and primary extrusion of refractory metals for the purpose of indicating the progress that has been made in primary processing and also to stimulate thought as to the general application of the results to the metallurgical processing of other materials.

Melting

Most work on melting of refractory metals to date has been directed toward the purification aspects, with a relatively much smaller effort aimed at improving the grain size and general quality of the ingot to make it more suitable for subsequent processing. This is reflected in recent review articles by Wong (Refs. 18 and 19). Consequently, most of the effort in the AFML has been directed toward the latter subject in an attempt to produce sound ingots with minimum grain size and more uniform microstructure to increase the quality and yield of subsequently

processed material.

Facilities

The vacuum arc melting facilities and activities at the AFML were recently described by Inouye (Ref. 20). An overall view of the furnace and its pumping system is shown in Figure 3. The furnace body is an upright cylindrical shell water jacketed on the sides and equipped with a stainless steel radiation shield under the top one-inch thick plate. The power supply for the furnace (not shown in the photograph) consists of four DC rectifiers, two of which can be continuously varied from 300 to 2250 amperes each and two of which are introduced at their full amperage of 2500 amperes each for a total current output of 7500 amperes. Open circuit voltage is about 80 volts, with most melting operations performed in the 25-30 volt range. The vacuum pumping system, designed for maximum efficiency by minimizing constrictions in the furnace body and all vacuum lines, consists of a positive displacement lobe-type rotary pump backed by a cam and piston type roughing pump, with pumping speeds in excess of 1000 cfm in the range 0.010 to 0.500 mm Hg. High vacuum is obtained by a 20-inch diameter oil diffusion pump, which is utilized to maintain pressures in the range of 10^{-5} Torr during melting. The electrode power feed mechanism is operated either manually or automatically by a voltage sensing drive mechanism. The control panel is isolated from the furnace by an 8-inch thick concrete block wall and a double safety glass window. The operator has direct control of all furnace functions, including tape recorders which are used to provide an accurate record of all events during melting according to true time.

The water cooled copper mold and its jacket are designed to permit the melting of refractory alloys, including those of tungsten, in ingots from 2 to 4 inches in diameter and up to 15 inches in length. The mold is a non-retractable type, with melting initiating on a pad in the bottom and proceeding to the top as the electrode is consumed. Maximum cooling efficiency to prevent burn-through has been achieved by reducing the annular spacing for water flow between the mold wall and the jacket to 1/8 inch. Water at the rate of 80 gallons per minute can be pumped through the jacket. The jacket also has a stirring coil attached to allow magnetic stirring of the molten metal in the mold during melting. Magnetic stirring is very helpful in stabilizing the arc and in improving the sidewall condition of the ingot. In studies to date, its effectiveness in refining grain size has been only minor, however. The attachment of an ultrasonic transducer to the mold for purposes of grain refinement, as has been accomplished in other metals (Ref. 21), has also been attempted on a limited basis. These studies indicate that grain refinement can be achieved by this method providing that the power input is uniformly directed at the latter part. Further studies were not attempted since extensive

equipment modification would have been required to keep the transducer aligned with the molten pool. Application of this technique appears to be more ideally suited to a furnace with a retractable mold.

The more important factors that control the quality of the ingot are listed in Table 3. The three major operating considerations that are influential in affecting these factors are: (a) the temperature gradient in the ingot, which defines the grain pattern, the thermal stress pattern (which is largely responsible for cracking), the uniformity of the grain structure, and the chemical homogeneity of the ingot; (b) the amount of superheat in the ingot, which controls freezing rate and grain size; and (c) electrode composition, uniformity, and density, which influence the melt rate, the degree of porosity in the ingot, the chemical homogeneity, and, indirectly, the grain size.

Because of the limited time available for this discussion, only two aspects of the many ramifications outlined for obtaining high quality ingots will be discussed. These are effects of certain variables on grain size and the problem of ingot cracking.

TABLE 3

Factors Controlling Ingot Quality

- Soundness
 - crack free
 - minimum porosity
 - sidewall condition
- Macrostructure
 - grain size
 - grain shape
- Homogeneity
 - chemical
 - structural
- Compositional Control
 - alloying elements
 - impurities

Grain Size

The effect of melt rate and minor additions of certain alloying elements has been observed relative to their influence on as-cast grain size. In the case of the effect of melt rate, studies were run on a base composition of W - 0.6 Cb, which behaves very similarly to unalloyed tungsten in regard to melting characteristics and ingot microstructure. The results, which are presented in Figure 4, show that as melt rate is increased from 1.21 lb./min. to 1.71 lb./min., the resulting average grain diameter is reduced by almost one-half. However, a further increase in the melt rate from 1.71 to 2.57 lb./min. has a much less significant relative effect. Therefore, it is advantageous from a grain refinement standpoint to use higher melt rates. There seems to be, however, an optimum melt rate above which further refinement is minor in relation to the increased burn-through risks involved in using the higher current density. The optimum melt rate is a function of a number of inter-related variables requiring a very complex analysis. A study of these factors is currently underway attempting to develop a mathematical model for those conditions using a program written for an IBM 7090 computer (Ref. 22).

Also shown on this figure is a curve illustrating the effect of the oxygen content of the electrode for this alloy on the resulting grain size. Using a constant power input, the variation of both grain size and melt rate for different oxygen levels can be seen. Although the oxygen content of the electrodes varied from 50 to 910 ppm, the final oxygen analyses of the ingots only ranged from 12 to 31 ppm. The oxygen additions up to 552 ppm had a pronounced influence on melting efficiency, reducing the melt rate from 2.50 to 0.97 lb./min. with negligible change in grain diameter. With further decrease in melt rate, as caused by increasing the oxygen content to 910 ppm, a pronounced increase in grain diameter was observed. The similarity of these curves in combination with the extremely low retained oxygen content in the ingots strongly suggests that, in the case of the oxygen content of the starting electrode for this alloy, the most significant factor in resulting grain size is the effect that oxygen has on the melt rate.

A third curve on this chart compares the as-cast grain size obtained in a typical molybdenum alloy with the previously discussed alloy. This composition, Mo-1Zr (Mo-1.25Ti-0.3Zr-0.15C), with strong carbide former additions, has an inherently fine grain size in comparison to unalloyed tungsten, presumably due to the nucleating effect of the alloying addition. It is apparent that melt rate has relatively little effect on ingot grain size in an alloy such as this.

Ingot Cracking

The development of higher strength alloys in recent years has introduced the problem of ingot cracking during arc melting. An excellent example of this has occurred recently during programs to scale-up the previously mentioned Mo-TZM alloy (Ref. 23). Cracking in ingots 3½ inches in diameter and larger has greatly hindered progress in furthering the development of this alloy, which appears to be the next logical step beyond the currently commercially available Mo-TZM alloy (Mo-0.5Ti-0.08Zr-0.02C).

The causes of cracking in compositions such as this in spite of their fine as-cast grains size are probably related to the reduced resistance to cracking resulting from the increased amounts of carbide phases present in the material. The cracks are found primarily in the upper end of the ingot, and are thought to originate early in the final process of ingot cool-down. A photomicrograph of typical cracks such as were presented earlier in Figure 2 is shown in Figure 5. As can be seen, the cracks are primarily transgranular although areas of intergranular fracture are noted.

Efforts in the AFML to overcome this problem have followed several approaches (Ref. 24). The first has been the use of a hot-topping operation immediately subsequent to melting, wherein the current through the electrode is reduced so that heating of the top of the ingot will continue without further melting of the electrode occurring. Time periods as long as fifteen minutes have been effective in reducing the extent of the cracks, presumably by reducing the severity of the residual stress pattern in the top of the ingot. Complete elimination of the cracks by this technique has not been achieved. Neither has the approach of rapidly removing the ingot from the mold and inserting into a furnace for prolonged stress relieving at temperatures up to 2000°F been effective in preventing cracking.

The technique that has been most successful has been the substitution of unalloyed molybdenum as the last eight inches of the electrode. As the melting of the ingot is completed, the last metal to solidify at the top of the ingot is unalloyed molybdenum, which is not subject to cracking of this nature. Figure 6 illustrates two ingots melted by this technique, showing that cracking can be eliminated by this method. The sacrifice made is in total recovery, since the end of the ingot must be machined to remove the unalloyed molybdenum. Until this shortcoming can be eliminated, it appears to be a small enough price to pay to get a sound ingot.

EXTRUSION

The primary goal of the extrusion experiments being carried out at the AFML has been to provide the technology necessary to produce wrought material with maximum soundness that can be further processed to final shape by forging, rolling, re-extrusion, etc. Although the extrusion process is an extremely useful tool in the preparation of intricate final shapes, such work has not been a part of our laboratory program and will not be considered in this discussion. Extensive efforts of this nature have been supported on a contractual basis by the AFML at a number of industrial facilities, however.

The principal virtue of the extrusion process for the deformation of these highly intractable metals is that they are primarily under compressive loading during this critical operation. The process must be carried out at elevated temperatures where the material is sufficiently plastic, that deformation can take place without exceeding the limitations inherent in the equipment. Consequently, the development of adequate die materials and designs, heating techniques, handling procedures and knowledge of rates of extrusion and lubrication have been an important and continuing part of our program. Descriptions of the equipment and procedures as they have evolved in the AFML have been presented recently (Refs. 25 and 26) and will only be briefly reviewed here.

Facilities

Billets are heated for extrusion in an induction furnace as shown in Fig. 7. The furnace consists of a $3\frac{1}{2}$ inch diameter tube of high purity alumina surrounded with induction coils of copper cooled by water. Power is supplied by a 4200 cycle, 30 kw motor generator set capable of heating billets to over 4000°F in about 20 minutes. The billet is placed on a zirconia loading block positioned on a pneumatically operated stand below the alumina tube. After the billet rises into the tube, it is protected from excessive oxidation by argon gas which is flushed through the furnace during heating. Billet temperatures during heat-up are measured by a tungsten/tungsten-26 rhenium thermocouple passing through the zirconia block and touching the billet bottom. Transfer from the furnace and into the container of the press is accomplished manually with tongs and requires approximately 5 to 7 seconds.

The extrusion press, a 700 ton horizontal modified Lombard press, is shown in Figure 8. It has an oil-water hydraulic system with a 3000 psi accumulator. Its rated work capacity is 600 tons with a speed of 20 to 300 inches per minute.

The ram stroke is 30 inches. The container is designed to handle a 3-inch diameter billet. Both the container liner and stem material are H-12 die steel (Rockwell C hardness 46 to 48). Die materials are also H-12 die steel (Rockwell C hardness 46 to 48). One of the most important advances in die technology as developed at the plant is the application of a ceramic coating by flame spraying or plasma jet spraying to the die surface. The 0.020 to 0.060 in. thick zirconia coating serves to greatly increase die life and dimensional stability by preventing die wash and the hot metal is forced through it, and to reduce extrusion pressures. The coating also helps to improve surface quality of the extrusions.

The procedure developed for the extrusion of refractory metals consists of the use of fast rates to reduce the contact time between the billet and the tooling, which serves both to conserve heat in the billet and to minimize damage to the tooling. A nose block of mild steel heated to 1400 to 1950° F is placed in the container in front of the billet. The heated nose block serves the dual purpose of retarding heat flow from the material and eliminating the costly machining operation of chamfering the billet. The billet is coated prior to heating with a glass slurry, which serves as an insulating coating to further prevent heat loss. The glass coating was originally intended to serve primarily as a high temperature lubricant, but its function in this capacity is now open to question, as will be discussed later. A graphite block is inserted behind the billet, followed by a tool steel block. As the cross ram moves forward, the ram stem pushes the tool steel block, the billet, and the graphite follow block through the die. The use of the graphite follow block allows the entire refractory metal billet to be extruded through the die and also eliminates the time-consuming job of cutting the extrusion from the unextruded butt end, which would be necessary without the carbon block.

An indication of the temperature and extrusion ratio ranges that have been achieved at the facility for various refractory metals is given in Table 4. A photograph of extrusions showing both the worked and the non-worked structure is presented in Figure 9.

Instrumentation of the press includes a Minneapolis-Honeywell Model 1568 recorder which has up to twenty-four data channels available for recording data on ram load, die load, ram position, ram speed, extrusion temperature, and the load on each of the four tie rods of the press.

Die Load Measurements

One of the factors which makes this facility the most unique pilot plant extrusion operation in the United States is the capability that has recently been de-

TABLE 4

Extrusion Temperatures and Ratios for Refractory Metals

Materials	Extrusion Temperature Range, °F	Extrusion Ratio Range
Molybdenum	1600 - 2500	1:1 to 10.25:1
Mo Low Binary Alloys	2600 - 3200	4:1 to 8:1
Mo Ternary and Quaternary Alloys	2800 - 3800	4:1 to 8:1
Mo - W Alloys	2800 - 4150	4:1 to 10.25:1
Cr Alloys	2300 - 3000	4:1 to 10:1
Ta Alloys	2700 - 3700	4:1
Tungsten	2600 - 4000	4:1 to 9.5:1
W Alloys	2400 - 4000	4:1 to 8:1

veloped for measuring the individual forces required to extrude materials. This capability has been obtained by the addition to the instrumentation of the press of a load cell which measures directly the load on the die. The arrangement is shown in Figure 10. The load cell consists of a cylinder fabricated from H-12 tool steel and instrumented with strain gages, which are calibrated and adequately protected from overheating. This load cell, in combination with the pressure transducer attached to the hydraulic system which measures total force and the tachometer device which accurately measures ram speed as a function of time, permits a very complete analysis of the forces involved in extrusion.

The major forces involved are demonstrated schematically in Figure 11. Prior to development of the instrumentation, the only force which could be measured was F_T , the total force exerted on the ram by the hydraulic system. Now, F_D , the force on the die can be measured. The difference between F_D and F_T then is F_F , the friction in the container, which is one of the most important and previously undetermined variables in extrusion. In addition, F_D consists of several factors which will be discussed later.

A typical force-time curve as generated by the Visicorder is shown in Figure 12.

and the important parameters previously discussed. As extrusion proceeds, the force F_p decreases as extrusion proceeds, while F_D , which is primarily due to the deformation force, remains constant. The difference between these two forces represents the friction force between the billet and the container liner and is seen to decrease as extrusion proceeds, since the contact area between the billet and the liner diminishes.

The development of this technique for measuring die loads has now made available a very powerful tool for investigating the variables involved in extrusion, as well as the opportunity to study the deformation of metal during extrusion. For the first time, we are in a position to determine such things as the usefulness of lubricants, obtain quantitative numbers describing the coefficient of friction in the container, establish optimum die design for given materials and under various conditions of speed and reduction ratio, and predict the proper extrusion conditions for an alloy from appropriate mechanical property data. We have not yet had the opportunity to pursue all the ramifications of this development and it is expected that other uses will become apparent as work progresses. To indicate what has been investigated to date, a determination of coefficients of friction for lubricated and unlubricated billets and a brief review of a mathematical analysis of the extrusion process will be presented.

Lubrication Study

One of the most important sources of power loss during extrusion is the force required to overcome friction between the billet surface and the container wall. In the lower end of the extrusion temperature range (1800°-2400° F) for refractory metals, lubricants such as graphites and some glasses are used. For the higher temperature range, different glasses have been employed as lubricants to reduce the friction losses, their selection being made primarily on the basis of their viscosity at the extrusion temperature. In our work, glasses having viscosities in the range of 100 to 500 poises at temperature have been considered to be the most useful. Spraying and brushing techniques for applying these glasses to the billet surface have been developed (Ref. 25).

However, in selecting and evaluating the effectiveness of these glasses as lubricants in the past, quantitative measurements of the coefficient of friction of the various glasses have not been possible. Conclusions drawn from the total force measurements available have been, at best, open to question because of the effects of other extrusion and material variables on the total force required to extrude. Some workers in the field have even doubted the usefulness of glass as compared to the naturally forming surface oxide films for the higher temperature range.

The availability of the die force measurements has now permitted more quantitative calculations of friction coefficients. Using the equation

$$F_T = F_D e^{(4\mu L/D)} \quad (\text{Ref. 27})$$

- where F_T = total force exerted on the billet
 F_D = deformation force exerted on billet (from the die load)
 D = diameter of the upset billet
 μ = coefficient of friction between billet and container liner
 L = length of upset billet

Friction coefficients have been calculated for extrusions made of W-2% ThO₂ at various temperatures above 3000° F, both lubricated with the glass compositions considered most suitable at that temperature and extruded bare. Since μ is influenced by departure of the billet from ideal plastic behavior, billet temperature and the composition of the layer between the billet and the container liner, the values of μ calculated should probably be considered as "effective" coefficients of friction, rather than absolute.

The results are shown in Figure 13. The glass compositions investigated are as follows: 7740 Borosilicate (81SiO₂, 4Na₂O, 0.5K₂O, 13B₂O₃, 2Al₂O₃); 7810 Silica (96SiO₂, 2.9B₂O₃, 0.4Al₂O₃); and 7900 Silica (96+SiO₂). As can be seen from the data points, the calculated friction coefficients for the "unlubricated" billet tend to be lower than those for the billets coated with glass. These numbers strongly suggest that the tungsten oxide on the surface at these working temperatures is indeed a more effective lubricant than the particular glass compositions investigated. Other factors in this evaluation must yet be considered in more detail, however, including the fact that the glass coating also serves as an insulator so that the extrusions made without glass coatings probably were extruded at temperatures somewhat lower than the nominal temperatures indicated due to their greater rate of heat loss. Studies are now in progress to further examine the role of lubrication in the extrusion process.

Mathematical Analysis of Extrusion

The availability of die pressure data has made possible more detailed analysis of the extrusion process. The deformation force measured, F is associated with the strength of the material under high strain rate at the temperature of extrusion and with three process parameters, the reduction ratio ($\frac{A_0}{A_F}$), coefficient of friction on the die contact surface (μ_{die}), and the die angle (θ). Detailed studies of the relationship between these variables are now being made by Pierce (Ref. 28). If the

strength of the material under the appropriate conditions and the contribution of the three process parameters are known, then it is possible to predict the deformation force required to extrude the material. The goal of these studies, therefore, has been to relate F_D to these four variables. This has required the analysis of an extremely large amount of experimental data since there are four variables involved.

Previous attempts to define relationships of this nature have assumed that homogeneous deformation occurs during extrusion. Deformation under these conditions is, however, far from homogeneous. This assumption has not been used in Pierce's evaluation. The use of the upper bound theorem, which does not assume homogeneous deformation (Ref. 28) has permitted the calculation through an IBM 7090 computer program of the pressure required to extrude as a function of these four variables. Figure 14 shows two sets of curves from this study relating these variables for the boundary conditions of maximum and minimum friction coefficients. The upper curves represent shear along the die face, or the maximum friction condition expected. The lower curves were calculated on the basis of no friction. The calculations show that in the case of low friction forces, dies with 30° half angles require the lowest extrusion pressure at low reduction ratios. As greater reduction ratios are demanded or if the coefficient of friction increases, the use of higher angle dies becomes more desirable. Conversely, these curves can also be used in the case where the yield strength of the material and the limiting available pressure are known to predict the maximum reduction ratio that can be achieved in a single pass.

Extrusion surface quality, as well as deformation loads, is another major factor directly influenced by friction forces in the processing operation. Therefore, lubrication studies through the quantitative methods described in this paper are also in progress for the purpose of minimizing the occurrence of surface defects in extrusion. This entails determinations of frictional forces in the die where the majority of crack defects occur. The die pressure measurements therefore also serve as a quantitative indication of the effectiveness of lubricants for reducing frictional forces in the die.

Conclusions

It has been the purpose of this presentation to cover in scope, if not in depth, the nature of the work being carried out in the Air Force Materials Laboratory's Experimental Metals Processing Lab. While the work has been conducted primarily on the refractory metals, it is felt that much of it is broadly applicable to the process techniques of vacuum arc melting and primary extrusion in general. The work has been done on a pilot scale. Questions may exist as to the validity of

extrapolating experimental results on melting of 4-inch diameter ingots to those of 10 inches and larger in diameter because of the extreme differences in mass and cooling rate. Experience in the extrusion area has been very good in this regard, however. When difficulties are encountered in an experimental technique or in extruding an experimental alloy in the facility, scale-up has proven to be even more difficult. On the other hand, many of the techniques and items of equipment design developed in the AFML have served as the basis for very successful scale-up by the extrusion industry in the United States. The continued advances being made in instrumentation of the equipment is providing excellent opportunities for more detailed studies of processes and it is felt that even more significant developments, both in understanding metal consolidation and deformation and improving the processes, will be forthcoming.

Acknowledgements

The authors would like to express their grateful appreciation to their colleagues Mr. Shingo Inouye and Lt. Cyril Pierce for their assistance in the preparation of this paper, and particularly for permission to present certain of their experimental results prior to final publication.

REFERENCES

1. Douglas, D. L. and Kunz, F. W. (Editors), *Columbium Metallurgy, Metallurgical Society Conferences, Vol. 10* (Interscience Publishers, New York, 1960).
2. Semchyshen, M. and Harwood, J. (Editors), *Refractory Metals and Alloys, Metallurgical Society Conferences, Vol. 11* (Interscience Publishers, New York, 1960).
3. Quarrell, R. (Editor), *Niobium, Tantalum, Molybdenum and Tungsten*, D. Van Nostrand Co., Inc., Publisher (1961)
4. Auli, G. M., Barclay, W. F., and Munger, H. P. (Editors), *High Temperature Materials II, Metallurgical Society Conferences, Vol. 18* (Interscience Publishers, New York, 1961)
5. Tietz, T. E. and Wilson, J. W., "Mechanical, Oxidation and Thermal Property Data for Seven Refractory Metals and Alloys", Lockheed Aircraft Corp. Final Report on Contract NOAs 60-6119-c, (September 1961) (ASTIA AD 266824)
6. Perlmutter, I. and Semchyshen, M. (Editors), *Refractory Metals and Alloys II, Metallurgical Society Conferences, Vol. 17* (Interscience Publishers, New York, 1962)
7. Syre, R., "Niobium, Molybdenum, Tantalum and Tungsten", AGARDograph 50, (Published by NATO, Advisory Group for Aeronautical Research & Development, 64 rue de Varenne, Paris VIII, 1961)
8. *Proceedings of the AGARD Conference on Refractory Metals*, Oslo University, 1963 (Pergamon Press, 1964).
9. Sisco, F. T. and Epremtan, E. (Editors), *Columbium and Tantalum* (Wiley and Sons, 1963)
10. *Proceedings of the Technical Conference on Applied Aspects of Refractory*

tory Metals, AIME, Los Angeles, Calif. (December 1963)
(to be published)

11. Proceedings of the Symposium on High-Temperature Reactive Metals, AIME, New York, N. Y. (1964) (to be published)
12. Tietz, T.E. and Perkins, R.A. "Status of Refractory metal sheet alloys: Availability, Properties and Fabrication" Presented at Joint AIAA-ASD Vehicle Design and Propulsion Meeting (Materials Session), Wright-Patterson AFB, Ohio (Nov. 1963) (to be published by AIAA).
13. Cooper, T.D. and Srp, O.O., "Refractory Metals and Their Protection" J. Aerospace Engineering, 46 (January, 1963).
14. Srp, O.O. and Geyer, N.M., "Protective Coating Requirements in Recent Developments" International Symposium on High Temperature Technology, Asilomar, Calif. (September 1963) (Proceedings in Press)
15. McFarland, R.D. and Weisert, E.D., "Refractory Metals in Aerospace Propulsion" Paper presented at 56th Annual AIChE Meeting Houston, Texas (December 1963)
16. Cooper, T.D., "The Refractory Metals" Metallurgy in Aerospace Technology, To be published by Academic Press, Inc., New York.
17. Burte, H.M., Cooper, T.D., and Elbaum, J.K., "Refractory Metals - An Assessment" Presented at 1st AIAA Annual Meeting, Wash., D.C., 29 June - 2 July 1964, AIAA Paper No. 64-530, To be published, American Institute of Aeronautics and Astronautics.
18. Wong, J., Christopher, S.S., and Worcester, S.A. "Consolidation of Refractory Metals" Refractory Metals and Alloys II, Ferl-mutter, I. and Semchyshen, M. (Editors), Metallurgical Society Conferences, Vol. 17, pg. 351 (Interscience Pub., New York, 1962)
19. Wong, J. "Consolidation of Refractory Metals" Proceedings of the AGARD Conference on Refractory Metals, Oslo University, 1963. (Pergamon Press, 1964).
20. Inouye, S., "Vacuum Arc Melting of Experimental Refractory Metals" RTD-TDR-63-4089, November 1963.

21. Carnahan, D.R., Bianchi, L.M., and Kelley, J.H. "Vacuum-Arc Ingot Grain Refinement" Transactions of the Vacuum Metallurgy Conferences, New York University Press, 1959.
22. du Manoir, P. and Pierce, C.M., 1/Lt., "Computer Analysis of the Heat Flow in the Vacuum Arc Melting of Molybdenum" Technical Memorandum MAM-64-17, Research and Technology Division, AFSC, Wright-Patterson AFB, Ohio, July 1964
23. "Research for Consolidation of Refractory Metal Ingots", Interim Engineering Progress Reports IR-7-948 Parts I-V, E.I. du Pont de Nemours and Co., Inc., duPont Metals Center, Baltimore, Maryland, Contract AF 33 (657)-8792, 15 July 1962 - 1 April 1964
24. Inouye, S., "Vacuum Arc Melting of Mo-TZC Alloy" Seventh Annual Conference on Vacuum Metallurgy, New York, 29 June - 1 July 1964
25. Perlmutter, I. and DePierre, V., "Extruding Refractory Metals", Metal Progress, November 1963.
26. Carnahan, D.R. and Visconti, J.A. "Extrusion, Forging, Rolling and Evaluation of Refractory Alloys", ASD-TDR-62-670 Part I (October 1962) and Part II (December 1963)
27. Pearson, C.E. and Parkins, R.N., The Extrusion of Metals, John Wiley and Sons, Inc., New York, New York, 2nd Ed., 1960, pg. 204
28. Pierce, C.M., 1/Lt., "Upper Bound Solutions to Axisymmetric Extrusion Processes" Technical Memorandum MAM-64-16, Research and Technology Division, AFSC, Wright-Patterson AFB, Ohio, July 1964.



Fig. 1 Typical Arc Cast Molybdenum Alloy Ingot



Fig. 2 Cracking in Mo-TZC Arc Cast Ingot

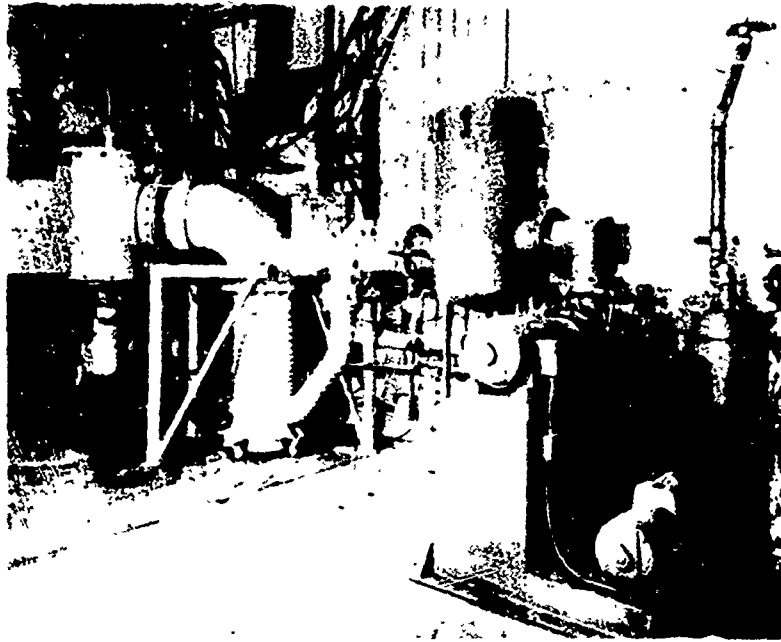


Fig. 3 AFML Vacuum Arc Melting Furnace

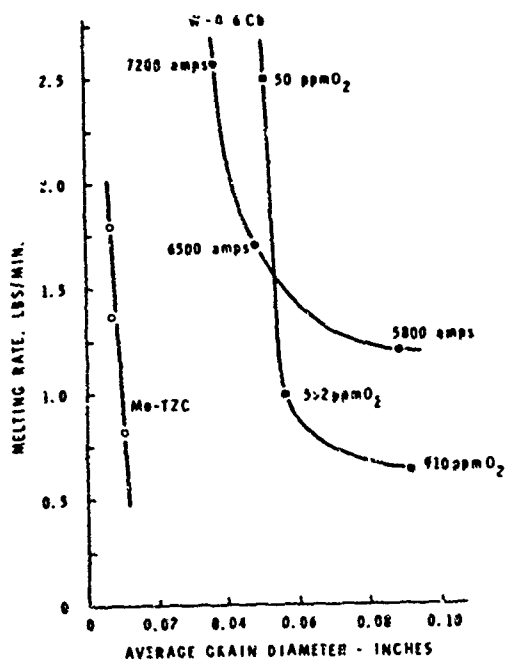


Fig. 4 Effect of Melting and Compositional Variables on Arc - Cast Grain Size



Fig. 5 Photomicrograph of Cracks in TZC Ingot (100x)



Fig. 6 Use of Unalloyed Mo to Prevent Cracking in Mo-TZC Alloy Ingot



Figure 7. Billet Heater With Molybdenum Ingot

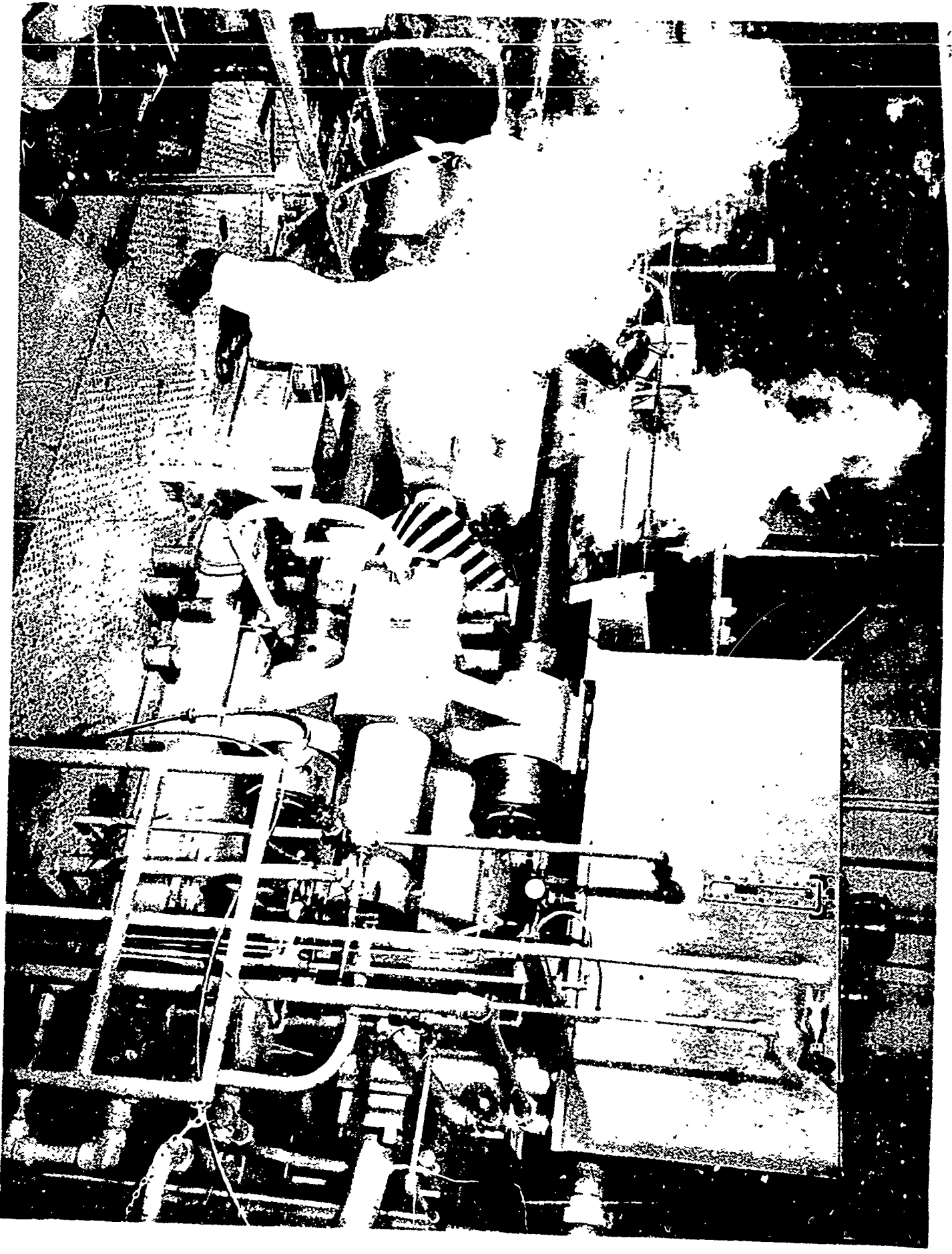


Figure 8. Extrusion Press

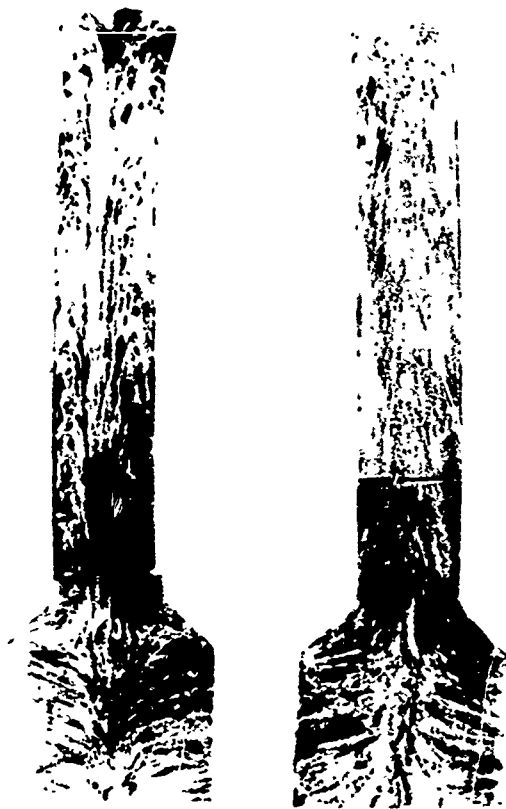


Fig. 9 Typical Molybdenum Extrusion Showing Grain Flow Pattern

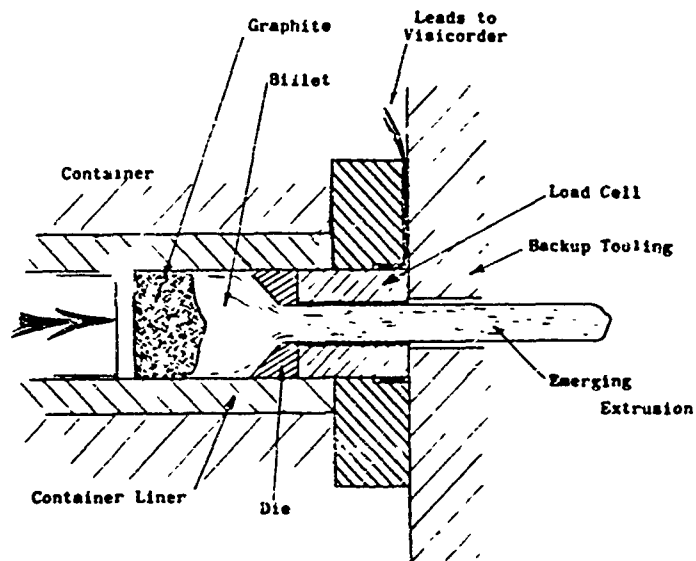


Fig. 10 Schematic Drawing of Container Showing Die Load Cell

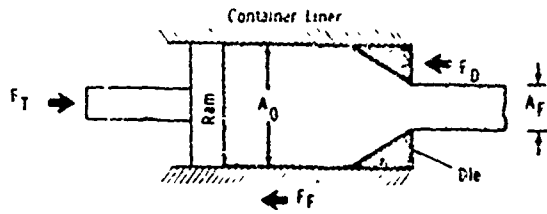


Fig. 11 Schematic Diagram of the Extrusion Process

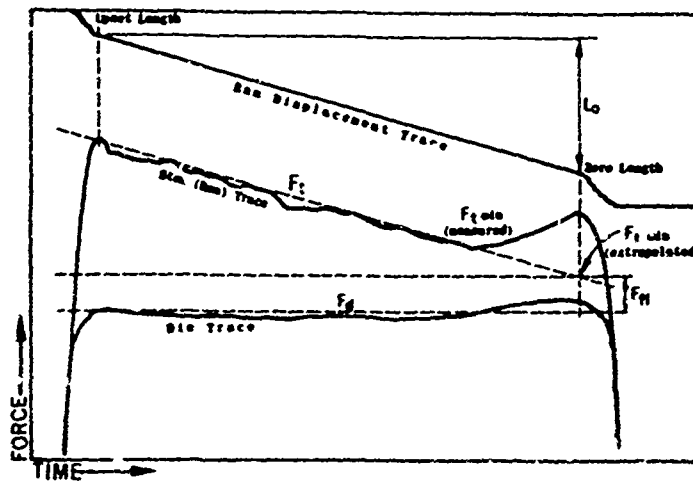


Fig. 12 Data trace Showing Variable Measurements

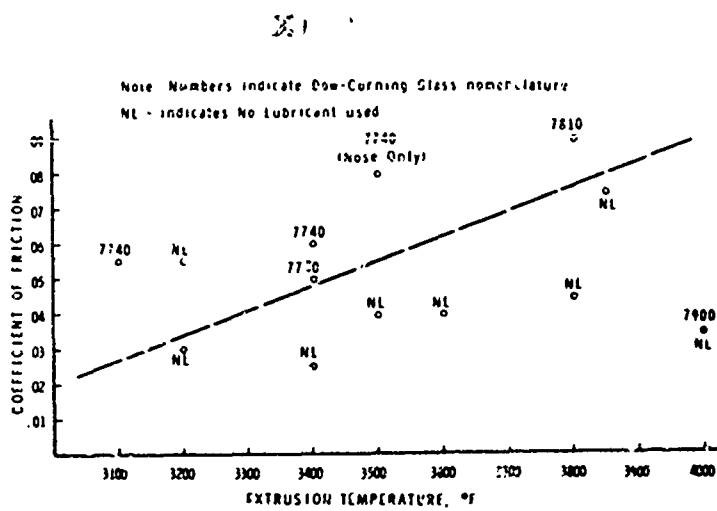


Fig. 13 Calculated Coefficient of Friction in the Container vs. Extrusion Temperature for W-2%ThO₂

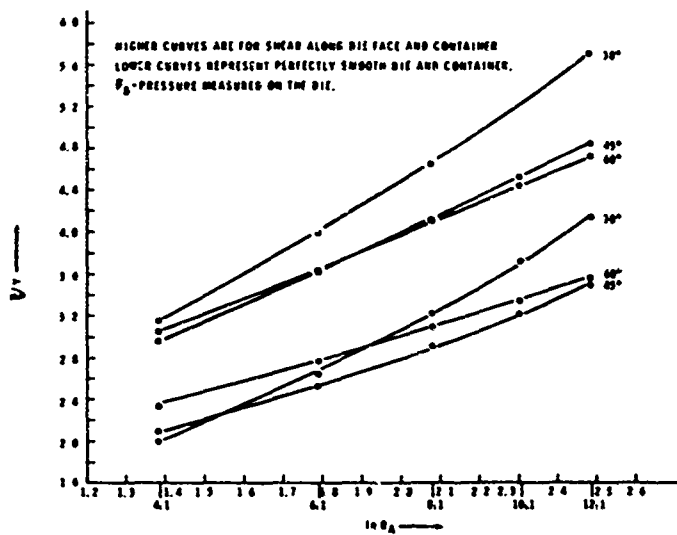


Fig. 14 Die Pressure - Yield Strength Ratio vs. Reduction Ratio for Various Die Half Angles

COLD COMPACTION OF ALUMINUM AND ALUMINUM BASE ALLOYS

by J. R. Merhar and F. J. Semel

Introduction

The commercial applications of the powder metallurgy technique have long been recognized as they apply to the fabrication of structural parts of copper or iron base powders. With the increased interest in aluminum in recent years, it was only natural that the techniques of powder metallurgy should be applied to this material also. However, in contrast to other common materials, aluminum powders have a tendency to seize to the die wall during pressing and exhibit poor interparticle bonding during sintering of the cold pressed compacts unless fabricated at high pressures. This lack of sintering is believed to be due to the inherent oxide film present on the aluminum particles which is not reducible at normal sintering temperatures in conventional reducing atmospheres. For sintering to occur, the oxide layer must be broken or disrupted during compaction to permit metal to metal bonding. High compacting pressures easily break up the oxide; however, this is not practical in many applications due to the serious tooling and lubrication problems. This condition can be eliminated by the addition of a lubricant to the powder, but this in turn interferes with sintering and greatly reduces the mechanical properties, especially ductility. As a result of these complications, further effort to fabricate structural parts from aluminum by powder metallurgy techniques was abandoned.

In recent years, interest in aluminum powder metallurgy was revived with the discovery by the Swiss that a dispersion of aluminum oxide in a matrix of pure aluminum gave properties greater than those of pure aluminum. In addition, these materials retained their strength levels at elevated temperatures. Sintered Alumi-

num Powder, or S. A. P., is produced by hot pressing followed by extrusion to rupture the oxide film and form the dispersion.

This knowledge, together with later developments in highly alloyed aluminum powders to produce tensile strengths in excess of 100,000 psi after extrusion, increased the effort to produce aluminum parts by conventional techniques.

The objective of this program is to develop techniques to improve the mechanical properties, especially ductility, of aluminum and aluminum base prealloyed powder compacts fabricated by conventional cold compaction and sintering operations which can be made applicable to a production process. Wrought aluminum properties by powder metallurgy can be obtained in the laboratory by special processes. However, these techniques are not applicable to production type equipment.

MATERIALS

Three commercial 1100 aluminum powders were used as the basic materials in this investigation. All were produced by atomization by different manufacturers. The powders were chosen essentially on the basis of their different sieve analyses which were specified as 40%, 85% and 98% minus 325 mesh. Their analyses as determined in the laboratory, as well as their other properties, are given in Table I (1, 2, 3)*. In addition, an experimental aluminum-10% iron powder and an experimental type 7075 aluminum powder were used in an initial investigation on prealloyed aluminum base materials.

* See attached REFERENCES

TABLE I

Properties and Characteristics of Aluminum Powders

Sieve Analysis	Powder # 1 1100A1 (%)	Powder # 2 1100A1 (%)	Powder # 3 1100A1 (%)
+ 80	-		11.60
- 80 + 100	-		7.10
-100 + 150	-		12.35
-150 + 200	-	Trace	11.75
-200 + 250	-	3.48	5.00
-250 + 325	-	13.39	14.35
-325	98	83.03	37.80
Apparent Density (gm/cc)	0.96	0.97	1.11
Flow Rate (sec.)	None	None	None
Process	Atomized	Atomized	Atomized
Type	Irregular	Irregular	Irregular

EXPERIMENTAL PROCEDURECompaction

All specimens were compacted on a hydraulic, single ram, C-frame type press of 75 ton capacity. The press is equipped with a single lever touch control for varying the speed and pressure of the ram. Initial examination of each type of powder consisted of compressibility studies to determine the pressures necessary

to obtain any specified green density. All sintered mechanical properties were obtained from compacts fabricated in a standard flat tensile bar die. Standard transverse rupture bars were also fabricated for determining green strengths.

A feasibility study was made to determine if an aluminum powder with a 2 percent addition of stearic acid could be compacted in a production type press. The part selected was a cylindrical compact 3/8 inch in diameter and height.

Lubricants

Because of the nature of this program, a number of lubricants were investigated. These included stearic acid, magnesium stearate, aluminum stearate and paraffin wax. Numerous other metallic stearates, including copper, lithium, iron, nickel and zinc were given limited experimentation using 1 percent additions. Powder without a lubricant added was also studied. Using stearic acid, studies were made to determine the effect of lubricant content on the properties of the as-pressed, and pressed and sintered compacts.

Sintering Atmospheres

The following atmospheres were utilized in this study: (1) dissociated ammonia, (2) hydrogen, (3) purified hydrogen, (4) helium, (5) nitrogen, and (6) air. The dissociated ammonia was relatively free of water vapor, as can be seen from the dew point shown in Table II. The commercially pure hydrogen, helium and oil-pumped nitrogen were obtained in cylinders and the gases were passed through a drying train prior to entry into the furnace. The purified hydrogen was tank hydrogen which had been passed through a palladium diffusion cell. A constant flow of about 30 cfh of gas was maintained during the sintering cycle with each atmosphere except air. The sintering of specimens in air was accomplished by allowing the air to enter the furnace through the small gas burnoff holes in the loading doors.

TABLE II

Dew Points of Sintering Atmospheres

<u>Sintering Atmosphere</u>	<u>Dew Point (° F)</u>
dissociated ammonia	-60 to -40
hydrogen	-70
purified hydrogen	lower than -100
helium	not determined
nitrogen	-70
air	---

Sintering

The specimens were sintered in a two inch diameter tube furnace. This furnace is of the electrical resistance type, with an Inconel tube serving as a muffle. It has a uniform six inch long hot zone and a maximum operating temperature of 2100° F.

Initially, specimens were sintered in either stainless steel or graphite boats. However, at about 1175° F and above, there was an alloying reaction between the aluminum specimens and the stainless steel boat and melting occurred. The unusual aspect of the alloying reaction was that it occurred even with the slightest contact between the metal boat and the compact. Investigation showed that if the stainless boat were painted with a commercial material used for limiting the flow of brazing compound, the alloying was prevented. Unless this precaution was taken, the alloying reaction occurred. For this reason, all additional sintering was conducted in graphite boats.

The graphite boats were fabricated from 1½ inch diameter graphite rods. The rod was cut in half lengthwise, and one section was hollowed out to accommodate three flat tensile specimens; the remaining half of the rod was utilized as a cover.

Property Determinations

Mechanical properties were determined on standard flat tensile bars (4) using standard tensile testing equipment. Percent elongation was determined by difference, using the length of a marked one inch gauge length on the specimen before and after the tensile test. The densities of the compacts were obtained using their weight in air and their volume as determined by Archimedes' Principle. Surface porosity was impregnated with wax.

RESULTS AND DISCUSSION

1100 Aluminum Powder

The Selection of a Lubricant

It must be recognized that higher properties can be obtained from aluminum compacts pressed without lubricants. Cremer and Cordiano(5) found tensile strengths of about 17,000 psi and ductilities of 30 percent with non-lubricated, air-sintered compacts. The resultant reduction in mechanical properties due to lubricant additions, as well as other drawbacks, is mentioned in the above cited report and is again emphatically stressed in the review of aluminum powder metallurgy by Haertlein and Sachse(6). Other methods, such as forced lubrication of the die and punches, are suggested. However, it was believed that the answer to production of aluminum parts by powder metallurgy was in finding a suitable mixed lubricant and sintering schedule.

Aluminum powder, in the as-received, non-lubricated condition, was cold compacted to 95 percent of theoretical density and sintered at 1175°F in several atmospheres for control purposes. The properties of the bars thus produced are shown in Table III. It will be noted that in all cases the tensile strength is the same as that of wrought 1100 aluminum indicating that the oxide film can be disrupted and interparticle bonding will occur under cold compaction techniques. When the com-

TABLE III

Effects of Lubricants on Mechanical Properties

Sintering Atmosphere	No Lubricant		0.5% Paraffin		1% Alum. Stearate		1% Mag. Stearate	
	T. S. (psi)	El. (%)	T. S. (psi)	El. (%)	T. S. (psi)	El. (%)	T. S. (psi)	El. (%)
Hydrogen	13,600	28	10,000	8	5,700	nil	1,800	nil
Dissociated Ammonia	13,400	29	6,300	1	3,300	nil	650	nil
Air	13,500	19	1,400	nil	2,100	nil	-	-

Compacts were sintered in air, the ductility was significantly lower than when sintered in other atmospheres, the decrease being attributed to oxygen. Visual inspection of the compacts sintered in dissociated ammonia revealed a yellow crystalline substance in the matrix believed to be aluminum nitride (Al_2N_3).

Experiments were conducted with small additions of either paraffin wax, aluminum stearate or magnesium stearate to an aluminum powder. Compacts were pressed from these mixtures to 99 percent of the theoretical density and sintered at 1175° F for one hour in either hydrogen, dissociated ammonia or air. The mechanical properties of these sinterings are included with those of the compacts without a lubricant shown in Table III. In addition, numerous other metallic stearates were attempted with similar results.

These additions caused compaction difficulties in that only the powder which contained a large percentage of coarse particles could be compacted to the high density. Paraffin, particularly, caused agglomeration of the particles. The deleterious effect of the lubricants on the mechanical properties of these sintered compacts was apparent when compared with those of sinterings without a lubricant. Slightly better properties were obtained with the compacts sintered in the reducing atmospheres, with the "best" properties being obtained with compacts lubricated with the paraffin wax and sintered in hydrogen. Again, the lubricated compacts sintered in air all had very low properties.

A comparison of the weight before and after sintering was made. It was noted that compacts sintered in air had an increase in weight whereas the compacts sintered in hydrogen had a decrease in weight. An examination of the microstructure of specimens from each group showed that a surface film, probably aluminum oxide, had developed on the specimens and that residue from the lubricant

was entrapped within the pores. However, the film was much thinner and the amount of residue was much less in the compacts sintered in hydrogen. These observations seemed to indicate that the hydrogen atmosphere retarded the growth of the film which in turn presented less of a barrier to the escape of the lubricant during sintering. The air atmosphere, on the other hand, accelerated the growth of the film which by its additional thickness prevented the escape of most of the lubricant. The better mechanical properties obtained in the compacts sintered in hydrogen may, therefore, be attributed to the smaller amount of lubricant residue present to interfere with sintering.

In view of these observations, further experimentation was conducted with stearic acid as a lubricant. Preliminary experiments with stearic acid indicated that it vaporized faster than the above mentioned lubricants and would, therefore, leave less residue in the compact after sintering. It also improved the flow rate and blended much more easily with the metal powder. Compacts were pressed to a density of 95 percent of theoretical density from the three grades of aluminum powder with an addition of 1 percent stearic acid, and were sintered in hydrogen for one hour at 1175° F. The mechanical properties obtained from these compacts are shown in Table IV of the following section. These properties are higher than those reported in the literature for similar processing conditions, and have excellent ductility for a powdered aluminum part. Consequently, stearic acid was chosen as the lubricant.

Effect of Powder Characteristics

The three 1100 Aluminum powders are identified by their percentage of fines, i. e., the percent of minus 325 mesh fraction. An analysis of the respective powders showed them to be 38%, 83% and 98% - 325 mesh. It will be noted from Table I that none of the powders had an observable flow rate. When working with the as-received material, the 38 percent powder was the easiest to fabricate from the standpoint of ease of die fill, and also exhibited better compaction characteristics. These results are in accord with typical powder metallurgy observations in which coarse powders have higher flow rates and consequently better die filling. In the case of aluminum powders, their coarseness also tends to reduce siezing and extrusion between the punch and die wall to form flashing. Cremer and Cordiano(5), in their work on aluminum powders, also remark of similar experiences and suggest the use of coarse powders. However, their results indicate that particle size has only a slight effect upon tensile strength of the sintered compacts. Although defining experimentation was not conducted during this work, it is felt that the variations in sintered properties resulted in a large part to differences in the particle size distributions of the powders used.

The properties of compacts formed from these three commercial grades of powder were determined. For this experimentation, 1 percent stearic acid was added to the powder, pressed to a green density of 2.55 gm/cc., and the tensile bars were sintered for one hour at 1175° F in pure hydrogen with a flow of 30 cfh. The results are shown in Table IV. The sintering schedule and lubricant selected for this work were chosen based on other experimentation carried out simultaneously. Each subject will be covered in detail later.

TABLE IV

Effect of Particle Size Distribution on Properties

Powder (% fines)	Density (gm/cc)		Tensile Strength (psi)	Elongation (% in 1")
	Green	Sintered		
38%	2.58	2.58	12,800	21
83%	2.56	2.63	14,100	30
98%	2.55	2.59	13,700	23

The 83 percent fines powder exhibited the greatest densification during sintering and the best sintered properties. The values obtained are the average of at least three bars. The maximum property values determined during this investigation were a tensile strength of 14,450 psi with an elongation of 35 percent, and were obtained using the 83 percent powder. This compares favorably with wrought annealed aluminum having a tensile value of 13,500 psi and 45 percent ductility. Consequently, this powder was selected for all further experimentation.

The 98 percent fines powder exhibited the next best property levels, but was somewhat lower in elongation relative to the 83 percent powder, while the coarsest powder with 38 percent fines had the lowest properties, as would be expected.

Compressibility Studies

Typical compressibility studies were run using all three grades of powder with one percent stearic acid as a lubricant. Cylindrical compacts were pressed at 20, 30 and 40 tsi, and resulted in progressively increasing densities as would be expected. At the 20 tsi pressure, the 98 percent powder had the highest green density, 2.45 gm/cc. At the highest pressure, all compacts approached the same density, 2.60 gm/cc. Further investigation using different grades of lubricant yielded the same results. The data obtained was used to fabricate the test bars shown in Table IV.

As has been indicated many times in the literature, it was found that the seizing of the aluminum powder to the die wall became more severe as the height of the compact was increased. This is to be expected, as an increase in the height of the compact corresponds to an increase in the contact surface area. However, a direct relationship of compacting pressure vs. surface area is not possible because of the effect of other variables. Aluminum is particularly difficult to compact due to its high coefficient of friction with steel. In addition, the high radial pressures which occur in aluminum powders during compaction magnify this problem.

For all powders tested, a stearic acid content of 3 percent was sufficient to eliminate the cold welding action of the aluminum. With a stearic acid content of 2 percent, the fine powders had a slight tendency to seize to the die wall if high compacting pressures, corresponding to green densities of 2.55 gm/cc or greater were used. The coarse powder, 38% fines with 2 percent lubricant, could be compacted to densities up to 2.60 gm/cc without difficulty. At a stearic acid content of one percent, it was not possible to compact any of the powders without eventual die wall seizure.

A feasibility study was made to determine if an aluminum powder with a 2 percent addition of stearic acid could be compacted in a production type press. Cylindrical compacts 3/8 inch in diameter and height were continuously compacted from the 83 percent fines powder in a production press to a density of 95 percent at the rate of approximately 15 compacts per minute. After 10 minutes of operation, the tooling was examined and there was no sign of particle pickup. The time length was considered adequate, as it was found from previous experience that if seizing were going to occur, it would do so within the first minute or two, or within approximately the first twenty-five parts fabricated. Therefore, even though the time span was short, it indicated that the process was satisfactory for production. Later, a few hundred parts each of 1/4 and 1/8 inch diameter cylinders was made from aluminum powder. Using the above processing technique, satisfactory parts were fabricated with a controlled porosity of 20 percent with no die complications. Since cylinders are considered a simple part, it was felt necessary to determine the limitations of the process, if any, through the compaction of

a more complicated shape. Tooling was available for a complex part used for the timing mechanism in a fuse. It consisted of a 7/8 inch diameter disk with one slight scallop on the edge, two through holes and two blind holes. It was found to be necessary to increase the stearic acid content to 3 percent, and even then the core rods eventually built up a sufficient accumulation of aluminum to shut down production. Further experimentation will be required into specific design modifications in order to satisfactorily fabricate the part.

Effect of Stearic Acid Additions on Green Strength

The amount of stearic acid added to the aluminum powder greatly affected the transverse rupture strength of the as-pressed compacts. For example, compacts pressed from the 83 percent -325 mesh powder, with no lubricant addition, had densities of 2.25 and 2.55 gm/cc and had green strengths of 1350 and 4050 psi. With a 1 percent addition of stearic acid, compacts at the same densities had transverse rupture strengths of only 125 and 900 psi. The strengths at other lubricant contents are shown in Table V. It can be seen that further increases in the stearic acid content had little effect green strength, by comparison with the original decrease resulting from the initial one percent addition. The slight increase in properties at 3 percent lubricant is unexplained.

TABLE V

Effect of Stearic Acid Additions on Green Strength

Stearic Acid Content(%)	Green Density (gm/cc)	Percent of Theoretical Density (%)	Transverse Rupture Strength (psi)
0	2.25	83	1350
1	2.25	85	125
2	2.25	86	70
3	2.25	88	160
0	2.55	95	4050
1	2.55	96	900
2	2.55	98	350
3	2.55	100	450

These higher amounts of lubricant additions aid primarily in ejecting the compacts from the die. It is pointed out, however, that as the stearic acid addition is increased, the theoretical density of the aluminum-stearic acid mixture decreases considerably, as is shown in Table VI. Consequently, the percentage of theoretical density of these compacts increases with increased lubricant content

TABLE VI

Effect of Lubricant Content on Theoretical Density

<u>Stearic Acid Addition (%)</u>	<u>Theoretical Density of the Mechanical Mixture (gm/cc)</u>
0	2.70
1	2.65
2	2.61
3	2.56

when pressed to a constant apparent density. This results because of the reduction in the theoretical density of the mixture. Since the percent of theoretical density is increasing, the compacting pressure will also be higher. In addition, it is important to note that more shrinkage must occur during the sintering of the compacts with the higher lubricant additions to achieve the same sintered density level.

Effect of Furnace Atmosphere

Compacts were formed from the 83 percent minus 325 mesh powder with one percent stearic acid to a density of 2.55 gm/cc and were sintered at 1175° F for hour in various atmospheres. The results are shown in Table VII. All atmospheres were at 35 cfh. It can be seen from these data that purified hydrogen is not essential to the successful sintering of aluminum. The properties of the compacts sintered in hydrogen, purified hydrogen and helium were quite similar. Furthermore, dew point may not be a significant factor. Purified hydrogen was used for the completion of the study because of the ease of maintaining a uniform level of purity. In the work of Haertlein and Sachse⁽⁶⁾, similar studies were run with consistently lower results, especially ductility. They included in their investigation partially combusted propane, which gave the lowest results of either study. Haertlein and Sachse also found that vacuum sintering did not improve properties as might be expected because of more complete removal of the lubricant.

TABLE VII

Effect of Furnace Atmosphere on Properties

<u>Sintering Atmosphere</u>	<u>Dew Point (° F)</u>	<u>Sintered Density (gm./cc)</u>	<u>Tensile Strength (psi)</u>	<u>Elongation (% in 1")</u>
hydrogen	-40	2.63	13,900	30
purified hydrogen	-100	2.63	14,100	30
helium	not determined	2.61	14,200	29
nitrogen	0	2.62	13,900	20

Effect of Compacting Pressure and Green Density on Sintered Properties

Compacts were fabricated at several density levels from the 83 percent -325 mesh powder containing 1 percent stearic acid, and were sintered at 1175° F for one hour in a purified hydrogen atmosphere. The results are shown in Table VIII.

The major significance of these results is they show that compacts having densities of 85 percent of theoretical can be sintered to a density of 96 percent of theoretical with only a slight sacrifice in sintered mechanical properties. This finding indicates a partial solution to the molding problem with aluminum in that the seizing and galling effects of the powder are substantially reduced at the lower molding pressures. Further investigation was then made in order to determine if the cold welding action could be completely eliminated by increased lubricant content without correspondingly significant decreases in properties at these lower compacting pressures.

TABLE VIII

Effect of Green Density on Sintered Properties

Compacting Pressure (tsi)	Green Density (gm/cc)	Percent of Theoretical Density	Sintered Density (gm/cc)	Percent of Theoretical Density	Tensile Strength (psi)	Properties Elongation (% in 1")
10	2.25	85	2.60	96	13,000	20
13	2.35	89	2.61	97	13,300	20
16	2.45	92	2.61	97	13,900	26
23	2.55	96	2.63	98	14,100	30

Effect of Stearic Acid Additions on Properties of the Sintered Compacts

Compacts were pressed to two density levels, 2.25 and 2.55 gm/cc, from the 83 percent fines powder with 0, 1, 2 and 3 percent stearic acid. One half the samples were presintered at 750° F for 30 minutes in hydrogen using graphite covered boats. This temperature is above the boiling temperature of the stearic acid. All samples were then sintered at 1175° F for one hour in hydrogen. The results are shown in Table IX.

In general, increasing the stearic acid content decreased both tensile strength and elongation. The decreases in weight of the compacts during sintering correspond to that required for complete removal of the lubricant. The decreases in tensile properties were, therefore, probably not the result of interference from entrapped lubricant or other reactions between the stearic acid and the aluminum which would interfere with sintering, but are related with the lower sintered densities. All green bars were originally at the same approximate volume. The compacts with higher percentages of lubricant lost more weight, creating porosity. Since densification is slight during sintering, the sintered density is lower and is reflected in the lower properties.

Presintering of the compacts prior to sintering did not result in any significant changes in tensile properties, as can be seen from Table IX. The sintered densities of the presintered compacts were generally higher than those of similarly processed green compacts. However, the expected improvement in tensile properties because of increased density did not occur. It again appears to be difficult to relate this phenomenon to interference from the lubricant, as that would have also been reflected in the sintered density.

TABLE IX

Stearic Acid Content (%)	Effect of Stearic Acid Additions on Sintered Properties									
	Sintered at 1175° F					Sintered at 750° F followed by Sintering at 1175° F				
	Green Density (gm/cc)	Sintered Density (gm/cc)	Sintered Strength (psi)	Tensile Properties Elongation (% in 1")	Sintered Density (gm/cc)	Sintered Strength (psi)	Tensile Properties Elongation (% in 1")	Sintered Density (gm/cc)	Sintered Strength (psi)	Tensile Properties Elongation (% in 1")
0	2.25	2.61	13,500	25	2.65	13,300	20	2.65	13,300	20
1	2.25	2.60	13,000	20	2.65	13,100	21	2.65	13,100	21
2	2.25	2.53	12,300	18	2.64	13,000	22	2.64	13,000	22
3	2.25	2.54	12,300	17	2.60	12,200	19	2.60	12,200	19
0	2.55	2.65	14,600	32	2.64	14,300	28	2.64	14,300	28
1	2.55	2.63	14,100	30	2.66	14,000	27	2.66	14,000	27
2	2.55	2.57	13,000	21	2.63	13,100	22	2.63	13,100	22
3	2.55	2.54	12,650	20	2.58	12,800	22	2.58	12,800	22

As a result of presintering, there was, however, a general improvement in the surface appearance through the elimination of discoloration normally caused by the lubricant. The bars were held at a temperature sufficiently high to permit volatilization of the stearic acid before sintering could occur to entrap the gases.

Effects of Sintering Time and Temperature

Compacts with 2 percent stearic acid were molded at 2.25 and 2.55 gm/cc density levels, were presintered at 750° F for 30 minutes and sintered at 1175° F for various periods of time. The results are shown in Table X.

The data indicates that sintering times of 30 minutes or longer should be employed to achieve good strength and ductility.

Initial studies indicated that compacts processed at temperatures below 1175° F did not sinter to a significant extent. Consequently, experimental work was conducted to determine the effects of sintering temperature on the mechanical properties of compacts fabricated from the 83 percent fines powder. A range of sintering temperatures between 1100° F and 1200° F in 25° increments was used. All compacts were pressed to a green density of 2.55 gm/cc, using two percent stearic acid as a lubricant, and were presintered in pure hydrogen at 750° F for 30 minutes. They were sintered for one hour in pure hydrogen at the temperature levels indicated above. The results are shown in Table XI. In addition, a study was made correlating the microstructure of the compacts with the tensile properties. The photomicrographs obtained show a definite and pronounced increase in degree of sintering as determined by a decrease in particle boundaries with each 25° F rise in sintering temperature. The properties could be directly correlated with structure, as can be seen by comparing Table XI with the photomicrographs. All pictures were from transverse sections of the tensile bars, and are at 500x.

TABLE X

Effects of Sintering Time on Properties

Time (min)	<u>Compact Density - 2.25 gm/cc</u>			<u>Compact Density - 2.55 gm/cc</u>		
	<u>Sintered Density (gm/cc)</u>	<u>Tensile Properties</u>		<u>Sintered Density (gm/cc)</u>	<u>Tensile Properties</u>	
		<u>Strength (psi)</u>	<u>Elongation (% in 1")</u>		<u>Strength (psi)</u>	<u>Elongation (% in 1")</u>
15	2.26	2,100	nil	2.58	11,900	13
30	2.58	12,700	22	2.61	12,800	20
60	2.64	13,000	22	2.63	13,100	22
120	2.55	12,400	18	2.62	13,400	26

TABLE XI

Effect of Sintering Temperature on Properties

<u>Sintering Temperature (°F)</u>	<u>Tensile Strength (psi)</u>	<u>Elongation (% in 1")</u>
1100	2,960	nil
1125	5,180	0.8
1150	10,920	9.6
1175	13,360	25.5
1200	Melting	--

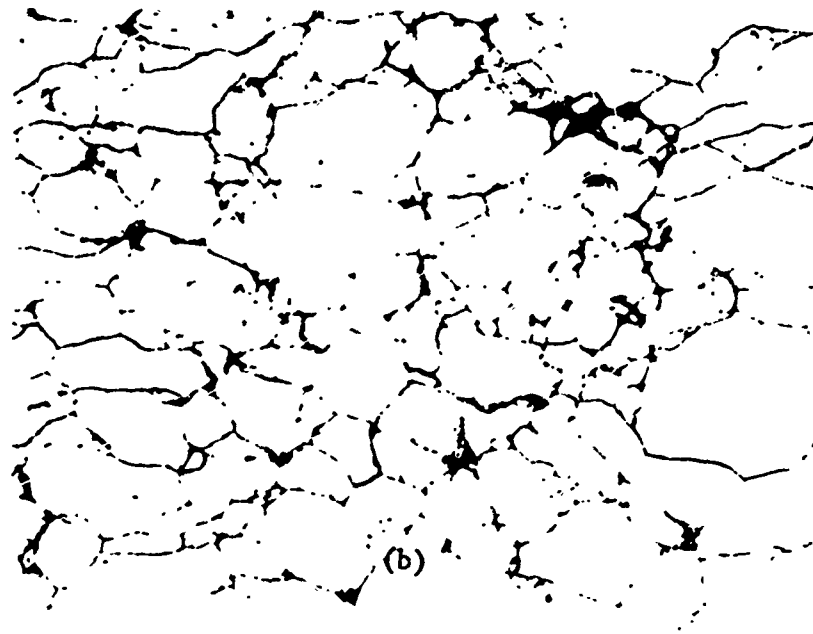
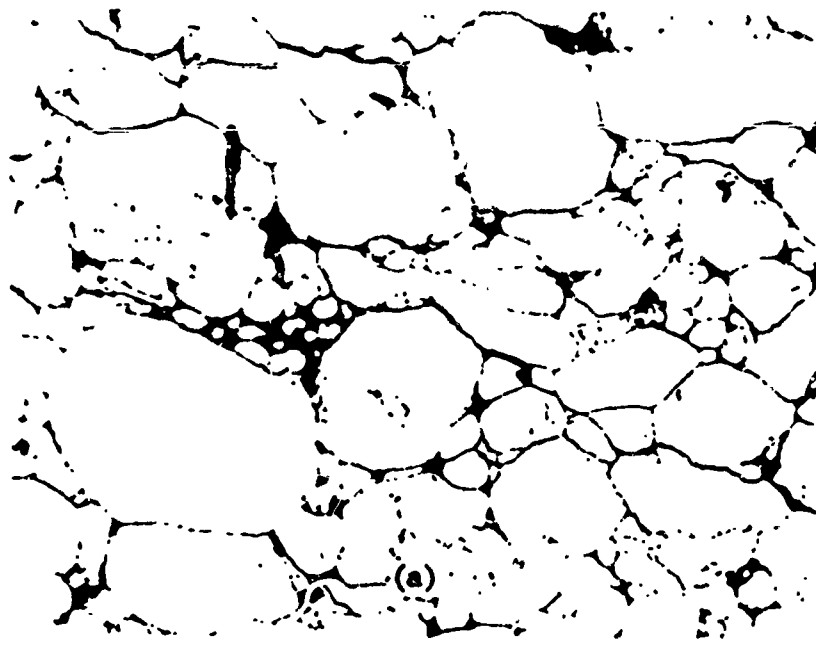


Fig. 1 Typical Microstructures for 1100 Aluminum Compacts Sintered for 1 Hour at (a) 1100°F and (b) 1125°F

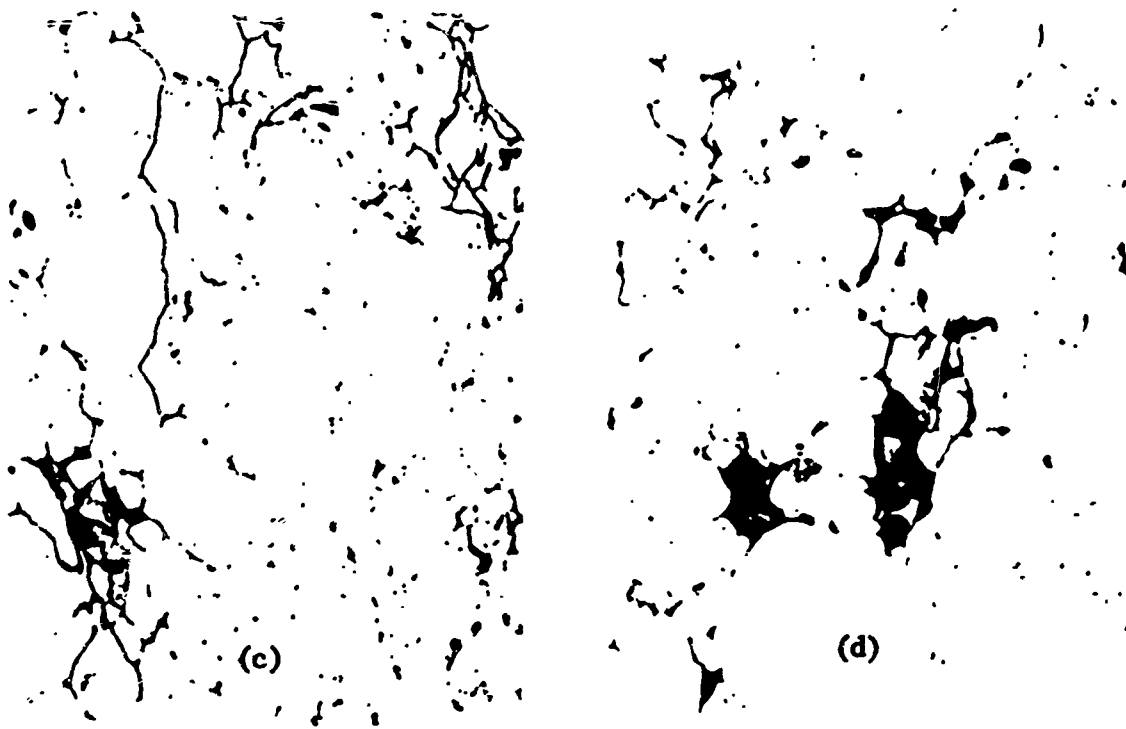


Fig. 2 Typical Microstructures for 1100 Aluminum Compacts Sintered for 1 Hour at (c) 1150°F and (d) 1175°F



Fig. 3 Typical Microstructure of an 1100 Aluminum Compact Sintered at 1200°F for 1 Hour

RESULTS AND DISCUSSION

Alloy Powders

Attempts were made to apply the results of the study of the 1100 aluminum to aluminum base alloys. Two pre-alloyed powders, an aluminum 10% iron alloy and a 7075 type alloy, were chosen because of their availability in powder form. Typical property levels for extrusions of aluminum alloy 7075 in the heat treated condition show a tensile strength of approximately 88,000 psi and elongation of 10 percent. For comparative purposes with the iron-aluminum alloy, extrusions from powder of similar chemical composition had tensile strengths of 48,000 psi with an elongation of 15 percent.

The 7075 powder was found to be extremely hard due to the alloying additions in solid solution. Consequently, very low green densities resulted for equivalent compacting pressures used with the 1100 aluminum powder. Compacting pressures of 50 tsi, double that used previously, gave a maximum density of only 90 percent of theoretical. The compressibility of the powder was somewhat improved by an annealing treatment, and equivalent densities could be reached at much lower pressures. Based on the results obtained on the effect of compacting pressure vs. sintered density with the 1100 powder, it was realized that a high green density was not necessary to achieve high sintered densities. Since lower compact densities were satisfactory, no further investigation was made into compressibility behavior.

The 7075 material was studied using the parameters for the 1100 aluminum model material. In addition, this alloy is susceptible to the standard W and T6 heat treatments, and all properties determined were in the T6 condition. The effects of sintering time, sintering temperature and green density on this material were determined. During this preliminary study, the strength level could not be raised above 20,000 psi tensile strength. Although these properties appear low, it must be recognized that the maximum sintering temperature employed was 850° F, or

considerably below the required sintering temperature at 1175° F as determined for the 1100 aluminum. Since the 7075 alloy has a solidus temperature of 890° F, higher sintering temperatures would cause melting. Consequently, satisfactory property levels could not be achieved. It was concluded that the sintering temperature of 1175° F determined for the 1100 aluminum was an absolute temperature and not a percentage of the melting point.

Another preliminary investigation was made using an aluminum-10% iron alloy. Again, compressibility data also indicated the characteristically high hardness of prealloyed aluminum in this material. A compacting pressure of 50 tsi resulted in a maximum green density of 88 percent of theoretical. Although all powder metallurgy products are known to experience some springback or relief upon ejection from the die, compacts of this powder expanded a minimum of 0.10 inches per inch when compacted in a cylindrical die. It is believed that this powder principally deforms elastically, and consequently relieves the internal stresses upon release from the die.

This alloy was specifically chosen because its eutectic temperature is above the recommended sintering temperature of 1175° F. Compacts were fabricated to 85 percent of theoretical density using 2 percent stearic acid. The tensile bars were presintered at 750° F for 30 minutes and sintered for 1 hour at 1175° F, all in pure hydrogen. The property levels determined showed no increase over those of 1100 aluminum, and the elongation was drastically reduced. The lower properties of the prealloyed aluminum-iron powder are believed due to the excessive springback. In this case, the relief was so great that it could break the cold welded bonds formed during compression. The rupture was so severe that even long sintering times did not heal the bonds, thus accounting for the low ductilities. This may explain, in part, the poor results obtained with other prealloyed aluminum powders. Cremer and Cordiano⁽⁵⁾ also indicate the extreme hardness of prealloyed aluminum powders, and note that they are unsatisfactory, their greatest deficiency being a lack of ductility.

As a means of circumventing the compaction problem, an initial investigation was conducted with aluminum powder alloys which were prepared by mechanical mixing. Two percent of various elemental additions were mixed with the 38 percent minus 325 mesh aluminum powder. The additions were in elemental form and were minus 325 mesh powder. Diffusion was complete within the sintering times employed, forming the respective alloys. The results in many cases indicated an improvement in property levels above those for the 1100 aluminum compacts. Particularly interesting were the results obtained with a 10 percent addition of carbonyl iron to the 83 percent -325 mesh aluminum powder, chosen to simulate the iron prealloyed powder. Compacts processed in a similar manner had tensile strengths of 21,000 psi with elongations of 5.1 percent, while retaining the excellent compressibility of the elemental aluminum. These preliminary studies indicate a partial solution to working with aluminum base alloys and point out an area for further investigation.

CONCLUSIONS

1. A satisfactory schedule has been developed for fabricating parts of 1100 aluminum with tensile strengths of 14,000 psi and 30 percent elongations. These properties compare favorably with those of the annealed wrought aluminum.
2. Compacts fabricated with low green densities can be sintered to the excellent property levels at high sintered densities. This permits lower compaction pressures to be employed, with less associated seizing.
3. The material must be capable of being sintered at 1175° F or higher in order to form satisfactory sinter bonds.
4. The fabrication schedule developed for 1100 aluminum powder in this investigation applies only to the specified combination of powder, lubricant and sintering atmosphere. It was found that a mixture of 2 percent stearic acid with a powder containing 100% minus 200 mesh or 83% minus 325 mesh yielded the best results.
5. The successful use of a lubricant addition, without deleterious effects, is in contrast with the literature, where many investigators have found that such conditions result in lower properties, especially ductility.
6. The optimum sintering schedule is as follows: parts compacted to approximately 85 percent of theoretical density with a 2 percent stearic acid lubricant addition are presintered in hydrogen for 30 minutes at 750° F. The compacts are then sintered at 1175° F for 1 hour in hydrogen.
7. Relatively simple parts can be fabricated on commercial compacting presses. However, complex parts may require specific design modifications, such as elimination of small diameter holes and sharp radii.

8. It has been found possible to reduce the high compacting pressure required for prealloyed powders by utilizing a mixture of elemental powders. This retains the excellent compaction characteristics of the 1100 aluminum.

REFERENCES

1. Metal Powder Association Standard 5-46, "Sieve Analysis of Granular Metal Powders", revised 1946.
2. Metal Powder Association Standard 3-45, "Determination of Flow Rate of Metal Powders", June 1945.
3. Metal Powder Association Standard 4-45, "Determination of Apparent Density of Metal Powders", June 1945.
4. MPIF Standard 10-50T or ASTM Standard E8-57T, "Tension Test Specimens for Pressed and Sintered Metal Powders".
5. "Recent Developments in the Formation of Aluminum and Aluminum Alloys by Powder Metallurgy" by G.D. Cremer and J.J. Cordiano, Metals Technology, June 1943, AIME Technical Publication No. 1574.
6. "Review of Aluminum Powder Metallurgy" by J. B. Haertlein and J. F. Sachse, Proceedings of the Ninth Annual Meeting, Metal Powder Association, April, 1953, pp. 83-94.

TEMPLABILIDAD DE ACEROS DE CONSTRUCCION

por Dionisio Farfás

1. Introducción

La Dirección Nacional de Fabricaciones e Investigaciones Aeronáuticas (DINFIA) es desde el año 1927 (en que se fundó con el nombre de Fábrica Militar de Aviones) una Institución básicamente Aeronáutica, donde se han desarrollado y construido numerosos aviones y últimamente cohetes, y donde a la Industria Aeronáutica se agregaron otras fabricaciones: Automóviles, Motocicletas, Herramientas de precisión, Instrumentos para Aviones y vehículos automotores, etc.

Para desarrollar tan variada acción ha necesitado contar siempre con materiales de diversos tipos, especialmente metálico y dentro de éstos sobre todo aleaciones ferrosas y de aluminio.

La aplicación de tales materiales, normalmente importados, requirió la formación de personal con conocimientos de los procesos metalúrgicos y tratamientos térmicos a que se deben someter tales aleaciones.

Desde la iniciación como Fábrica Militar de Aviones, esta Institución contó con un Laboratorio de Ensayos de Materiales, donde se iniciaron algunos de los primeros estudios de Metalografía en el país, y desde donde se ha cooperado en todo sentido con la Industria que, a iniciativa de DINFIA y como principal elemento promotor, se ha desarrollado en Córdoba.

El Departamento MATERIALES Y PROCESOS, que es en la actualidad un Laboratorio bien dotado en máquinas, equipos e instrumentos de precisión y con personal calificado, sigue en la tarea de control de los materiales y procesos utilizados en las distintas fabricaciones que realiza DINFIA, en el Estudio de Problemas de Materiales para Proyectos y desarrollos futuros, así como en colaboración permanente con la Industria Privada del País.

El conocimiento de los múltiples problemas que plantea el correcto uso de los aceros es uno de los factores que motivan el presente trabajo; en el que se trata de resumir algunas experiencias realizadas en el Laboratorio, tendientes a determinar exhaustivamente las propiedades de Templabilidad de los Aceros alea-

dos de construcción, que más se emplean en la actualidad en las Industrias aeronáuticas y automotoras.

Se pretende únicamente reunir ordenadamente las diversas características de Templabilidad, que faciliten una correcta aplicación de tales aceros, evitando que empleos erróneos disminuyan la calidad de piezas, que por su diseño o procesos de fabricación, debieran ser consideradas como perfectas.

Se han elegido los aceros que se emplean Templados y Revenidos, porque se considera que son los que presentan mayores dificultades en su aplicación o "puesta en obra", justamente por los problemas que representan esos tratamientos térmicos y por la estrecha relación que tienen las características de Templabilidad del acero, con la elección del más conveniente para una determinada pieza.

2. CONCEPTOS DE TEMPLABILIDAD DE ACEROS

Los aceros son aleaciones ferrosas que han desempeñado un papel de primer orden en el desarrollo de la Industria. Pese al auge que tienen en nuestro tiempo otros metales y aleaciones, el acero no ha perdido actualidad y sigue siendo el material por excelencia, debido sobre todo a su versatilidad. Prueba de ello es el aumento notable de su producción en todos los países industriales del globo y también el hecho de que la producción per cápita, de esta aleación, sea un signo del standard de vida de un país.

Las necesidades de las distintas industrias han hecho que los fabricantes desarrollaran cientos de aleaciones, distintas entre sí, y tratando en todos los casos de utilizar como elementos aleantes aquellos de su propia producción o los extranjeros de más bajo precio.

Durante años la composición química ha sido lo determinante en la designación de los aceros. Esa composición y algunas características mecánicas han sido elementos de juicio empleados para la elección de uno u otro acero para determinada pieza o elemento de máquina.

Los progresos de la Ciencia de los Metales, que al encontrar nuevos medios de investigación hicieron de la Metalurgia una verdadera Ciencia, han dado elementos que permiten determinar que la composición química de un acero representa solamente un conjunto de posibilidades; pues las propiedades mecánicas del acero dependen de su MICROESTRUCTURA.

Para lograr tales microestructuras serán necesarios tratamientos térmicos a Temperaturas definidas, que son fijadas por la composición química del Acero; puesto que dichos puntos críticos varían con la adición de elemento de

relación o con la velocidad de enfriamiento. Estos progresos han modificado en los últimos años los conceptos sobre forma de elección de un acero de construcción y algunos métodos de ensayo como los de TEMPLABILIDAD, han aprobado conceptos e ideas que permiten la utilización correcta de Aceros, aplicando para su elección principios Científicos y Técnicos, que permiten seguridad y economía en el empleo de estos materiales; pues debe ser lema del ingeniero: "no utilizar lo MEJOR, sino lo suficientemente bueno".

Los aceros han alcanzado tanto desarrollo e importancia en la industria moderna, debido sobre todo a la extraordinaria gama de propiedades que con ellos puede lograrse mediante cambios de ESTRUCTURAS. Las estructuras metálicas óptimas son aquellas en las que hay precipitados que interfieren los planos de deslizamiento en los granos cristalinos, con lo que se dificulta el movimiento de las dislocaciones, que son causa de la deformación plástica.

Estas estructuras de precipitados en el seno de una solución sólida, se obtienen en los aceros por el tratamiento de Temple y Revenido. De ahí que estas micro-estructuras sean las usadas para piezas de construcción de elementos importantes y de alta resistencia, que requieren por lo tanto ser sometidas a Tratamientos de BONIFICACION (Temple y Revenido).

El problema de obtener una estructura de Precipitación en el seno de una solución sólida, encuentra, en el caso de los aceros, un inconveniente consistente en que en toda la masa de la pieza templada no siempre se obtiene únicamente MARTENSITA; que es la estructura que luego por calentamiento dará precipitados. Ello es debido al fenómeno de que la estructura es función de la velocidad de enfriamiento y la misma varía desde la superficie al centro de una pieza o barra. Por lo tanto el verdadero temple (Temple Perfecto, con estructura martensítica) solo se obtiene hasta una cierta profundidad, a partir de la cual habrá mezcla de estructuras (Martensita con Bainita, Perlita, Ferrita).

Las investigaciones realizadas han demostrado que la profundidad hasta donde se obtiene el Temple perfecto o estructura pura de Martensita (Penetración de Temple) puede mejorarse con el agregado de elementos aleantes, cada uno de los cuales tiene mayor o menor poder reforzador de esta propiedad, tan característica de los aceros, que se denomina TEMPLABILIDAD.

Otro factor que resulta importante para esta característica es el "Tamaño de grano" del acero, que influye en relación directa; es decir a mayor tamaño de grano, la templabilidad aumenta.

En los aceros finos o aleados los problemas de templabilidad adquieren mayor significación, puesto que con ellos se logran no sólo las estructuras precipitadas que dan las mejores características mecánicas, sino que son también los que presentan mejor comportamiento a la fatiga y las mejores propiedades de plasticidad.

Para que los aceros den estructura de martensita pura en diámetros más o menos elevados necesitarán la adición de grandes cantidades de elementos de aleación, lo que encarecerá el producto y a la vez traerá consigo otros problemas relativos a peligros de agrietamiento en el temple, dificultades de forjado, etc. Por tal causa se han estudiado las influencias que sobre las características mecánicas tienen las estructuras mixtas, es decir aquellas en las que el temple proporciona estructura de martensita y bainita o de martensita y perlita y/o ferrita.

Entre esos trabajos merecen destacarse los realizados por CAIRO RODES y sus colaboradores cuyos resultados indican el efecto perjudicial que sobre las características de plasticidad y resistencia ejerce la Perlita; mientras que la presencia en una estructura bonificada de Bainita hasta un 50%, siendo el resto martensita, proporciona características similares a las obtenidas a partir de estructuras con el 100% de martensita y Revenidas para la misma dureza.

Estos trabajos sirven para limitar el concepto de templabilidad pues se puede aceptar no obtener en toda la masa de la pieza MARTENSITA; pero sí mezcla de martensita y bainita, evitando en lo posible presencia de Perlita o de Ferrita. El comportamiento de la bainita lógicamente es parecido al de la martensita revenida, porque se asemejan estructuralmente, cosa que no ocurre con la perlita y la ferrita.

En este trabajo se han seleccionado aceros aleados que se emplean generalmente con tratamiento de bonificación y son los que se suponen pueden cubrir satisfactoriamente las necesidades de la Industria, tanto Aeronáutica como Automotora.

Al analizar los problemas de Templabilidad solamente se consideran los efectos del Temple y como rara vez (solamente en los aceros de cementación) se utilizan los aceros en esas condiciones, se ha creído de interés analizar experimentalmente las curvas JOMINY de Revenidos de los aceros estudiados.

Con ello se pretende hacer ver el efecto de ablandamiento que tiene tal tratamiento y sobre todo tener idea del Rango de Diferencia que hay en la dureza de la superficie y del centro de una pieza, cuando se somete a distintas Temperaturas de Revenido.

3. PARAMETROS DE TEMPLABILIDAD

La importancia de las propiedades de TEMPLABILIDAD de un acero han determinado que numerosos investigadores trataran de encontrar medios para definir y designar numéricamente esa propiedad.

Innumerables trabajos sobre el tema han servido para asegurar un empleo

más racional de las aleaciones conocidas, así como para crear nuevos aceros que respondan a fines especiales y con características de templabilidad bien definidas.

De todos los métodos existentes para definir esa cualidad de los aceros, se adoptará el del diámetro crítico y se considerarán no sólo los diámetros críticos ideales de los aceros estudiados sino también los correspondientes a temple en agua ($H = 1,0$) y en aceite con movimiento moderado ($H = 0,5$).

Modernamente se determinan los diámetros críticos ideales para cuatro conceptos de Templabilidad que son:

a) Templabilidad Bainítica

Se pueden considerar dos casos: al 99% y al 50% de Martensita.

En el primero se considera que se obtiene en el centro de la barra el 99% de martensita y el 1% restante de Bainita.

En el segundo que se obtiene en el centro de la barra el 50% de martensita y el 50% de bainita.

b) Templabilidad Perlítica

También se consideran dos casos: al 99% y al 50% de Martensita.

En la primera se considera que se obtiene en el centro de la barra el 99% de martensita y el 1% de perlita y en el segundo 50% de martensita y 50% de perlita.

Como ya se expresó anteriormente la presencia de perlita o de ferrita disminuye notablemente las características mecánicas, de fatiga y de plasticidad en los aceros bonificados, siendo dichas propiedades (para la misma dureza) muy superiores si se parte de aceros con 99% de martensita. Se ha comprobado también que no hay mucha diferencia si se consideran estructuras con 50% de martensita y 50% de bainita. Se adopta generalmente como representación de la **TEMPLABILIDAD** de un acero la correspondiente al 50% de Bainita.

No obstante y como en algunos casos la Nariz Perlítica sobresale mucho de la correspondiente a la C de la Bainita en la Curva TTT, es conveniente conocer el valor de la Templabilidad Perlítica, que puede indicar que en ciertos casos si bien se obtiene el 50 de Bainita, en el resto no haya Martensita pura, sino Martensita y Perlita.

En este trabajo para la determinación de los diámetros críticos ideales empleando las curvas JOMINY, de CRAFTS y de GROSSMAN trabajamos con el criterio de Templabilidad Bainítica al 50%, pero en el caso de los Cálculos realizados en base a la composición química y del tamaño de grano con los "Calculadores de Aceros" (Calvo Rodes), se han operado en base a los dos conceptos de Templabilidad y se han considerado los casos del 50% y del 99% de martensita en el núcleo.

El deseo de agotar los medios para determinar todas las propiedades que afectan la templabilidad de los aceros estudiados han hecho considerar también, por creerlo de interés, la determinación de la Temperatura Ms (Martensite Start) que nos indica la temperatura donde comienza la transformación martensítica, que es un índice valioso para conocer la sensibilidad a las GRIETAS, que presenta un acero, en el proceso de temple.

En efecto cuando esa Temperatura es más alta, el gradiente entre la temperatura de calentamiento y la de comienzo de la transformación martensítica será menor y lógicamente se reducirán las posibilidades de GRIETAS, que son consecuencia de dos fenómenos antagónicos que provocan Tensiones Residuales. Esos fenómenos son: al enfriarse el metal se CONTRAE, pero al producirse la transformación martensítica hay una transformación de hierro gamma a hierro alfa, con aumento de volumen: DILATACION. El efecto de estos fenómenos es tanto menor, cuanto menor sea la diferencia entre las temperaturas de calentamiento para el Temple y la Ms y sirve como elemento importante para determinar con ventajas la elección entre dos aceros de la misma templabilidad. Lógicamente se elegirá el que presente un valor de Ms superior, pues el acero que presente tal propiedad será menos susceptible al agrietamiento en el proceso de temple.

Los aceros de calidad se utilizan en estado de Temple y Revenido, pues con tales tratamientos es posible obtener las estructuras óptimas de precipitados en una matriz de solución sólida. El revenido importa un ablandamiento de la estructura martensítica obtenida por temple.

Ese ablandamiento si bien es función de la temperatura y del tiempo, lo es también de los elementos que componen el acero, razón por la cual algunos investigadores han tratado de encontrar algún valor o parámetro que indique numéricamente las propiedades de ablandarse con facilidad o dificultosamente por revenido.

De todos los conceptos se ha preferido en este trabajo adoptar el criterio de dureza POTENCIAL, que permite determinar el factor de ESTABILIDAD DE LA MARTENSITA, mediante un Número de Dureza Rockwell, que expresa la dureza real de la martensita pura de temple del acero considerado, incrementado en un valor que corresponde a la estabilidad de esa martensita. Este es lógicamente un valor imaginario, pero a partir del cual puede obtenerse la dureza que se obtendrá con un revenido determinado, en base a coeficientes empíricos calculados por HOLLOMON y JAFFE, y que CALVO RODES los ha utilizado en sus "Calculadores de Aceros" en base a lo cual se han obtenido los valores de los aceros estudiados, que son coincidente con los calculados con los Coeficientes de HOLLOMON y JAFFE.

Las características suscitadamente mencionadas servirán no solamente para definir perfectamente un acero y facilitar su adopción para una pieza o elemento determinado, sino que el conjunto de propiedades permitirán aplicar conceptos de equivalencia que facilitarán el reemplazo de un acero por otro que presente características similares de Templabilidad, y con el que sea factible conseguir luego

del revenido a temperaturas no enfragilizadoras- las características mecánicas de fatiga y de plasticidad requeridas.

4. ACEROS EMPLEADOS

Para la parte experimental de este estudio se han seleccionado ocho categorías de los aceros de construcción más usados en la Industria Aeronáutica y en la Automotora.

Se ha preferido emplear aceros de porcentajes de carbono similares comprendidos entre 0,30 y 0,40%, para poder comparar mejor las características de uno y otro, pues los conceptos modernos de equivalencia de aceros parten de la base que tengan porcentajes de carbono similares.

Se ha tratado de seleccionar para estos ensayos aceros de distintas templeabilidades tendientes a que, por lo menos en DINFIA, se tipifiquen y se empleen solamente los aceros estudiados, para lograr una racionalización y consiguientemente una economía en la producción.

Se incluyen aceros de baja aleación, de media y alta aleación.

También se ha considerado un acero (8140) que se usa para nitruración. Se lo ha estudiado con este grupo por ser frecuentemente empleado en la industria aeronáutica y utilizarse al estado de temple y revenido, procesos que se realizan antes de la nitruración.

No se han incluido los aceros de cementación, que serán objeto de otro informe, por considerar que son materiales de uso muy especial y que se emplean normalmente sin tratamiento de revenido, o con revenido a bajas temperaturas.

Los aceros estudiados han sido los siguientes: IA Ak 3140 (SAE 3140); IA Ak 3335 (SAE 3335); IA Ak 4037 (SAE 4037); IA Ak 4130 (SAE 4130); IA Ak 4140 (SAE 4140); IA Ak 4340 (SAE 4340); IA Ak 8140 (SAE Nitralloy); IA Ak 8640 (SAE 8640).

Las composiciones químicas de estos aceros se indican en la Tabla I. Los análisis químicos han sido realizados por vía espectrográfica para la parte cuantitativa.

Todas las probetas se han obtenido de la misma barra.

Estos ensayos no abarcan toda la gama de composiciones que permite cada categoría de acero, pero se considera que como las curvas JOMINY de cada uno de

ellos está dentro de la banda respectiva de las especificaciones corrientes, estos ensayos representan las características medias o probables de aceros que respondan a la categoría estudiada. Además los errores propios de las experiencias y de las determinaciones de los diámetros críticos, temperatura Ms, Dureza H_p, así como las durezas luego del revenido, no justifican realizar mayor número de ensayos para obtener las características de estos aceros.

5. EXPERIENCIAS REALIZADAS

La parte experimental de este trabajo ha consistido en la realización de ensayos Jominy de ocho probetas de cada tipo de acero.

Esos ensayos se realizaron a las temperaturas y tiempos indicados en la TABLA II.

Todos los tratamientos térmicos fueron realizados en hornos con atmósfera controlada (Hornos Leeds y Northrup - Atmósfera a base de VAPOCARB).

Las probetas fueron previamente normalizadas y se estudió la estructura micrográfica para comprobar la bondad del tratamiento. Luego se hizo el temple de acuerdo al método JOMINY. Una de las probetas fue preparada para tomar las durezas, a lo largo de una generatriz, en ese estado de temple. Las siete restantes fueron revenidas a diferentes temperaturas antes de tomar las durezas. Los revenidos se hicieron durante una hora en todos los casos y las temperaturas utilizadas fueron las siguientes: 350°; 400°; 450°; 500°; 550°; 600° y 650°.

El acero IA Ak 3335 fue revenido durante tres horas a las distintas temperaturas y los valores de dureza obtenidos no presentan diferencias con los obtenidos para una hora de revenido.

Luego de los tratamientos térmicos se determinó en las probetas templadas o bien en la de revenidas a 350°C el tamaño de grano. Para ello se utilizó el reactivo de Mme. Beché (ácido pícrico y teepol) aplicado en caliente. Los valores de los tamaños de grano según la NORMA ASTM, se consignan en la TABLA II.

6. RESULTADOS OBTENIDOSa) Trazado de las curvas JOMINY

En este trabajo solo se consignan las curvas JOMINY correspondientes a la probeta templada y a las revenidas a 3500, 4500, 5500 y 6500. No se han incluido las correspondientes a las otras temperaturas de revenido que también se trazaron, para mayor claridad de los gráficos y por ser éstas temperaturas las que se utilizan en los "Calculadores de Aceros" con los que se han verificado las curvas obtenidas.

Si bien los valores de durezas, en los ensayos efectuados, se han tomado cada 1,5 mm, para el trazado de las curvas se han considerado solamente los valores correspondientes a las siguientes distancias de la base de la probeta: 3, 6, 9, 12, 18, 24, 30, 36 y 42 mm.

Las curvas de referencia para cada tipo de acero se indican en las figuras 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 y 8.

En general puede observarse que para los aceros que tienen cerca de 0,40% de carbono la dureza en la base y zonas cercanas es muy similar, mientras que en el acero 4130 esos valores son menores. Ello comprueba que la dureza superficial de temple depende casi exclusivamente del porcentaje de carbono.

Se debe destacar que en los aceros de baja aleación (4037 y 8640) las curvas JOMINY caen en seguida, mientras que en los de alta aleación (3335 y 4340) que son de alta TEMPLABILIDAD, las curvas JOMINY tienden a la horizontalidad, lo que se manifiesta nítidamente en las curvas de REVENIDO, que son prácticamente horizontales. Los aceros restantes (4130, 4140, 3140 y 8140) que son de media aleación y de media templabilidad se comportan como intermedios entre los otros dos grupos y las curvas no caen tan bruscamente y no tienden a mantenerse horizontales.

En todos los aceros se nota la influencia benéfica del revenido en el problema de suavizar las diferencias entre los valores del extremo de la probeta Jominy y los más alejados, que lógicamente corresponde a las diferencias entre la superficie y el interior de una barra o de una pieza de un espesor determinado.

Ese efecto suavizante es más marcado en los aceros de alta aleación así como en los revenidos a más altas temperaturas.

Se deduce por lo tanto que conviene REVENIR los aceros siempre a temperaturas elevadas, pues esas temperaturas facilitarían la obtención de estructuras homogéneas en toda la masa del acero.

b) Determinación de diámetros críticos

i. En base a las curvas: JOMINY, de GRAFTS y de GROSSMANN

En base a las curvas Jominy sin revenido correspondiente a los distintos aceros ensayados y utilizando las Curvas de GRAFTS y de GROSSMANN de las figuras 9, 10, 11 y 12, se han determinado los diámetros críticos ideales y para temple en agua y en aceite, los valores se indican en la TABLA III.

Para la determinación del diámetro crítico se procede de la siguiente manera: En la curva de la figura 9 se entra con el porcentaje de carbono del acero estudiado, se levanta una ordenada y donde corta la curva del 50% de martensita se tiene la dureza Rc que tendrá un acero con ese porcentaje de carbono, cuando tenga el 50% de martensita. Se entra con ese valor a la Curva JOMINY y se tiene la distancia (dj) en la cual existe un 50% de martensita. Con esa distancia se entra en la curva de la figura 10 (GRAFTS) y se tiene el diámetro crítico ideal, valor con el cual en las curvas de las figuras 11 y 12 (GROSSMANN) es posible hallar el diámetro crítico para cualquier severidad de temple. Se han determinado para H = 1, 0 (agua) y H = 0, 5 (aceite con movimientos moderados). El ejemplo en este trabajo se ha realizado con el acero 3140.

2. En base a la composición química y tamaño de grano (Con "Calculadores de Aceros")

Para estas determinaciones se han empleado los "Calculadores de Aceros" de Calvo Rodes; los valores obtenidos han sido para la templabilidad al 50% y al 99% de martensita habiéndose determinado las templabilidades bainíticas y perlíticas.

En todos los casos para eliminar en lo posible los errores personales se han hecho las determinaciones por cuadruplicado.

Los valores obtenidos se consignan en la TABLA III.

Si bien se han obtenido los valores de templabilidad bainítica y perlítica para el 50% y el 99% de martensita, se admite normalmente un 50% con martensita y el resto bainita sin nada de perlita. Se ha considerado como templabilidad al 99% de martensita (D₉₉) el menor de los valores obtenidos.

En cuanto a la Templabilidad a 50% de martensita (Dim 50) puede ocurrir cuatro casos y en ellos el valor de la templabilidad al 50% se determina de la siguiente forma:

Si Dib 50 es menor que Dip 99, el diámetro crítico al 50% será Dib 50. En estos casos el 50% restante será de bainita.

Ejemplos: Aceros: 4130 - 4140 - 4037 - 8640 - 8140 y 1310.

Si Dip 50 es menor a Dip 99, el diámetro crítico al 50% de martensita será: Dip 50.

El 50% restante es perlita.

En ninguno de los aceros ensayados se presentó este caso. Si Dib 99 es menor que Dip 99 y ésta menor que Dib 50, el diámetro crítico ideal para el 50% de martensita se obtiene aproximadamente por la siguiente fórmula:

$$\text{Dim 50} = \text{Dip 99} + \frac{\Delta D_p (\Delta D_b - \Delta D_{99})}{\Delta D_b + \Delta D_p}$$

Siendo:

$$\begin{aligned} \Delta D_p &= \text{Dip 50} - \text{Dip 99} \\ \Delta D_b &= \text{Dib 50} - \text{Dib 99} \\ \Delta D_{99} &= \text{Dip 99} - \text{Dib 99} \end{aligned}$$

Ejemplos: Aceros 3140 y 3335

El 50% restante es una mezcla de bainita y perlita. Si Dip 99 es menor que Dib 99 y éste menor que Dip 50, el diámetro crítico ideal para el 50% de martensita se calcula por la siguiente fórmula:

$$\text{Dim 50} = \text{Dib 99} + \frac{\Delta D_b (\Delta D_p - \Delta D_{99})}{\Delta D_b + \Delta D_p}$$

Los símbolos tienen el mismo significado que en el caso anterior. El 50% restante será una mezcla de Perlita y Bainita.

Ejemplos: Ningún acero de los estudiados estuvo comprendido en este caso.

Los diámetros críticos para severidades de temple: $H = 1,0$ y $H = 0,5$ correspondientes a agua y aceite en movimiento moderado respectivamente, se han obtenido asimismo con los "Calculadores de Aceros".

3. Método Mixto

También se han obtenido los diámetros críticos ideales por un método mixto entre los dos citados. Para ello se obtuvo en las Curvas Jominy la distancia a la cual hay 50% de martensita (valor que también es un índice de la templabilidad) y con esa distancia es posible obtener en el "calculador" el valor del diámetro crítico ideal al 50% de martensita y consecuentemente los correspondientes a cualquier severidad de temple. Los valores se consignan en TABLA III.

c) Determinación de las temperaturas Ms y Mf

Los valores de la temperatura Ms se han determinado por dos métodos: En base al cálculo aplicando la fórmula: $M_s = 550 - K$

Siendo $K = (3500 \times \% C + 400 \times \% Mn + 200 \times \% Cr + 170 \times \% Ni + 100 \times \% Mo)$

También se han determinado por los "calculadores" y los valores obtenidos han sido muy semejantes a los logrados por el otro método.

Los valores de M_f se han calculado por la siguiente fórmula:

$$M_f = M_s - 1,55 K$$

Todos estos valores se consignan en la TABLA IV.

d) Cálculo de la Dureza Potencial

Los valores de la dureza potencial se han obtenido también por cálculo con la fórmula:

$$H_p = 84 + 4 \times \% Mn + 4 \times \% Si + 5 \times \% Cr + 1 \times \% Ni + 20 \times \% Mo$$

84: Valor correspondiente a porcentaje de Carbono entre 0,35 y 0,40 %

Con los "calculadores" se han obtenido valores coincidentes.

Con este último procedimiento es posible calcular esa dureza potencial para revenidos de 3500, 4500 o 6500, teniendo en cuenta los valores que incrementan los precipitados de cromo y molibdeno a esas temperaturas.

Los valores mencionados se consignan en la TABLA IV.

e) Durezas a obtener después del revenido

Este problema es de fundamental importancia y los valores obtenidos son de gran utilidad, porque demuestran fehacientemente la necesidad del trazado de las curvas de revenido de las probetas Jominy, pues nos indican el gradiente de dureza entre la superficie de una barra y el centro de la misma, para un diámetro dado, que puede ser el crítico, en un medio de enfriamiento dado (representado en las Figs. 1 a 8 por una línea de puntos). Es la distancia Jominy al 50% de martensita y que puede asimilarse al Diámetro Crítico Ideal al 50% de martensita.

Los valores obtenidos con los "Calculadores de Aceros" son similares a los de las curvas, pero de esta última sacamos los valores máximos y mínimos de dureza, que puede ser índice elocuente para decidir la elección de un acero, con ciertos revenidos, de acuerdo al margen de exactitud en la dureza que nosotros exijamos según la calidad o importancia de la pieza a construir.

7. CONCLUSIONES

Las características Generales de los ocho aceros estudiados se han resumido en la TABLA IV.

En las tres primeras columnas se han indicado los tratamientos térmicos de los citados aceros consignándose las temperaturas de calentamiento para: NORMALIZADO, TEMPLE y REVENIDO.

En las siguientes se han indicado los PARAMETROS DE TEMPLABILIDAD, es decir: los Diámetros Críticos (Ideal y para Severidades de Temple $H = 0,5$ y $H = 1,0$), Temperatura M_s , M_f y Valores de Dureza Potencial.

Para los Diámetros Críticos se han considerado los valores calculados con los "Calculadores de Acero" para el caso de Templabilidad al 99% de Martensita. Los Diámetros Críticos ideales para Templabilidad al 50% de Martensita, son el promedio aritmético de los tres valores obtenidos por diferentes métodos y que se designan en TABLA III.

De igual manera se ha procedido para los valores de los Diámetros Críticos al 50% de martensita correspondientes a Temples en agua en calma ($H = 1,0$) y aceite con movimientos moderados ($H = 0,5$).

Las temperaturas M_s y M_f son también promedios de los calculados por las fórmulas ya citadas y de los obtenidos con los "calculadores", que es de destacar fueron los mismos prácticamente.

En el caso de las durezas potenciales se indican los valores obtenidos por los "calculadores" y se consideran valores para distintos revenidos, teniendo en cuenta las acciones endurecedoras de los precipitados de Carburos de Cromo y Molibdeno.

En la parte final de la planilla se han indicado las características de estos aceros después de los revenidos a distintas temperaturas. Para cada temperatura se han indicado los valores de Dureza Rockwell y su equivalente de resistencia a la tracción por los "Calculadores de Aceros". Además se mencionan los valores máximos y mínimos de dureza que se obtuvieron de las Curvas de las Probetas JOMINY de las Figuras 1 a 8.

Como se observa de los valores obtenidos experimentalmente son muy similares a los calculados, la única diferencia es que en los últimos tenemos los valores promedios, mientras que de las curvas se han obtenido los gradientes de dureza, desde la superficie al centro de la pieza o barra considerada.

Para tal fin se considera como centro de la barra la distancia JOMINY (también es índice de templabilidad), con la que se ha calculado el diámetro crítico ideal.

Es de destacar que también se han empleado los "Calculadores de Aceros" para la determinación de las Curvas JOMINY y las de REVENIDO, y los valores son muy similares a los obtenidos experimentalmente. No se han trazado esas curvas para no hacer más complejas las figuras 1 a 8, y sobre todo por ser los valores muy similares a los de las curvas experimentales, salvo el caso de los aceros 4340 y 3335, que son los de más templabilidad y donde pareciera que los errores de los "calculadores" se acrecientan.

La comparación de los valores obtenidos experimentalmente con los calculados indican por la similitud de resultados, que pueden utilizarse los "Calculadores de Aceros" para la determinación de las características de templabilidad de aceros de construcción. En general solo se puede reprochar a dichos "calculadores" el hecho de que al aumentar la templabilidad del acero los valores se alejan más de los obtenidos experimentalmente.

Pero para conocer las características de los aceros normalmente usados en industrias aeronáuticas y automotoras, los mismos pueden ser de gran utilidad y permiten conseguir esos valores con relativa facilidad y rapidez.

El análisis de los valores obtenidos permite ordenar los aceros ensayados, por sus características de templabilidad, en la siguiente forma:

-	Acero IA 4037	Templabilidad para H = 0,5 de	0,00 mm a 15 mm
-	Acero IA 4130	" " "	15 mm a 30 mm
-	Acero IA 8640	" " "	15 mm a 30 mm
-	Acero IA 4140	" " "	15 mm a 30 mm
-	Acero IA 3140	" " "	30 mm a 45 mm
-	Acero IA 8140	" " "	45 mm a 55 mm
-	Acero IA 4340	" " "	75 mm a 100 mm
-	Acero IA 3335	" " "	75 mm a 100 mm

Este orden se hace para los valores de temple en aceite con movimiento moderado ($H = 0,5$), pero el mismo orden se obtiene para temple en agua en calma ($H = 1,0$).

Si se observan las características de templabilidad en aceite de los aceros estudiados, que son los de más empleo en DINFIA, se deduce que no satisfacen plenamente las necesidades de aceros, para piezas de diámetros o espesores equivalentes, comprendidos entre 0 y 100 mm.

En efecto, en la lista seleccionada se observa que hay tres aceros que tienen templabilidades similares: 4130, 8640 y 4140, que pueden emplearse correctamente en diámetros comprendidos entre 15 y 30 mm. También entre 75 y 100 mm hay dos aceros que cumplen satisfactoriamente las condiciones de templabilidad en aceite: el 4340 y 3335. Por otra parte, es de destacar que ninguno de los aceros estudiados cubre los requerimientos de los diámetros comprendidos entre 45 y 75 mm, pues el acero 8140 si bien tiene templabilidad tal que puede emplearse para piezas

entre 45 y 55 mm, es un acero especial para piezas nitruradas y su alto porcentaje de aluminio lo hace un material oneroso, que no puede usarse en construcciones comunes.

Lo brevemente reseñado indica que para lograr seleccionar un grupo de aceros aleados, que satisfagan los requerimientos hasta 100 mm de diámetro o de espesor equivalente, será menester eliminar de los aceros estudiados los siguientes:

- IA 3335, que tiene templabilidad equivalente al IA 4340, igual sensibilidad al agrietamiento en el temple (temperaturas Ms similares), y semejante comportamiento luego de los revenidos, en lo que se refiere a diferencias de durezas entre la superficie y el centro de la pieza o barra considerada. Por otra parte, este tipo de acero, muy empleado en los años pasados en la industria aeronáutica, no se utiliza casi en la actualidad, tanto que ya no figura en las Normas SAE 1963, y en todos los casos es reemplazado por aceros de tipo Cromo-Niquel-Molibdeno.
- IA 8140, por las razones ya expuestas de ser muy oneroso y de utilización muy especial para piezas que deban ser nitruradas y en las que se desea obtener durezas superficiales muy altas. En efecto, modernamente se aconseja utilizar otros aceros como el IA 4140 y el IA 4340 para piezas nitruradas en las que se quiera obtener durezas hasta el orden de HV: 600.
- IA 4140, por ser equivalente al IA 8640, en lo que se refiere a templabilidad, siendo el IA 8640 un acero más moderno y que como se observa en los valores de la Tabla IV, tiene mejor comportamiento luego de los revenidos. Esto se manifiesta en las menores diferencias de dureza entre superficie y núcleo, todo lo cual indica mayor homogeneidad de su estructura debido probablemente al contenido de Niquel.

No se elimina el acero IA 4130 a pesar de tener campo de acción similar al 8640, por ser ese acero empleado normalmente en estado NORMALIZADO, y por utilizarse para piezas que van soldadas, para lo cual es un material que presenta óptimas condiciones.

Por otra parte, y para completar los aceros que se necesitan para piezas hasta 100 mm, que deban ser templadas en aceite, con movimiento moderado, será menester considerar por lo menos otros dos aceros especiales o aleados, cuyas templabilidades cubran las necesidades entre 45 y 75 mm.

Se podrá seleccionar un tipo para templabilidad entre 45 y 60 mm, y otro para 60 a 75 mm. Estos materiales deben elegirse entre los aceros más modernos, en lo posible de los del grupo Cromo-Niquel-Molibdeno.

En resumen, con siete categorías de aceros pueden cubrirse fácilmente

las necesidades de piezas que requieran aceros especiales con tratamientos de bonificación y que pueden ser los siguientes: IA 4037 (0 a 15 mm de diámetro); IA 4130 (15 a 30 mm para piezas de calidad que requieran ser soldadas y luego normalizadas); IA Ak 8640 (15 a 30 mm); IA 3140 (30 a 45 mm); IA Xxxx (45 a 60 mm); IA Xxxx (60 a 75 mm) y IA 4340 (75 a 100 mm).

Por supuesto habrá que seleccionar los aceros para los diámetros de 45 a 75 mm y determinar todas sus características mecánicas y parámetros de templabilidad.

Los resultados obtenidos en este trabajo indican claramente la importancia que tiene el estudio exhaustivo de las características de estos materiales, de tanta importancia en la industria moderna, y ponen de manifiesto la necesidad de TIPIFICAR las aleaciones que NORMALMENTE se emplean en la industria, todo lo cual tenderá lógicamente a una racionalización en el empleo de los aceros de construcción, lo que en última instancia significa en todos los casos ECONOMIA.

Es necesario aclarar que al establecer una serie de aceros como TIPICOS ello no significa que obligatoriamente deben elegirse ellos para todos los trabajos y que no pueden utilizarse otras categorías de las que se tenga existencia.

Muy por el contrario esta serie debe servir para las nuevas adquisiciones de una Empresa (DINFIA, por ejemplo), pero eso no significa que no puedan emplearse los aceros que están en sus depósitos, sino que se los debe utilizar previo estudio de sus parámetros de templabilidad y previo análisis de sus equivalencias con la serie TIPIFICADA.

Los motivos que impulsaron la realización de este trabajo se han visto ampliamente satisfechos con los resultados obtenidos, que se cree son convincentes y solo se pretende que los valores compilados, principal objetivo del trabajo, sirvan para que los profesionales, técnicos e industriales del país adquieran clara conciencia de la importancia que tiene el conocimiento de las Características y Parámetros de Templabilidad de los aceros, para su correcta elección y aplicación.

BIBLIOGRAFIA

1. CALVO RODES R., "El acero, su elección y selección", INTA. Madrid 1956.
2. CALVO RODES R. y Colab. "Estudio de una tabla Racional de aceros Nacionales", (en impresión).
3. PARKER CHARLES, "Metalurgia de los aceros de calidad", Aguilar 1951.
4. GOMEZ BAEZA P. y RAMIREZ GOMEZ F., "Susceptibilidad al agrietamiento en el temple de los aceros". Instituto del Hierro y del Acero, No. 87 Noviembre 1963.
5. APRILE BARREIRO J., GARCIA SARDINERO E. y ASENSI ALVARES-ARENA E., "Influencia de los constituyentes estructurales sobre las propiedades de los aceros", Instituto del Hierro y del Acero, No. 86, Julio-Septiembre 1963.
6. CALVO RODES y Colab., "Calculadores de Aceros": "Objeto y Aplicaciones", INTA 1961.
7. LODGE J. W. y MALING C. F., "Propiedades mecánicas de los aceros aleados de medio carbono, templados y revenidos", American Iron and Steel Institute, No. 49 - Marzo 1956.
8. MALERICH J. B. y CASH G. J., "Relación entre las propiedades mecánicas y la microestructura", Metal Progress. Agosto 1957.
9. TROIANO A. A. y KLINGER L. J., "Limitaciones del Ensayo JCMINTY", Trans AMS, Vol. 44 - 1952.
10. GOMEZ BAEZA y MUÑOZ DEL CORRAL, "Sobre la teoría del temple", Instituto del Hierro y del Acero, No. 2, 1952.
11. GARCIA POGGIO J. A. y MUÑOZ DEL CORRAL F., "La tabla racional de tipificación de aceros nacionales", Revista del Instituto del Hierro y del Acero No. 73, Enero-Marzo 1961.
12. CROSSMANN, "Hardenability calculated from chemical composition (Calcul de la trempabilité d'après la composition chimique)", Trans. AIME, 1942.
13. DARDEL, "Conceptione américaines relatives à la trempabilité de l'acier, avec bibliographie importante." Public. Centre Doc. sidérurgique 12 r. de Madrid, Paris XVI.

14. KRAINER, SIEGEL, BROOKS, "Factors for the calculation of hardenability (Facteurs pour le calcul de la trempabilité)", Trans AIME, 1946.
15. FIELD "Calculation of end quench hardenability from chemical composition (Calcul de la trempabilité dans l'essai Jominy à partir de la composition chimique)", Metal Progress, 1943.
16. A. PORTEVIN, "La trempabilité", Rev. de Métall. Juil-aug. 1944.
17. JOMINY, "Les essais de trempabilité", Trans ASM, 1939.
18. CHARPY, GRENER, "Etude la pénétration de trempe dans l'acier CR.", Acad. Sc. 1922 174. -

TABLA I

COMPOSICION QUIMICA DE ACEROS ESTUDIADOS

Designación		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	OBSERV.
I. A.	S. A. E.	%	%	%	%	%	%	%	%	%	
3140	3140	0,40	0,70	0,20	0,016	0,010	0,70	1,44	-	-	
3335	3335	0,37	0,40	0,17	0,020	0,008	1,10	3,30	-	-	
4037	4037	0,38	0,75	0,16	0,032	0,040	0,13	0,15	0,21	-	
4130	4130	0,30	0,48	0,10	0,010	0,010	0,90	-	0,20	-	
4140	4140	0,37	0,41	0,07	0,044	0,015	0,96	0,18	0,15	-	
4340	4340	0,37	0,56	0,35	0,032	0,027	1,07	2,25	0,24	-	
8140	Nitra- lloy	0,40	0,42	0,12	0,035	0,010	1,57	0,09	0,33	1,02	
8640	8640	0,37	0,71	0,10	0,021	0,008	0,62	0,48	0,20	-	

TABLA II

PROBETAS JOMINY: TRATAMIENTOS TERMICOS Y TAMAÑO DE GRANO

Cate- goría I. A.	TRATAMIENTOS TERMICOS				TAMAÑO DE GRANO		No. ASTM	OBS.
	TEMPLE			REVENIDO				
	Temper.	Tiempo	Enf.	Temperat.	Tiempo			
3140	860° 30m	830°	30m	Agua Método Jominy	300° 400° 450° 500° 550° 600° 650°	60m	7	
3335	870° 30m	815°	30m	"	300° 550° 400° 600° 450° 650° 500°	60m	8	
4037	870° 30m	815°	30m	"	300° 550° 400° 600° 450° 650° 500°	60m	8	
4130	870° 30m	850°	30m	"	300° 550° 400° 600° 450° 650° 500°	60m	7	
4140	885° 30m	840°	30m	"	350° 550° 400° 600° 450° 650° 500°	60m	7	
4340	870° 30m	830°	30m	"	350° 550° 400° 600° 450° 650° 500°	60m	8	
8140	900° 30m	900°	30m	"	350° 550° 400° 600° 450° 650° 500°	60m	4	
8640	870° 30m	820°	30m	"	350° 450° 550° 650°	60m	7	

TABLA III

VALORES DE DIAMETROS CRITICOS

Acero	Base Curvas Jominy Grafts y Crossmann			Con "Calculadora de Aceros"								Método Mixto				OBSERV.
	Dim 50% H 0,5mm	Dim 50 H 1mm	Di H 1mm	Dib 99	Dib 50	Dip 99	Dip 50	Dip 99	Dim 50 H 0,5	Dm 50 H 1,0	Dim 50 H 0,5	Dim 50 H 1,0	Dim H 0,5	Dim H 1,0		
															Dm 50 H 0,5	
3140	3,40	48	65	2,45	4,40	3,35	4,50	2,45	3,75	57	73	2,80	37	48		
3335	6,35	120	137	3,00	6,70	4,00	7,60	3,00	5,77	100	118	4,30	80	100		
4037	1,57	15	21	0,85	1,50	1,55	2,00	0,85	1,50	14	20	1,51	14	21		
4130	2,80	34	48	1,01	1,82	2,25	3,25	1,01	1,82	19	27	2,35	28	38		
4140	2,95	39	54	1,15	2,15	2,40	3,50	1,15	2,15	25	34	2,45	30	40		
4340	5,85	107	125	3,25	5,80	(*)	8,20	3,25	5,80	107	125	4,50	73	92		
8140	4,00	61	81	2,00(*)	3,65(*)	6,20(*)	8,20(*)	2,00(*)	3,65(*)	55(*)	70(*)	3,15	44	57		
8640	2,55	30	40	1,55	2,80	3,25	4,35	1,55	2,80	37	48	2,10	24	35		

(*) Sale fuera del calculador

(*) No se considera p/el Cál. Valor Alum.

TABLA IV
 CARACTERISTICAS GENERALES DE ACEROS ESTUDIADOS

Acero Cate goría	TRATAMIENTOS TERMICOS				PARAMETROS DE TEMPLABILIDAD										CARACTERISTICAS DESPUES DE REVENIDO					
	Norm. Temp. Reve.	Dímetros Críticos			Temp.	Dureza Potencial			Durezas Aproximadas											
		Dim 50	H _{1,0}	H _{0,5}		M _s	M _c	°C	°C	°C	Reven. 350°	Reven. 450°	Reven. 550°	Reven. 650°						
IA-SAE	°C	mm	mm	°C	°C	°C	Rc	Rc	Rc	Rc-kp/mm ²	R'c	R'c	R'c	R'c	R'c	R'c	R'c			
3140	860	3,31	47	62	340	225	90	93	93	40,5	44,0	35,0	41,5	28,5	29,5	20,5	25,0			
	830	2,45	47	62	340	225	90	93	93	127,0	36,0	117,0	34,0	97,0	24,5	78,0	29,5			
3335	815	3,00	5,47	100	330	210	91	96	96	41,5	45,0	39,5	41,5	33,0	29,0	25,0	27,5			
	850	3,00	5,47	100	330	210	91	96	96	140,0	43,5	133,0	40,0	110,0	29,0	25,0	27,5			
4037	870	0,85	1,52	15	376	280	89	90	93	39,0	47,0	33,5	39,0	27,0	31,5	24,0	21,0			
	850	0,85	1,52	15	376	280	89	90	93	132,0	37,5	112,0	30,0	92,0	25,5	86,0	19,5			
4130	870	1,01	2,32	28	406	325	88	88	92	35,0	46,0	33,0	39,0	28,5	33,5	22,0	25,5			
	850	1,01	2,32	28	406	325	88	88	92	117,0	37,0	110,0	33,5	92,0	29,5	82,0	19,0			
4140	885	1,15	2,51	31	42	377	88	91	94	38,0	44,0	36,0	43,5	29,0	39,0	24,0	29,0			
	830	1,15	2,51	31	42	377	88	91	94	127,0	37,5	122,0	35,5	96,0	31,5	86,0	24,0			
4340	870	3,25	5,38	95	322	197	92	96	100	43,0	45,5	40,5	41,5	33,5	34,0	30,0	29,0			
	850	3,25	5,38	95	322	197	92	96	100	147,0	39,5	137,0	36,0	112,0	31,0	100,0	26,5			
8140	900	2,00	3,60	53	353	245	90	95	101	40,0	41,5	40,0	40,0	33,5	39,0	31,0	30,0			
	850	2,00	3,60	53	353	245	90	95	101	135,0	32,5	135,0	31,0	112,0	30,0	103,0	24,5			
8640	870	1,55	2,41	30	370	270	88	90	93	38,5	48,5	34,5	36,5	25,0	33,0	23,5	25,0			
	850	1,55	2,41	30	370	270	88	90	93	48,5	40,0	40,0	41,0	25,0	33,0	23,5	25,0			

R'c : Valores de Durezas máximas y mínimas obtenidas de las curvas JOMINY con REVENIDOS
 R c : Valores obtenidos con los "CALCULADORES DE ACEROS".

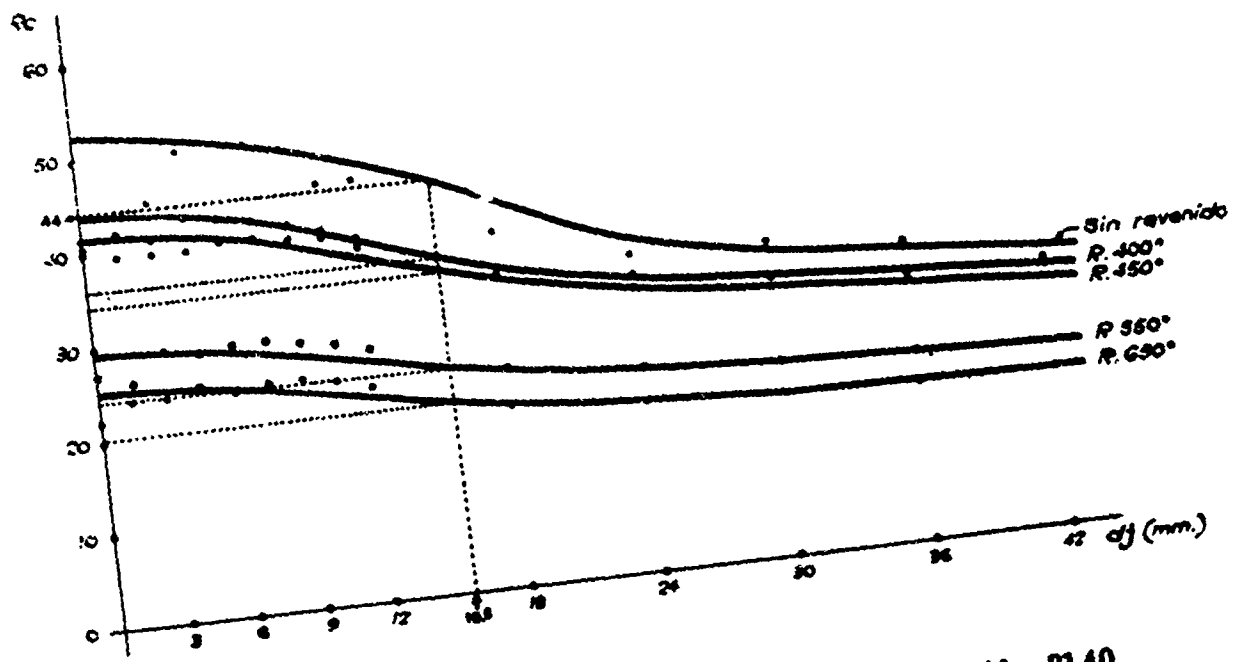


Figura 1 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 3140 (Templado 830°C)

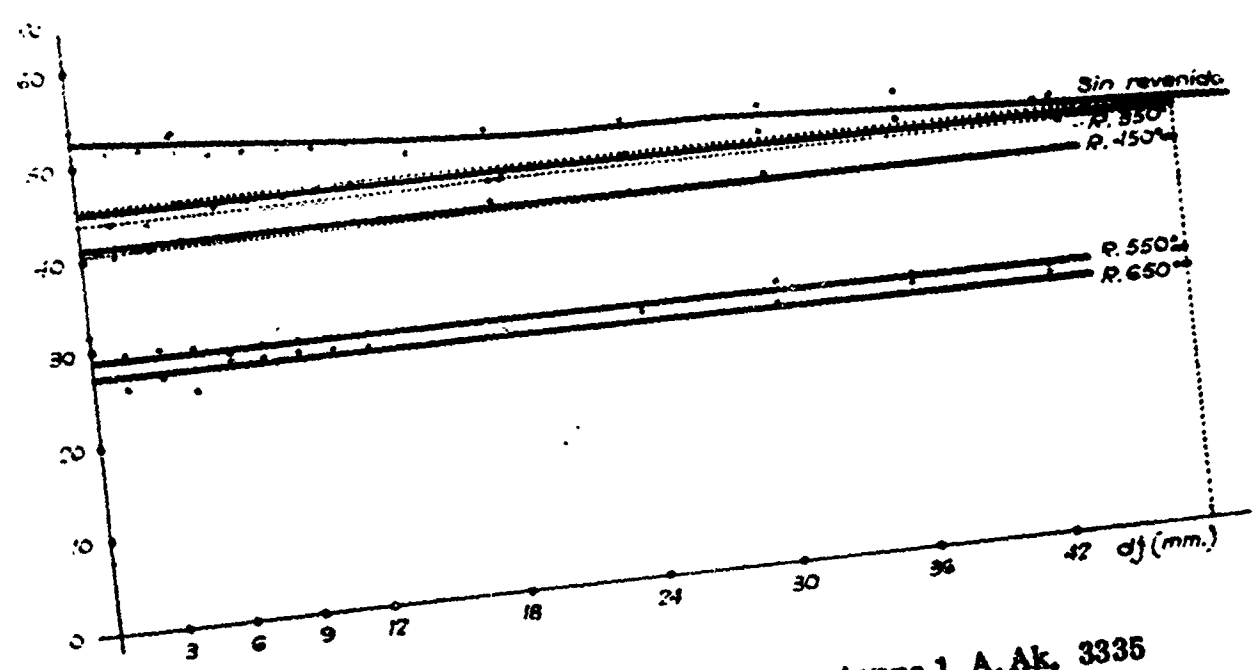


Figura 2 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 3335 (Templado 810°C)

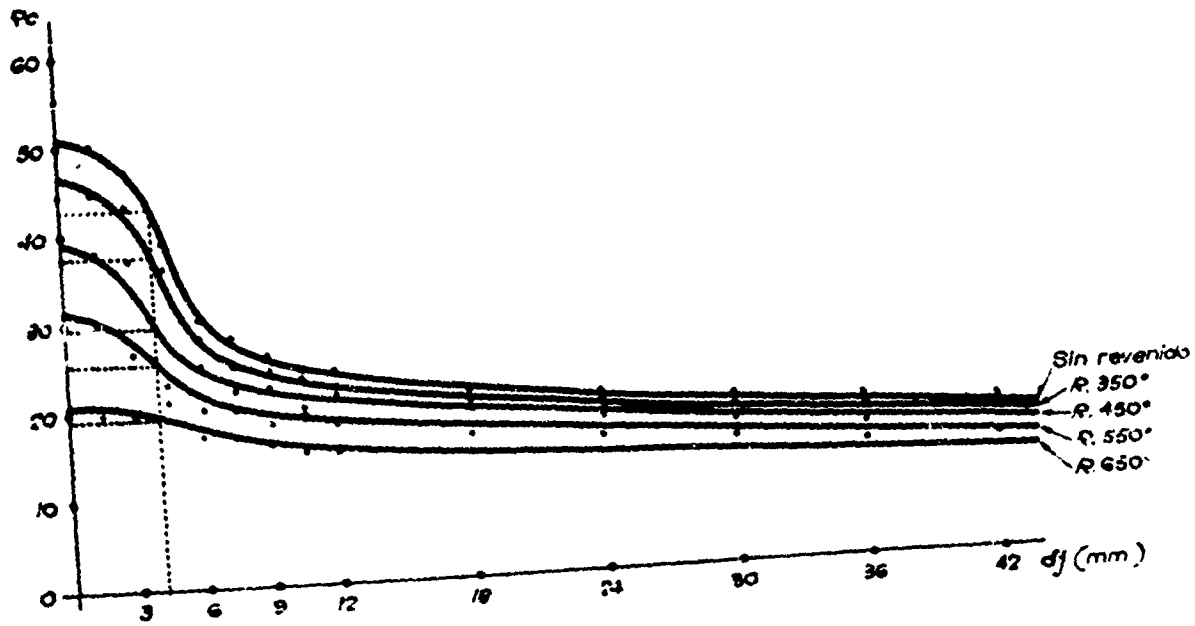


Figura 3 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 4037 (Templado 815°C)

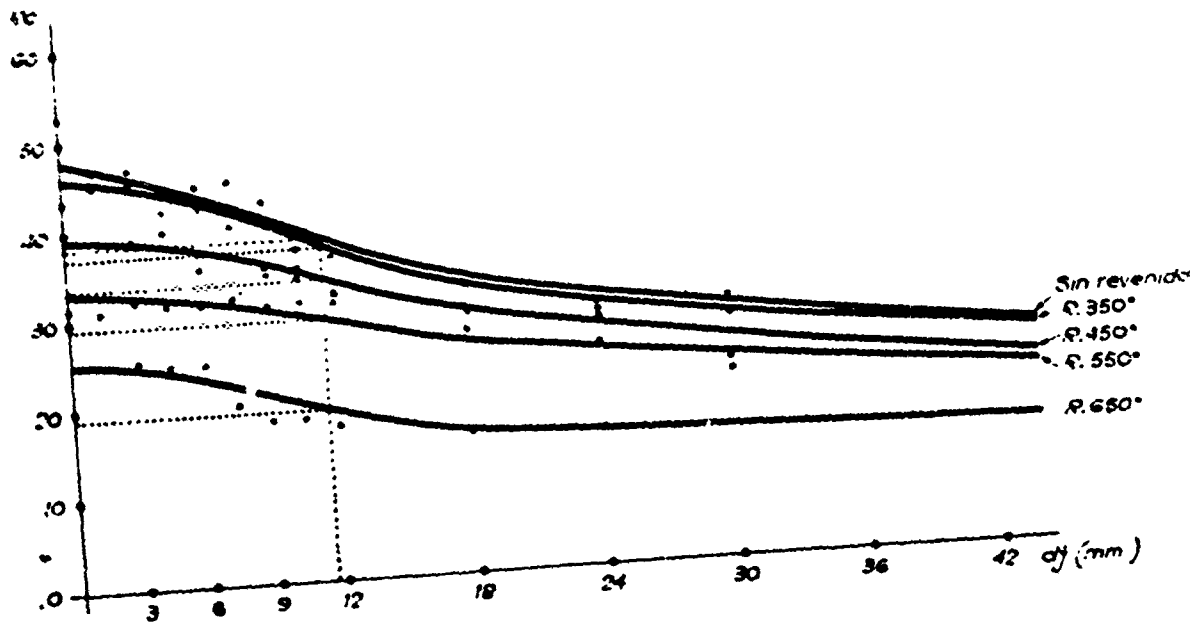


Figura 4 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 4130 (Templado 850°C)

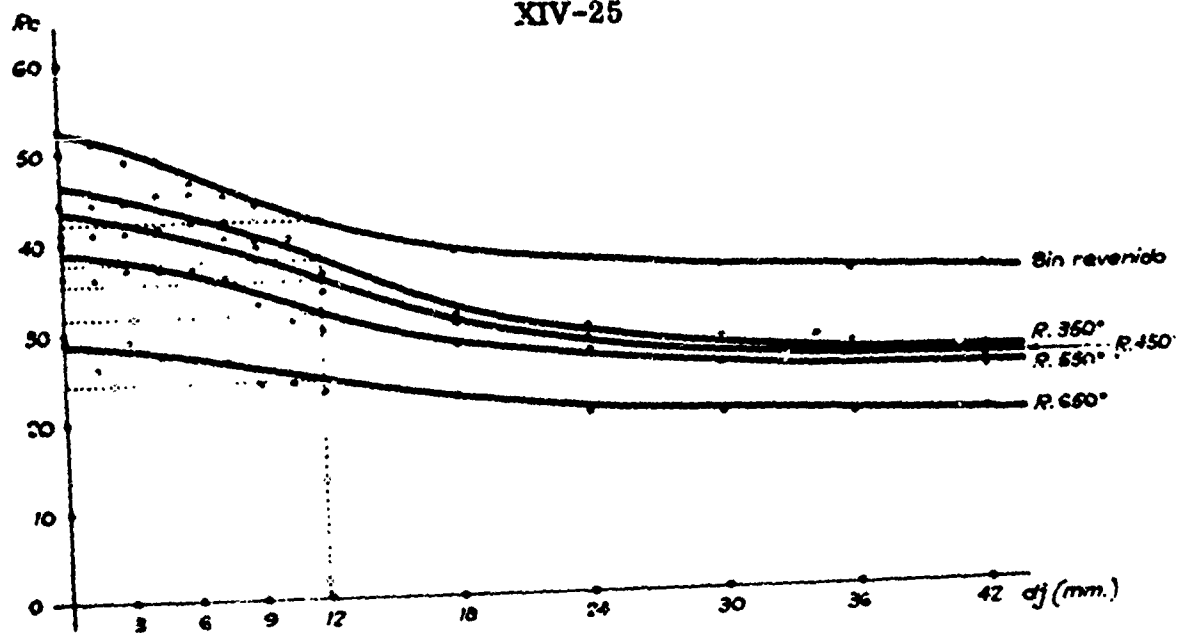


Figura 5 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 4140
(Templado 400°C)

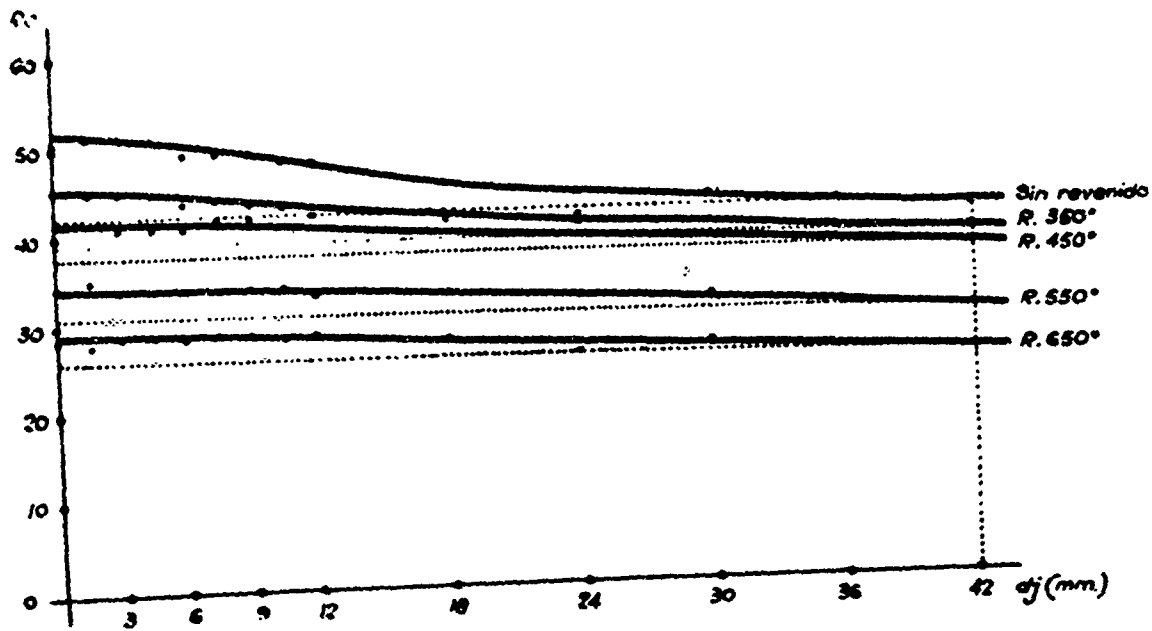


Figura 6 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 4340
(Templado 830°C)

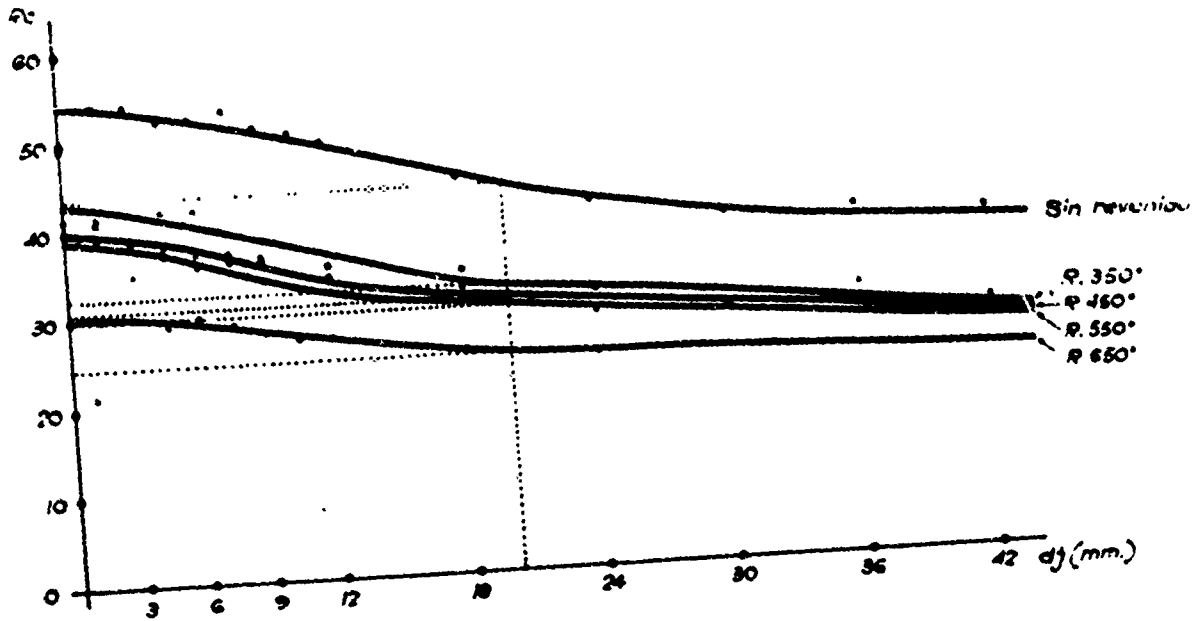


Figura 7 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 8140 (Templado 900°C)

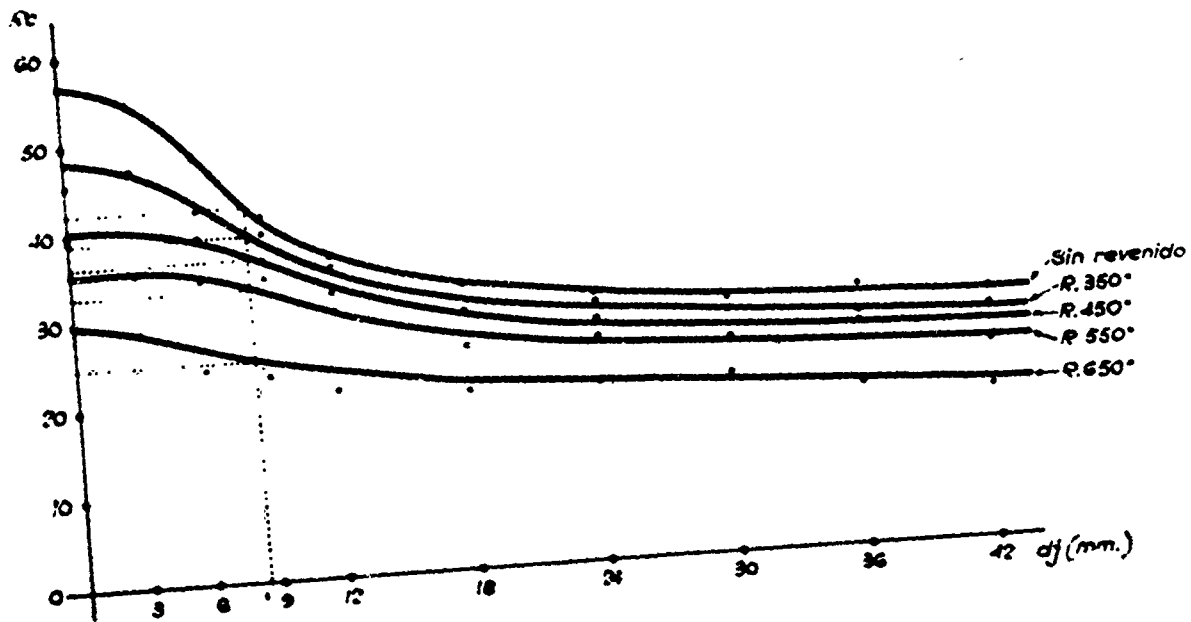


Figura 8 Curvas Jominy - Acero 1. A. Ak. 8640 (Templado 820°C)

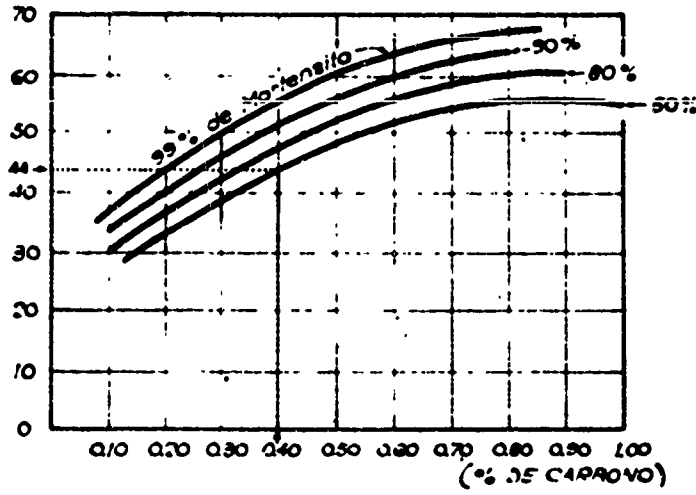


Figura 9 Durezas de Aceros de Construcción en Función del Porcentaje de Martensita y de Carbono (según Calvo Rodas)

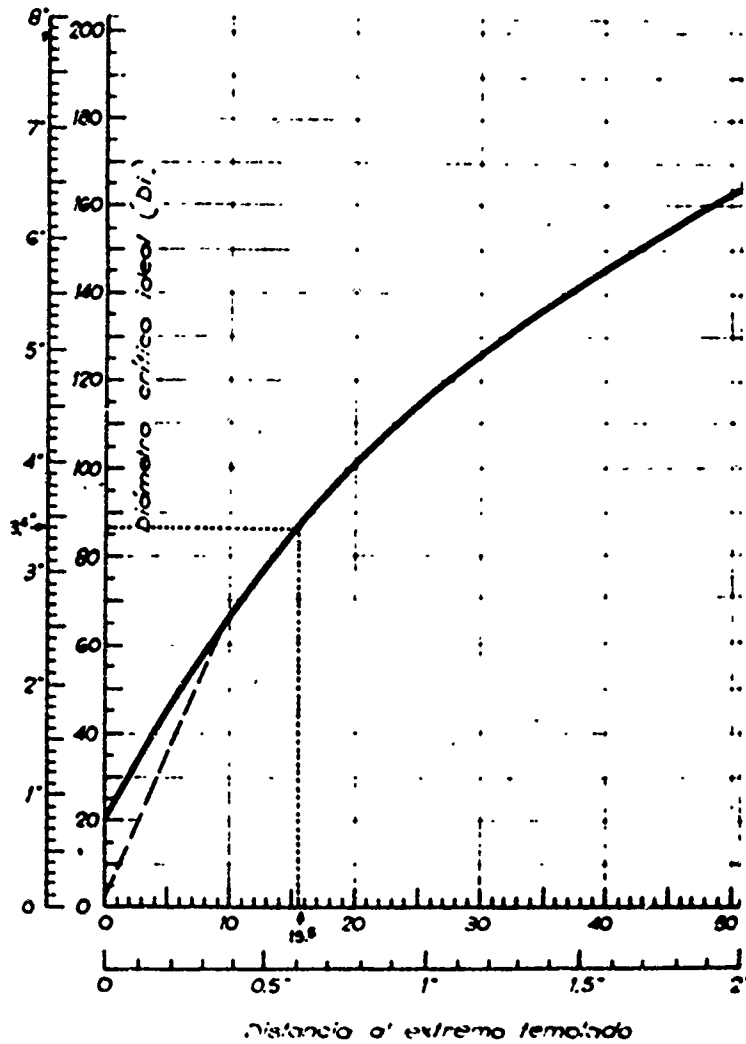


Figura 10 Curva de Equivalencia entre Diámetros Críticos Ideales y Distancias Jominy (Curva de Cafts según Calvo Rodas)

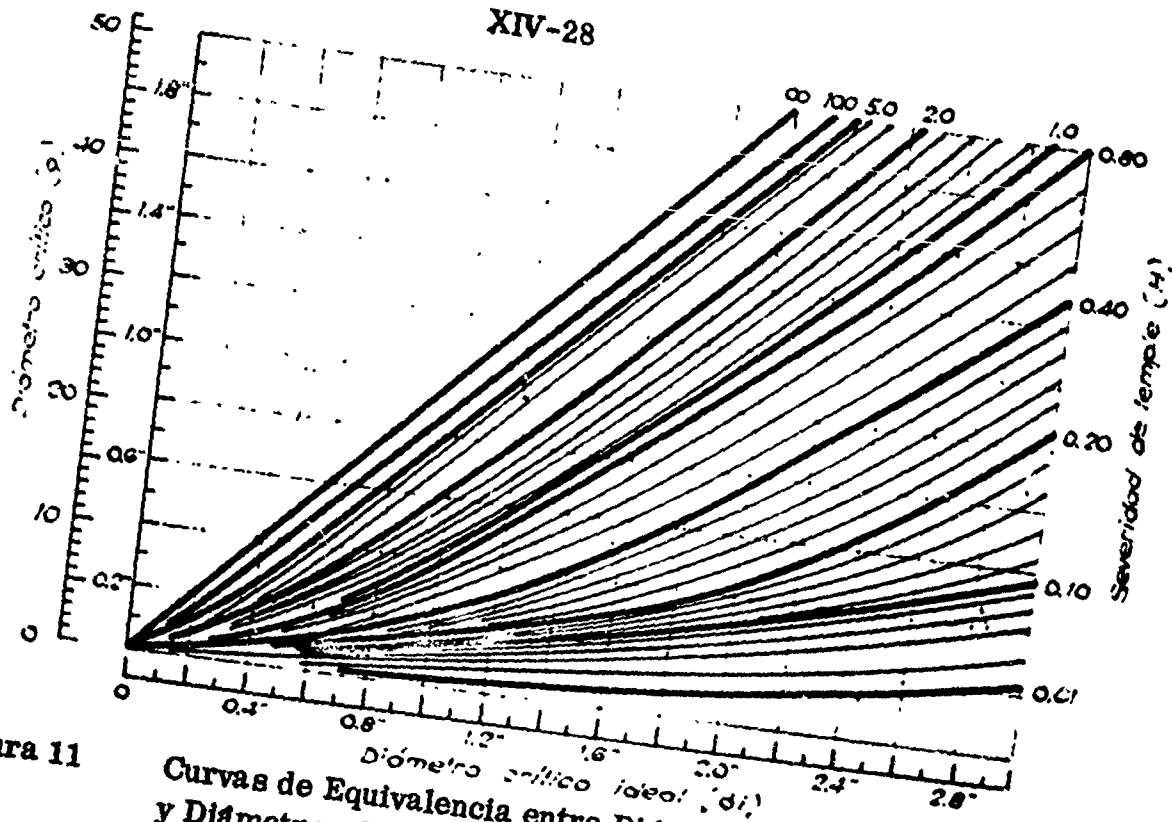


Figura 11 Curvas de Equivalencia entre Diámetros Críticos Ideales y Diámetros Críticos para Diversas Severidades de Temple (Gráfico de Grossmann)

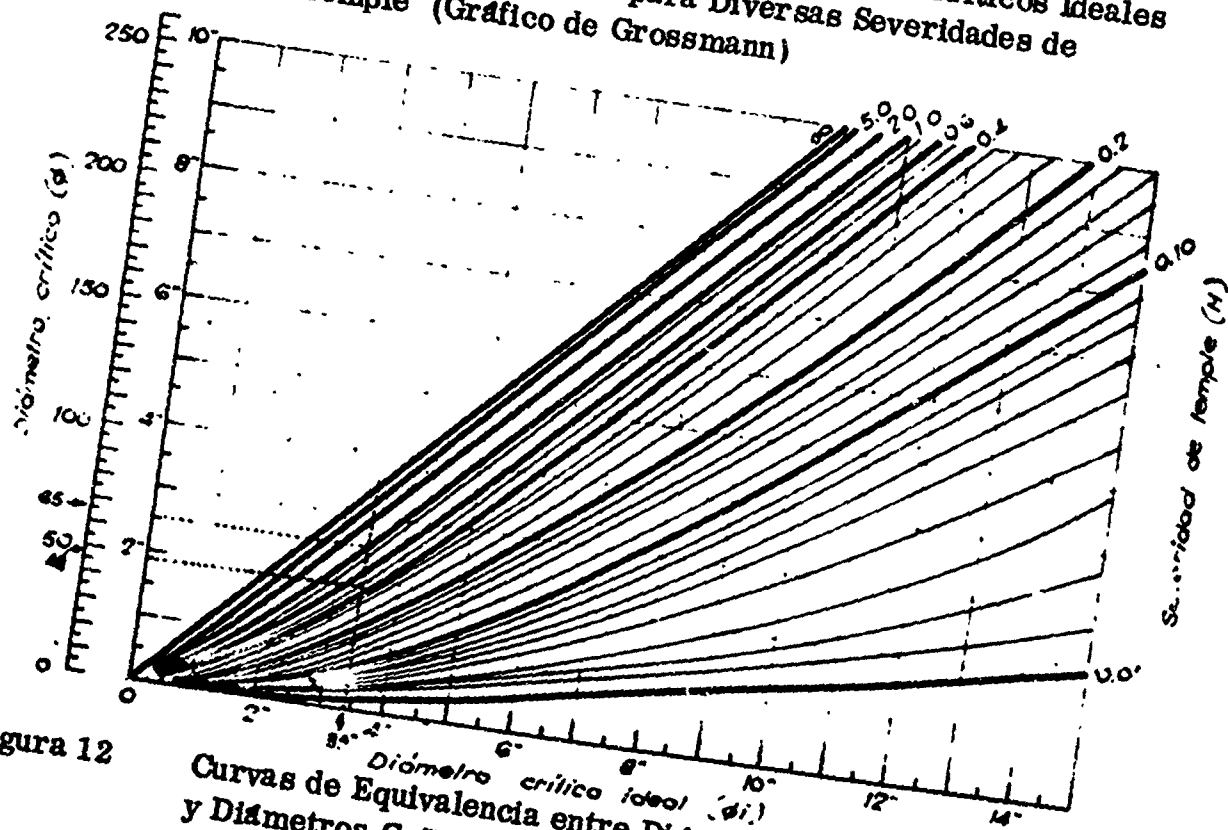


Figura 12 Curvas de Equivalencia entre Diámetros Críticos Ideales y Diámetros Críticos para Diversas Severidades de Temple (Gráfico de Grossmann)

FUNDIÇÃO DE PEÇAS DE FERRO FUNDIDO DE ALTO SILÍCIO, COM
ELEVADA RESISTENCIA A CORROSAO, PARA INDÚSTRIAS QUÍMICAS

Cyro Guimaraes (*)
Noriyuki Sugiyama (**)

RESUMO - No presente trabalho indica-se preliminarmente: o histórico, a composição química, as propriedades físicas e mecânicas, e a resistência a corrosão dos ferros fundidos de alto silício. Em seguida apresenta-se a experiência obtida no IPT na fundição desse tipo de liga e os estudos realizados visando especialmente: a desgaseificação do metal e o tratamento térmico das peças obtidas para evitar o aparecimento de tensões internas e a ruptura durante o esfriamento.

1. INTRODUÇÃO

As peças de ferro fundido contendo alto teor silício (14-16%) vem sendo produzidas no Instituto de Pesquisas Tecnológicas desde há bem vinte anos. No Brasil, tem-se notícias de iniciativas particulares, tentando esse tipo de produção

(*) Químico; Responsável pela Seção de Ferros Fundidos da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo - Brasil.

(**) Aluno do 5º ano de Metalurgia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - Assistente-aluno da Sec. de Ferros Fundidos da Div. de Met. do I. P. T. - S. Paulo - Brasil.

dando-se, com o tempo, o desinteresse pela sua fabricação, devido as inúmeras dificuldades encontradas na técnica de sua fundição e, principalmente, pelo baixo rendimento obtido em peças boas. Ficou o IPT como remanescente nesse campo, não deixando, entretanto, de enfrentar os tropeços apontados e de arcar os prejuízos de uma fabricação sumamente deficitária, para, fundamentalmente, tanto resolver uma questão técnica, quanto pela necessidade de suprir o mercado consumidor de um material praticamente inexistente e de tão ampla aplicação.

O presente estudo divide-se em duas partes distintas: uma que apresenta um levantamento bibliográfico, onde se encara o histórico, a composição química, as propriedades físicas e mecânicas da liga e, notadamente, a sua resistência a corrosão pelos reagentes químicos. A outra, a segunda, de carácter prático, que se dedica a estudar as condições de obtenção das peças fundidas em ferro de alto silício. Nesta segunda parte, nossos estudos estão novamente divididos, desde que, inicialmente, procuramos mostrar toda nossa experiência adquirida nos referidos anos de trabalho e, posteriormente, revelando uma série de experiências atualizadas e ultimamente realizadas. Neste último ponto encaramos os detalhes de nossos estudos de "desgaseificação e tratamento térmico" que, com seus resultados finais, possibilitaram concluir nossos estudos, por termos atingido uma técnica mais aprimorada que, em resumo, nos mantém na atual posição de liderança na produção de peças de boa qualidade.

2. 1a. PARTE - GENERALIDADES

2.1. Histórico

Os ferros fundidos de alto silício, extensivamente empregados na indústria química, representam uma liga de ferro contendo de 14 a 16% de silício, além duma pequena quantidade de outros elementos tais como: carbono, manganês, fósforo, enxofre, níquel, molibdenio.

Atribue-se sua descoberta, em 1908, a Jouve, um metalurgista francês. Suas propriedades e processo de manufatura foram estudados por Rossi, na Itália; em 1910, foram fabricadas peças fundidas, pela primeira vez, pela firma Lennox Foundry Co. Ltda. de Londres.

Quando, em 1912, o ferro fundido com alto silício, foi produzido na América do Norte, sob o nome de "DURIRON", o gusa empregado (com 15% de silício) vinha de Londres para ser refundido pela Duriron Co., e é dessa época em diante que encontramos o "Duriron" aplicado grandemente na indústria de ácidos, em pe

ças tais como tubos e conexões, bombas e outras, para as quais se requer uma alta resistência a corrosão aos líquidos ou gases desse tipo de fabricação. Na 1ª. Grande Guerra Mundial, foram produzidas e usadas uma quantidade imensa de tais peças, em países como a Itália, a América, a França, a Inglaterra e a Alemanha. Esse ferro com liga tem sido vendido sob vários nomes comerciais tais como: "Duriron, Ironac, Tantiron, Isil, Corosiron, Elianite, Metillure, Thermisilid e Tersilite", todos similares em propriedades e composição química(1).

2.2. Composição Química

A adição de substancial quantidade de silício ao ferro produz uma sensível redução de faixa na qual o ataque ácido se processa. Os ferros silício, de resistência aos ácidos, contêm entre 14-16% de silício e a liga então possui as melhores propriedades de resistência a corrosão e as melhores propriedades mecânicas. A composição exata de liga varia pouco, com os diferentes fabricantes, tal como indicado na tabela I, abaixo:

TABELA I (1)

Marca	Si%	Ct%	P%	S%	Mn%	Ni%	Cu%
Hypersilid	14,50	0,65	0,15	0,02	0,50	0,25	0,01
Duriron	14,75	0,85	0,12	0,03	0,66	--	--
Corosiron	14,60	0,95	0,08	0,04	0,37	--	--
Tantiron	15,30	0,70	0,20	0,05	0,30	--	--
Ironac	15,00	0,80	0,85	0,05	0,40	0,05	0,03
Isil	14,20	0,72	0,90	--	0,31	--	0,03
Thermisilid	15,50	0,55	0,13	0,02	0,57	--	--
Metillure	15,20	0,60	0,08	--	0,90	--	--

2.3. Propriedades físicas, mecânicas e de resistência a corrosão

As propriedades físicas e mecânicas dos ferros fundidos ao silício podem melhor ser estudadas se as compararmos com as de um ferro fundido cinzento comum e com material cerâmico. Todos os três são aplicados, largamente, com materiais resistentes a corrosão, na fabricação de ácidos, e são intermutáveis. A tabela II, apresenta tal comparação.

TABELA II (1)

Propriedades	Ferro-Silício	Fo. Fo. cinz. ^o comum	Cerâmica
Densidade em g/cm ³	7,0	7,3	2,2
Ponto de fusão °C	1.250	1.200	1.450
Calor específico	0,130	0,115	0,20
Coeficiente de expansão (x 10 ⁻⁶)	12,0	12,1	4,5
Condutividade térmica (cal/cm/seg.)	0,078	0,110	0,0023
Resistência elétrica (micro ohms/ml)	50	45	-
Dureza Brinell	450	180	-
Resistência a tração (kg/mm ²)	15,75	23,62	1,58
Resistência transversal (kg/mm ²)	28,35	47,25	-
Módulo de elasticidade (E=kg/mm ² x 10 ⁴)	1,19	1,33	-

A densidade ou P. E. das ligas de Fe-Si abaixam com a elevação do conteúdo

de silício e os ferros silício resistentes aos ácidos são mais leves que os ferros cinzentos. O ponto de fusão desses ferros é cerca de 50° C mais alto que um ferro típico para a mesma finalidade, devido ao teor mais baixo de carbono. Os ferros ao silício possuem uma capacidade de absorver calor maior que os ferros cinzentos, porém, seu calor específico não é mais alto que o dos produtos cerâmicos.

Pela tabela, vê-se que esses ferros têm um coeficiente de expansão similar ao do ferro comum (cerca de 12×10^{-6}). Apesar de se encontrar vários números para esse valor, o indicado representa o mais exato e foi fundado em inúmeros estudos do National Bureau of Standards, homologado com estudos prévios feitos pelo National Physical Laboratories.

A expansão dos ferros fundidos ao silício, mantém-se mais ou menos regular em torno de 1000° C, não havendo as anormalidades que são ocasionadas por mudanças de fase no metal. A velocidade de expansão vai aumentando gradualmente com a elevação de temperatura e o coeficiente médio de expansão varia de $12,1 \times 10^{-6}$ (a 20° C) até $16,5 \times 10^{-6}$ (a 700° C), sendo que, em torno de 1000° C, mantém-se mais ou menos regular devido a já mencionada inexistência de anormalidades causadas pelas mudanças de fase.

Condutividades térmica - A adição de silício ao ferro fundido abaixa sua condutividade térmica, e, em termos de comparação, o ferro fundido resistente à corrosão ácida apresenta uma condutividade de 0,078 cal/cm/seg enquanto que um ferro fundido cinzento comum apresenta 0,110 cal/cm/seg, em temperaturas variando de 0 a 200° C.

A condutividade elétrica desses ferros fundidos ao silício é também mais baixa que os ferros comuns, em cerca de 10%.

Dureza - Os valores citados para os ferros de alto silício, mostram a tendência de se apresentarem mais baixos que a dureza intrínseca (real) da liga, devido a micro porosidade comumente presente e oriunda de chupagens e gases internamente retidos. Uma média de dureza típica, de peças comerciais é de 450 DB, porém a dureza Brinell de um lingote, cuidadosamente desgaseificado, fundido a vácuo, em fornos de alta frequência e resfriados lentamente, é de 520 Brinell.

Resistência e módulo de elasticidade - A dureza dos ferros fundidos alto silício, afeta os resultados de resistência a tração causando erros devido a dificuldade de assegurar um alinhamento perfeito nas garras da máquina. A RT média desses ferros fundidos é da ordem de 15,75 kg/mm², sendo de cerca de metade a um terço das atingidas pelos ferros cinzentos. Os

ensaios de resistencia transversal, podem ser executados em barras de secção circular ou quadrado e dao resultados bem precisos. Um valor médio típico é de 28,35 kg/mm². O módulo de elasticidade pode ser medido por observações de carga-deflexão, em barras sob solicitação de carga transversal, dando resultados representativos médios de cerca de 1,19 kg/mm² x 10⁴, para um módulo de elasticidade de ferro fundido cinzento, tomado como comparação e feito pelo mesmo método de 1,33 kg/mm² x 10⁴.

Resistencia a corrosão - O grau de resistencia a corrosão das ligas ferro-silício varia de acordo com o seu conteúdo de silício e atinge altos valores com porcentagens de silício acima de 13%.

Como padrão de referencia, ao se comparar a resistencia a corrosão desses ferros fundidos (1) tem sido normal aceitar como limite de corrosão tolerável, uma penetração em ácido de 0,10 mm/ano. Se o ataque for maior, o material é considerado impróprio.

a) Resistencia ao ácido sulfúrico

Com cerca de 14,5% de silício, as ligas ferro-silício tem suficiente resistencia a corrosão ao ácido sulfúrico em todas as concentrações e sob todas as temperaturas, até o ponto de ebulição normal da solução ácida. O maior ataque é constatado com soluções a ebulição, contendo de 20 - 30% de H₂SO₄, por peso. O aumento de corrosão, do Ferro-Silício resistente a ácido, ao ácido concentrado, é nulo até mesmo a 250°C. A frio o efeito do ácido sulfúrico é menor ainda que em temperaturas elevadas. Com todas as soluções de ácido sulfúrico, a proporção inicial de ataque vai se reduzindo consideravelmente e assume um nível baixo e estável depois de um período de varias semanas.

b) Ácido Nítrico

Com este ácido, a velocidade de ataque não é tao apreciavelmente menor, no tempo, quanto para o ácido sulfúrico. O teor de silício requerido para obter uma liga não afetada pelo HNO₃ deve ser mais alto do que 14%. O maior ataque ocorre com soluções de ácido fraco (v.g. 5% no ponto de ebulição) e a velocidade de corrosão diminui com soluções de maior concentração, até que é atingido o limite de segurança de 0,1 mm/ano, de penetração, com uma solução concentrada de 50%, por peso. Para uma completa resistencia a soluções quentes de ácido diluído, o teor adequado de silício é maior que 16%. Para soluções contendo mais que 50%, as composições normais desses ferros fundidos são satisfatórias. O ácido nítrico, em qualquer concentração, a temperatura normal ambiente, tem ação negligível sobre os ferros normais com 14,5% de silício.

c) Ácido clorídrico

A resistência dos ferros-silício, de composição usual, não é tão completa para ácido clorídrico quanto para ácidos sulfúrico e nítrico. O ataque de soluções, em todas as concentrações, a frio, é fraco, mas a temperaturas elevadas, especialmente para soluções entre 20-30%, é rápida. Deve-se elevar substancialmente o teor de silício para cerca de 17%. Essa elevação corresponde, em efeito, praticamente, a mesma que é obtida pela introdução de 3,5% a 4% de molibdenio em ferros de 14,5% de silício. Esse tipo de ferro ao silício é aplicado em quase todas as operações com ácido clorídrico.

d) Ácido fosfórico.

A temperatura ambiente, a imersão desses ferros fundidos, em soluções diluídas ou concentradas, é negligível. As temperaturas elevadas, (v.g., no ponto de ebulição), o ataque mantém-se baixo, na mesma proporção de um ácido sulfúrico de 20% e, sob tais condições, (0,1 mm de penetração/ano) os ferros fundidos ao silício, de teor não inferior a 14,5% de silício, podem ser aplicados para ácido fosfórico, em todas as concentrações, até 300°C.

É extremamente difícil de se prever e estabelecer uma lista completa, onde as mais variadas condições de corrosão, na indústria, possam ser encontradas, ainda mais, devido a que, em muitos casos os ferros fundidos alto silício ainda não tenham sido aplicados. Até onde se conhece, as tabelas seguintes de números III a VIII, resumem as mais divulgadas. Nessas tabelas, o grau de ataque é simbolizado por letras, com os seguintes significados próprios:

A = Inatacado (perda por corrosão menor que
0,00001 g/cm. 2/hora)

B = Ataque muito leve
(perda por corrosão entre
0,00001 - 0,0001 g/cm. 2/hora)

C = Algum ataque
(perda por corrosão entre 0,0001 -
0,001 g/cm. 2/hora).

D = Ataque definido (maior que 0,001/cm. 2/hora)

TABELA III (1)
Resistencia aos ácidos

Ácido	Concentração		Temperatura	Grau de Ataque
Acético	Solução	0,5%	P. Eb. (+)	A
"	"	20 %	P. Eb.	A
"	"	25 %	15° C	A
"	"	80 %	P. Eb.	A
"	Puro	100 %	15° C	A
"	"	100 %	P. Eb.	A
Acético (Éter)	Puro		P. Eb.	A
Acético (anfídrico)	Puro		15° C	A
Bórico	Solução	25 %	P. Eb.	A
Cátrico	Solução	10 %	15° C	A
Clorídrico	Solução	5 %	15° C	A
"	"	5 %	90° C	A
"	"	35 %	15° C	B
"	"	35 %	90° C	C
"	"	35 %	P. Eb.	D
Clorsulfônico	Concentrado		15° C - 70° C	A
Cromico	Solução	5 %	15° C	A
"	"	50 %	15° C	A
"	"	50 %	P. Eb.	B
Fosfórico	Em todas concens.		15° C - P. Eb.	A
Fluorídrico	Solução	70 %	15° C	D
Gálico	Solução	10 %	P. Eb.	A
Hidrobromico	Solução	10 %	15° C	A
"	Densidade 1,45		15° C	B
"	" 1,45		P. Eb.	D
Nítrico	Solução acima	50 %	P. Eb.	A
"	Em todas concens.		15° C	A
"	Solução abaixo	50 %	P. Eb.	B
Oxálico	Solução	20 %	15° C e P. Eb.	A
Oléum	+ 20% de SO ₃		80° C - 100° C	C
Pírico	Sol. sat. em álcool		15° C	B
Sulfúrico	Em todas as concens.		15° C - P. Eb.	A
Sulfuroso	Sol. Saturada		15° C	A
Tartárico	Solução	25 %	15° C - P. Eb.	A

+ (P. Eb. = Ponto de Ebulição)

TABELA IV (1)

Resistencia a mistura de ácidos

Ácidos Misturados	Concentração	Temperatura	Grau de Ataque
Acético e butírico	Concentrado	P. Eb.	B
Clorídrico e Sulfúrico	10% HCl + 20% H ₂ SO ₄	70° C	A
Nítrico e Sulfúrico	Todas as misturas	15° C - 120° C	A
Fosfórico e Sulfúrico	15° C de H ₂ SO ₄	110° C	B

TABELA V (1)

Resistencia aos alcalis

Alcali	Concentração	Temperatura	Grau de Ataque
Amonio (hidróxido)	Solução saturada	15° C	A
Potássio (")	Solução 50%	15° C	A
" (")	Solução 50%	130° C	B
" (")	Fundido	360° C	D
Sódio (carbonato)	Fundido	900° C	D
" (hidróxido)	Solução 30%	15° C	A
" (")	Solução 30%	120° C	B
" (")	Fundido	318° C	D

TABELA VI (1)

Resistencia aos sais

sal	Concentração	Temperatura	Grau de Ataque
Alumen	Solução saturada	P. Eb.	A
"	Fundido	200° C	A
Alumínio (sulfato)	Solução aquosa em todas as concentrações	Até o P. Eb.	A
Amonio (cloreto)	Solução saturada	15° C	A
"	(") Solução aquosa em todas as concentrações	Até o P. Eb.	A
"	(nitrato) Solução saturada	Até o P. Eb.	A
"	(") Sal puro fundido	Fusão	A
"	(sulfato) Solução saturada	Até o P. Eb.	B
"	(persulfato) Puro	P. Eb.	A
Cálcio (cloreto)	Dens. = 1,43	P. Eb.	B
"	(hipoclorito) Solução saturada	15° C	A
Cobre (sulfato)	Solução saturada	15° C - 100° C	A
"	(cloreto) Solução 10%	P. Eb.	C
Cromo (alumen)	Solução saturada	P. Eb.	A
Ferrico (cloreto)	Solução 50%	50° C	D
"	(sulfato) Solução saturada	15° C	A
Manganes (cloreto)	Solução 1%	15° C	A
"	(") Solução saturada	P. Eb.	B
"	(sulfato) Solução 5%	15° C	A
Mercúrico(cloreto)	Solução saturada	20° C	A
Potássio			
(bitartarato)	Solução saturada	P. Eb.	C
Potássio (cloreto)	Solução saturada	P. Eb.	A
"	(") Solução saturada	P. Eb.	A
Sódio (bisulfato)	Fundido	200° C	A
"	(cloreto) Solução 20%	15° C	A
"	(hipoclorito) Solução saturada	20° C	A
"	(sulfato) Solução 10%	15° C	A
Zinco (cloreto)	Solução 30%	15° C	B
"	(") Solução 30%	P. Eb.	D
"	(sulfato) Solução 25%	20° C	A

TABELA VII (1)

Resistencia a mistura de ácido com sais

Reagente	Composição da mistura	Temperatura	Grau de Ataque
Ácido nítrico + Bicromato de Sódio	H NO ₃ , sol. 20%/ volume + Na ₂ Cr ₂ O ₇ , 50 g/lt	15° C	A
Ácido sulfúrico + Bicromato de Sódio	Em todas as concentrações	60° C - 90° C	A
Ácido sulfúrico + cloreto de Sódio	H ₂ SO ₄ , sol. 5%; Na Cl, sol. 10%	50° C	A
Ácido sulfúrico + sulfato de amônio	H ₂ SO ₄ , sol. 10%; (NH ₄) ₂ SO ₄ , sol. saturada	70° C	A
Ácido sulfúrico + sulfato de cobre	Em todas as concentrações + Ca Cl ₂ (5%)	até 100° C 100° C	A
Ácido sulfúrico + sulfato de Sódio	Em todas as concentrações	até 100° C	A

TABELA VIII (1)

Resistencia a varios reagentes quimicos

Reagente	Composiçao	Temperatura	Grau de Ataque
Alumínio, fundido	Alternação de úmido e seco	Até 100° C	A
	Ídem	700° C	D
Bromo	Condições atmosféricas	Normais	A
	Vapor úmido	15° C	B
	Líquido, puro	15° C	B
	" "	70° C	D
Água de Bromo	Saturada	15° C	A
Cloro, gasoso	puro	20° C	A
Água de Cloro	saturada	15° C	A
Peróxido de Hidrogênio	20 volumes	15° C	A
Iodo	gasoso	100° C	A
Fenol	pureza 90%	P. Eb.	A
Água corrente	Aerada	15° C	A
Vapor	-	Até 300° C	A
Vapor + Oxigênio	5% de O ₂	100° C	A
Urina	variavel	15° C	A
Vinagre	concentr. comercial	15° C	A
Zinco fundido	-	500° C	D

Ilustram-se, ainda, as variações de corrosão, com diagramas de corrosão de ferros fundidos contendo 15% de silício, para ácido sulfúrico (fig. 1), ácido nítrico (fig. 2), ácido clorídrico, a frio e a quente, em várias concentrações (fig. 3), em ácido clorídrico a ebulição (fig. 4), e ácido fosfórico (figura 5).

3. 2a. PARTE - TECNICA DE PRODUÇÃO E CONTROLE DOS FERROS FUNDIDOS DE ALTO SILÍCIO - EXPERIENCIA REUNIDA NA FUNDIÇÃO EXPERIMENTAL DO I. P. T.

3.1. Importancia de composição química

3.1.1. Importancia do conteúdo de Carbono

Os ferros fundidos de alto silício contêm carbono e, como no caso de ferros cinzentos, o conteúdo de carbono tem marcada influencia nas propriedades de fundição de liga. A presença de carbono no ferro-silício nos teores usuais, leva a liga ao ponto eutético. Dos resultados experimentais, na fundição, foi estabelecido um diagrama de equilíbrio aproximado, que corresponde a uma secção plana de sistema ternário mais complexo, porém, serve para indicar os resultados práticos de maior importancia. A figura 6, apresenta tal diagrama.

Neste diagrama ve-se que as condições de equilíbrio alteram-se, para um ferro contendo 15% de silício e 0,65% de manganês, numa faixa de conteúdo de carbono de 0,3% a 0,9%. A aparência de grafita, no Ferro-Silício, representa uma boa indicação para se saber se a liga é hipo ou hiper-eutética. As ligas hipo eutéticas, apresentam uma "grafita fina", tipo de estrutura já bem conhecida e enquadrada na classificação ASTM como tipo D e E tamanho 5 e 6.

A quantidade de grafita vai aumentando a proporção que se atinge o ponto eutético. Os ferros fundidos hiper-eutéticos contêm, em adição a grafita fina, uma certa quantidade de grafita primária ou em flócos tipos ASTM B e C nºs 4 e 5. Se uma liga fundida, hiper-eutética, for agitada enquanto esfria, separa-se um "kish" e o restante do material apresenta-se a mais baixo em carbono. Os flócos, de grafita, no ferro agitado, aparecem levemente menores, porém, foi observado que o teor de carbono, não ficou reduzido completamente ao valor eutético.

Com as ligas desse conteúdo de silício e manganês e com carbono entre 0,5 - 0,6% obtém-se uma maioria de peças "sas" e com menor tendencia a defeitos como trinca a quente (hot tear), etc.

3.1.2. Manganês (2)

Encontra-se nos ferros fundidos de alto silício usuais, em porcentagens que vão de 0,30 a 0,90%, do que não resulta separa-

ção de fase. Tem, entretanto, alguma influencia na estabilidade de carbonetos e, um alto teor de manganês, produz um aumento gradual da quantidade de carboneto residual na liga fundida, que são, porém, decompostos por tratamento térmico (recosimento). O manganês influe, outrossim, para a melhoria das propriedades mecânicas, sendo que o seu valor adequado é o de 0,60%.

3.1.3. Fósforo

Apresenta-se na forma de áreas de fosfetos de ferro. Essa fase adicional apresenta-se usualmente associada com a fase de carboneto residual (se presente) e parece exercer uma influencia estabilizadora neste último. A fase fosfeto, em contraste com a fase carboneto, sobrevive ao tratamento térmico (recosimento). A persistencia da fase carboneto será discutida no capítulo reservado ao trat. térmico. Teores de fósforo até 1,4% não apresentam efeitos adversos sobre um ferro fundido com 15% de silício e 0,6% de carbono, mas desde que tem efeito estabilizador sobre os carbonetos, não se deve ter-lo nessa ordem. Um valor adequado de fósforo é da ordem de 0,30%. Com teores maiores que 1,4%, os ferros fundidos alto silício, começam a ficar acentuadamente, mais quebradiços e apresentam um aumento no grau de microporosidade. A fluidez do metal eleva-se levemente pela adição de fósforo, o que significa que as peças podem ser vazadas em temperatura mais baixa. Um defeito típico e representativo da menor fluidez do metal é apresentado pela fig. 7, onde se vê o mau enchimento da peça (misrun) devido a essa razão. Para corrigi-lo deve-se imediatamente verificar a composição da liga, a temperatura de vazamento, o número e dimensionamento dos canais e até, se necessário, aumentar a seção da peça para fundição.

3.1.4. Enxofre - Cobre - Cromo

São encontrados normalmente como elementos residuais e, nas porcentagens apresentadas, não tem influencia apreciável nas propriedades dos ferros fundidos alto silício.

3.1.5. Molibdenio - Níquel

Como já referido (item R-a corrosão - em HCl), o molibdenio (cerca de 3,5%) eleva a resistencia a corrosão, bem como

melhora as propriedades mecânicas, a frio a quente, notadamente a resistência ao choque, destes ferros fundidos. O níquel, na base de 2%, entra como refinador de grana, melhorando portanto as características mecânicas das peças.

3.2. Modelos e Projeto

Não é somente o conhecimento dos característicos físicos e mecânicos da liga que dá ao projeto uma garantia de aplicação plena dos ferros fundidos de alto silício. É, também, necessário de se anotar certos dados empíricos que vão sendo acumulados da prática. São estes dados relativos, empregados na fundição, que ditam, na maioria, as modificações que serão introduzidas no projeto e relacionadas com os detalhes mais importantes para melhor êxito da fundição.

A alta contração de solidificação do metal (cerca de 2%) e a sua fragilidade, devem sempre ser consideradas quando se projeta as peças. Deve-se, sempre que possível, evitar peças (como tubos, por exemplo) com grandes flanges em cada extremidade, que serve para reter a contração axial, livre. Outras vezes, a retenção, de contração se dá por um projeto errado de canais. As figuras 8 e 9 mostram um defeito muito comum, conhecido como trinca a quente (hot tear), que é motivado por essa retenção de contração que geralmente, se processa quando o metal solidifica. O fator de maior importância, causador desse defeito que, aliado a essa contração anormal, que é causada pelos moldes, machos e armações, é geralmente o projeto. Podem ainda influir as tensões residuais que são causadas pela desmoldagem muito antecipada e conseqüente resfriamento rápido ao ar, sem a transferência, na temperatura certa, para o forno de tratamento térmico, como será indicado. Evita-se esse defeito, por meio de emprego de uma areia mais fraca, pelo imediato afrouxamento do molde e machos logo após o vazamento e, como será descrito, pela transferência para o forno de recosimento. Quanto, em certas fundições, não for possível o tratamento térmico, deve-se pelo menos tomar a precaução do afrouxamento de molde e macho e, quando a peça permite, introduzir-se uma quantidade adequada de carvão vegetal, internamente, deixando-o queimar lentamente, com a caixa semi-aberta, e para manter uma temperatura de resfriamento lenta o mais possível que tenta substituir o resfriamento no forno.

A fabricação de chapas finas, de grande área, apresenta sérias dificuldades e, na prática, o comprimento da área deve ser de duas a três vezes sua largura, com espessura de cerca de 1/15 a 1/10 da dimensão mais curta de chapa dentro de certos limites. Ao fundir placas circulares, deve-se introduzir perfurações em certo número. É preferível, neste caso, fundir a peça em duas metades se possível.

Com superfícies planas, constitui uma vantagem se o centro da peça puder ser reduzido, em espessura, a 65%, em relação a sua periferia. Os recipientes (como cadinhos, vasilhames, etc.), devem sempre ter rebordos ou nervuras, reforços ou aletas, em torno da sua extremidade superior, o que dá maior espessura de metal, no aro, de cerca de duas vezes aquela do resto da peça. Os furos para pinos, ou saídas, ou outros com o mesmo propósito, devem ser os mais largos possíveis, devido a tendência dos pequenos machos de areia de se sintetizar quanto em contato com as seções grossas do metal quente. Não se pode empregar chapelines como suporte, sendo portanto, de grande valia se o modelista ou projetista prever uma colocação adequada de tubos de saída, furos dos pinos e extremidades abertas, que dão pontos suficientes para suportes dos machos. Um apuro, neste caso, redundaria em substancial barateamento nas peças e reduzem o perigo de perdas, além de tornar desnecessário uma marcação extra no modelo.

As peças de ferros fundidos ao silício devem ser cerca de 25% mais grossas que as normalmente especificadas para ferros cinzentos comuns, em vista da diferença de resistência mecânica. Deve-se evitar variações bruscas de secção, porém, se absolutamente necessárias deve-se reservar lugar adequado para permitir, ao fundidor, a colocação de resfriadores, coquilhas, etc., quando da moldagem.

3.3. Moldagem

Devido a suscetibilidade, dos ferros fundidos alto silício, ao hidrogenação, todos os moldes, de certa envergadura, devem ser feitos em areia estufada. Deve-se evitar areias com resistência elevada, a fim de permitir uma rápida quebra na desmoldagem e razoável colapsibilidade durante o vazamento. Em outras palavras: deve-se escolher uma areia que dê o melhor balanceamento entre uma alta colapsibilidade e uma razoável resistência antes da peça ser vazada. Uma areia típica, para esse propósito, empregada no IPT, é dada na Tabela 9.

Os moldes são assentados em estrados metálicos, em berço de areia de fundição, e o conjunto é levado a estufa para secagem a 250° C, de preferência a 200° C. Pequenas peças podem, as vezes, serem fundidas a verde.

A alta contração de solidificação desses ferros fundidos, obriga um projeto a os machos que permita uma rápida colapsibilidade, a fim de prevenir defeitos na peça, ao solidificar, que produzem, tanto como já referido na composição química, as trincas a quente (hot tear).

Para machos retos, axiais, emprega-se barro moldado sobre uma fundição feita de corda de palha enrolada num cilindro de aço, perfurado em todo seu

TABELA IX

Componentes		Areia p/faceamento (a verde)		Areia para machos	
		A	B	A	B
Ar. S. Vicente Módulo					
90-100	g	1000	2000	2000	2000
Ar. Usada	g	1000	-	-	-
Argila Jaçana, pó	g	100	100	200	200
Óleo Oiticica	g	-	10	10	10
Dextrina	g	-	40	40	40
Mogu'	g	-	-	-	-
Água	ml	100	100	100	100
Característicos					
Umidade	%	4,0	4,2	4,8	4,8
Permeabilidade	AFS	50	43	36	36
R - a compressão	kg/cm ²	0,50	0,09	0,30	0,30
Deformação	%	4,0	2,6	3,1	3,1
Escoabilidade	AFS	78	86	82	82
Após estufagem durante 3 h a 110°C e a 220°C. respectivamente					
Permeabilidade	AFS	-	70	70	70
R - a compressão	kg/cm ²	12,65	8,44	11,25	11,25
Dureza	AFS	-	82	76	76

OBS.:

1. Recomenda-se pintar os moldes com tinta a base de grafita a fim de protegê-los durante o vazamento. Uma tinta empregada com êxito, no IPT, é: Grafita (95% de carbono, mínimo) = 40 partes em peso; Argila coloidal = 2 partes em peso; Dextrina = 2 partes em peso; Água = 100 partes em peso.
O Navy Research Laboratories - Whashington - DC - EUA, recomenda a seguinte composição: Bentonita = 0,8%; Dextrina = 1,3%; Grafita = 31,1%; Benzoato de sódio = 0,1% e Água 66,7%. Esta tinta deve apresentar uma Densidade Baumé = 30°. É aplicada por pincelamento ou "sprayer".
2. A colapsibilidade do macho pode ser aumentada pela adição de 0,5% de serragem.
3. Uma maior permeabilidade pode ser conseguida pela utilização de uma areia base mais grossa (módulo de finura AFS = 60-70).

comprimento e superfície, para ventilação. O macho é moldado até sua forma final, assentando-se-o numa bancada e fazendo-o passar por um gabarito desbastador (por torção). Para cotovelos e outros machos não axiais, usa-se as areias indicadas, moldadas em caixas de machos comum, de madeira. Os machos de barro, são secos em estufa a 150° C.

Tubos longos - A fundição de tubos longos, de pequeno e médio diâmetro, apresenta-se sobremaneira dificultosa, devido a necessidade de se evitar os chapelines que, normalmente, não caldeando com o material, dariam falhas e porosidade. Neste caso, o macho tem de ser suportado nas suas extremidades por marcações de macho muito mais extensas que as empregadas para machos de ferro fundido comum ou mesmo aço. Dependendo de ϕ , sendo o comprimento excessivo, é preferível se fundir os tubos em várias seções, e depois, junta-las, por meio de solda. Quando se trata de tubos fechados em uma extremidade, se pode, também, fundi-los abertos e, posteriormente, fechá-los por meio de solda. Para peças em geral, deve-se aplicar resfriadores nos pontos onde o metal é mais fino, tomado como base, a média de espessuras da seção transversal da peça. O emprego de canais finos, de distribuição e, principalmente de ataque (entrada), representa regra geral para a fácil e espontânea separação dos mesmos e dos maçalotes, mesmo no resfriamento do metal. A fig. 10, mostra um defeito causado por um canal mal dimensionado que facilitando a saída dos gases do macho, em peça de parede fina, provoca ao ser retirado, um furo como na figura.

3.4. Fundição

3.4.1. 1a. e 2a. Fusão

Para garantir a homogeneidade do material, evitando um excesso de grafita, de silício, ou de gases retidos, recomenda-se sempre um processo de dupla fusão, ou seja, de se fazer uma ingotagem preliminar de carga, a qual é, posteriormente, refundida, feitas as correções necessárias na composição química, para vazamento no molde. (3).

Essa técnica, entretanto, devido as condições oxidantes que predominam no forno (forno elétrico), onde se faz a primeira fusão, não dá resultados compensadores, pois, além da descarbometação, existe um descontrole no teor de silício, obrigando um acerto, antes da segunda fusão, que se traduz muito oneroso. Tentando melhorar as condições da primeira fusão, conseguiu-se óti-

mos resultados, por meio de controle da atmosfera do forno, mantendo-a redutora, com a adição de óleo combustível. O óleo é gotejado, durante toda a operação, no banho líquido e, a sua combustão, propicia o ambiente redutor desejado. Estamos fazendo estudos comparativos com óleo e com CO (obtido com gerador de CO), para se verificar qual o processo mais econômico e eficiente, os quais constituirão um trabalho a parte.

A quantidade de óleo empregado, num forno elétrico trifásico, a arco de 1 tonelada de carga sólida, para uma carga de 600 a 800 quilos, tem sido de 10 litros de óleo/hora.

Nestas condições, o ferro fundido alto silício obtido, cuja composição média calculada foi de $Ct=0,98$; $Si=14,3\%$; $Mn=0,70$, deu uma composição final (de 1.ª fusão) de $Ct=0,65$; $Si=15,3$ e $Mn=0,80$, mostrando uma composição plenamente adequada para o uso imediato, quase dispensando uma segunda fusão. Entretanto, devido a retenção de teores ponderáveis de gases, o material apresenta-se poroso e mesmo com aparência heterogênea e de grana que revela material de baixa qualidade. Já isto não se observa depois da 2.ª fusão, quando a fratura de um lingote mostra homogeneidade, quase completa ausência de bolhas, próprio de material de boa qualidade. Este material, de segunda fusão, apresentou um $Ct=0,56$; $Si=15,3$ e $Mn=0,70\%$, do que se conclui que praticamente não houve alteração em relação com a composição de 1.ª fusão.

Com essa técnica, reafirma-se, praticamente não se teve de fazer adições para correção da composição química, o que evidentemente proporcionou, além da economia das adições, uma melhoria substancial na qualidade do material, apesar de ser levemente onerado o custo por um pequeno gasto de óleo. A fig. 11-a e b mostra respectivamente uma seção de lingotes de 1.ª e 2.ª fusão. Nota-se que a simples refusão já contribui para uma homogeneização do metal.

3.4.2. Importância de temperatura de vazamento

A velocidade de esfriamento, na faixa de solidificação, tem efeito profundo sobre o tamanho de grão de qualquer metal ou liga e influe decisivamente nas suas propriedades mecânicas e físicas. Deduz-se, daí, que a temperatura de fundição tem uma influência importante na velocidade de esfriamento, o que torna obrigatório controlar essa temperatura, dentro de limites próprios, se desejarmos uma uniformidade no tamanho de grão na peça.

Já ficou demonstrado que se empregamos alta temperatura de vazamento, há a tendência da formação de cristais colunares

grandes. De outro lado, uma temperatura muito baixa produz cristais muito finos. Numa temperatura intermediária tem-se cristais de grão moderadamente fino, com bons resultados para as peças obtidas. A temperatura adequada, para os ferros fundidos de alto silício, varia entre 1.220°C a 1.280°C (medida com pirômetro ótico, de filamento, sem correção), sendo que a temperatura mais exata depende do tamanho e seção transversal da peça.

Nas figuras 12A e 12B, apresenta-se um defeito muito comum em peças desse tipo de ferro fundido, proveniente de uma contração desigual, produzida por uma variação de temperatura e de alimentação do metal no molde, que dá ocasião a formação de cristais colunares oriundos de uma rápida solidificação do metal líquido. Este defeito é mais frequente em peças mais finas, que são vazadas de temperatura relativamente alta em moldes que apresentam efeito coquilhante (ou que dão resfriamento brusco), e também quando se usa moldes a verde. Aparecem como uma fratura, através de um plano, e associado com a junção de duas ou mais partes de cristais colunares. O plano referido, pode incluir ainda uma cavidade de contração do tipo interdendrítica, devido ao rápido crescimento dos cristais, no ponto de solidificação, que evita o enchimento completo e uniforme do molde. Deve-se corrigir imediatamente a temperatura de vazamento ou a velocidade de vazamento no molde. Reduz-se a possibilidade de coquilhamento do molde, por meio de seu revestimento adequado (tintas, etc.). Deve-se ainda, empregar areia estufada e uma verificação e melhoria do projeto e modelos, no sentido de melhorar as condições de alimentação. Em última providência, examina-se a liga quanto a impureza que possam estar influenciando para tal defeito.

3.4.3. Importância do conteúdo de gases

Um dos piores problemas, para a produção de peças "sadias", é o representado pelo conteúdo de gases dissolvidos. Nas ligas de ferro fundido alto silício, como em outras ligas ferrosas e não ferrosas, a solubilidade dos gases é muito maior no estado de fusão do metal do que no seu estado sólido e, nas temperaturas de solidificação, esses gases são liberados. Se isso ocorrer na temperatura de solidificação do metal, no molde, o gás estará muito mais sujeito a ser retido nesses ferros fundidos de alto silício, visto estes serem diferentes da maioria das outras ligas fundidas, por possuírem uma variação de solidificação muito mais estreita. Lembre-se que as curvas líquido-sólido do sistema binário Fe-Si são quase coincidentes nas porcentagens significativas de silício; julga-se ser, pr_

vavelmente, essa estreita variação de solidificação o fator inibidor mais importante de liberação dos gases dissolvidos, durante o resfriamento.

Várias experiências já realizadas tem demonstrado que a porosidade, devida a gases nas peças, é produzida por um efeito combinado de monóxido de carbono e hidrogenio, sendo este último a causa primária do mencionado efeito. O volume de CO despreendido de um corpo de prova retirado de uma peça sólida, submetido a uma análise por fusão fracionada, a vácuo, foi da mesma ordem que o volume de hidrogenio, concluindo-se que ambos coexistem em descontinuidade no metal. Ficou demonstrado que peças "sadias" tem, invariavelmente, conteúdos de hidrogenio inferiores a 2 ml/100g, enquanto que, aquelas que apresentam porosidade evidente, dão valores que atingem, em muitos casos, entre 10 a 12 ml/100 g.

Absorção de Hidrogenio

Analisando-se os fatores prováveis que influem no aumento do conteúdo de hidrogenio no metal deve-se ressaltar o seguinte:

A sucata de aço, limpa e seca, uma das matérias primas empregadas, tem um conteúdo do hidrogenio de cerca de 1 ml/100g. Os ferros-ligas, podem ter até 9 ml/100g. Mesmo usando-se matérias primas limpas e secas, tem-se um excesso, na carga, de um máximo de 3 ml/100g, além do máximo aceitável que é os 2 ml/100g, já indicado. Pode-se ainda ter-se absorção de hidrogenio da umidade remanescente nos revestimentos dos fornos e panelas, e nos moldes imprópriamente secos. Daí o cuidado especial a ser dado as matérias primas, etc., e ao retirar no forno para assegurar um metal livre, o mais possível, de concentrações deletéreas de gás.

As figuras 13a e 13b, mostram secções tratadas de peças onde se veem as cavidades causadas por gases, e a figura 13c, uma peça (carga de bomba) em que o mesmo defeito se apresentou superficialmente, na parte superior da figura (no pescoço da peça).

Técnica de desgaseificação

O meio mais efetivo de se evitar essa influencia nociva dos gases, como é óbvio, trata-se de executar uma desgaseificação. Essa consiste em aplicar, no material fundido, o borbulhamento de gases inertes quanto

quanto ao metal, como o cloro, o nitrogênio, o monóxido de carbono e/ou a mistura de nitrogênio-monóxido de carbono: tomando-se como base de comparação o mesmo metal obtido sem desgaseificação e o material fundido sob vácuo. A fundição sob vácuo produz um material suficientemente desgaseificado, mas requer não só a respectiva bomba de vácuo como também forno de indução adequado, inclusive para permitir a colocação de uma campanula própria para se produzir o vácuo necessário. Trata-se, pois, de operação dificultosa e de aplicação prática pouco efetiva. No IPT estamos construindo essa campanula para aplicá-la nos estudos comparativos que temos em mente.

Em cada experiencia, referente a desgaseificação por um determinado gás, aplicou-se tres tipos de moldes, ou sejam: feito com refratários; moldes de areia estufada; moldes feitos com areia a verde. Cada borbulhamento foi executado com dois tempos diferentes, ou sejam: com 5 e com 10 minutos, tomando-se como base um volume constante de gás borbulhado. A comparação entre os tres moldes diferentes é justificada pelo fato de que os moldes de refratário seriam livres de gases, desde que sao feitos com tijolos refratários e rejuntados com massa plástica inorgânica, perfeitamente secos em estufa a cerca de 250°C. Os moldes de areia, estufados, contém uma quantidade de umidade baixa, quase nula, e os gases gerados no vazamento serao os de decomposição dos aglomerantes organicos presentes na areia, os quais geralmente exercem sua influencia na fundição normal e podem ser absorvidos pelo metal líquido. Os moldes feitos com areia verde, além de possuirem os mesmos gases que os estufados, tem ainda um grau de umidade tal que pode fornecer uma maior quantidade de hidrogenio, etc., reproduzindo portanto, as piores condições para vazamento do metal. Evidentemente a comparação feita com o material vazado nas mesmas condições, mas que não foi desgaseificado, nos mostra a influencia dos gases do metal, e a fundição feita sob vácuo, nos dá a comparação com um metal nas melhores condições de desgaseificação. Estas duas últimas condições representam condições padroes de comparação.

A técnica de produção e borbulhamento de gases foi executada, servindo-se de: Cloro - em torpedo; Nitrogenio - em torpedo; CO-obtido em gerador de CO, conforme projeto do IPT. CO+N₂ - gerador de gás, tipo gasogenio.

Os métodos de medida de vasão de gás, foram feitos por meio de manômetros, adaptados diretamente na tubulação de saída dos torpedos ou dos geradores de gás, a fim de se ter uma quantidade constante (volume) de gás, para cada gás, borbulhando no metal líquido. Essa vasão correspondeu a 1.416 litros de gás / hora ou 23,6 lt./minuto.

A medida de temperatura de fusão e vazamento de liga, foi feita com pirometro ótico e, para todos os casos, foi mantida em: Fusão no forno antes do vazamento = 1.380°C - Vazamento no molde = 1.260°C .

A composição química de liga, feita por cálculo de carga, foi controlada por análise química.

Para a série de experiências, foi estabelecido corpos de prova com as seguintes dimensões: espessura 10, 30 e 50 mm; largura = 50mm; altura = 140 mm; assim feito para reproduzirem as variações mais usuais das peças, máximas, médias e mínimas, bem como para caberem na máquina de ensaio de dobramento, existente no IPT onde eram fraturados posteriormente, sendo as superfícies de fratura examinadas quanto a gases. Essas superfícies fraturadas foram retificadas e polidas, como para macrografia, para observação e divulgação.

Devido a impossibilidade momentânea de se medir o teor de gases retidos, por análise gasométrica no metal, usamos controlar a desgaseificação por comparação, entre corpos de prova, de sua superfície. Entretanto, anteriormente já havíamos dosado gases em ferros fundidos alto silício, no estado bruto de fusão e obtidos no IPT, que revelaram em médio de 4,9 a 6,6 ml/100g H₂. Isto nos deu a indicação de que partíamos de materiais já com relativo baixo índice de gaseificação, por isso, acima dos 2 ml/100g aceitável. As experiências executadas revelaram que para melhores conclusões deveremos gaseificar propositadamente o material para podermos ter uma observação melhor desde que não podemos realizar a análise química. Outro ponto revelado pela experiência é que o cloro não age como desgaseificante eficaz.

Dos outros gases, o N₂, o CO e a mistura CO + N₂, mostraram-se equivalentes em capacidade de desgaseificação, sendo que o último, parece ser mais econômico, devido a sua fácil obtenção por meio de um gás genio comum. Outra conclusão é que os tempos de borbulhamento, de 5 e 10 minutos, são equivalentes em eficiência, podendo-se, portanto, adotar 5 minutos como mais econômico. A vazão de gás pode ser aumentada, produzindo-se um borbulhamento mais intenso, porém, a prescrita já dá resultados satisfatórios, além de garantir uma segurança de operação, sem o perigo de projeções de metal líquido para fora do forno.

Outro ponto é que a proporção que a espessura diminua a desgaseificação é mais eficiente a ponto de com 10 mm, em todos os casos, ter-se conseguido um material aparente isento de gás.

A figura 14, apresenta um corte de corpo de prova, mostrando:

- 1) um material sem desgaseificação.
- 2) um material sujeito a borbulhamento com cloro.
- 3) um material desgaseificado com nitrogênio.
- 4) um material desgaseificado com monóxido de carbono.
- 5) um material desgaseificado com CO + N₂.

3.5. Tratamento térmico

3.5.1. Introdução

As trincas, sob tensão em serviço, sejam espontâneas ou prematuras, também não representam um fenômeno desconhecido, veja-se por exemplo, as trincas espontâneas que ocorrem nos lingotes de aço, conhecidas como "tinido" (clinking) e fenômenos iguais, que são atribuídos a tensões internas produzidas durante o resfriamento a temperatura ambiente. A resistência a fratura, dos ferros fundidos alto silício é substancialmente mais baixa que nos aços e, por comparação, seu valor de utilidade a temperaturas normais, medido em termos de alongamento e redução de área, é praticamente nulo. De outro lado, sua contração é elevada e da ordem da dos aços, podendo-se logo concluir da amplitude das tensões que podem ser produzidas nas peças quando do resfriamento. Antecipa-se, pois que nos ferros fundidos alto silício, as manifestações de tensões são mais frequentes e fica certo que se as peças desses ferros fundidos, estiverem livres de tensões internas, ou se a magnitude dessas forem de ordem tal que fiquem entre limites razoáveis, dentro da capacidade de resistência da liga, mesmo em condições de operação, e então as trincas, sejam espontâneas ou prematuras, não deveriam ocorrer. Com esta finalidade é que se processa a desmoldagem a quente, das peças, e o subsequente tratamento térmico, que assegura a ausência de tensões residuais.

3.5.2. Recosimento

Do estudo feito sobre o diagrama de equilíbrio binário das ligas de Fe-Si, fica aparente que, para os ferros fundidos resistentes a corrosão pelos ácidos, na região de 15% de silício, não se processa nenhuma mudança de fase na liga sólida. Enquanto não ficaram plenamente esclarecidos os estudos sobre o sistema ternário

Fe-C-Si, todo o trabalho feito, até então, mostra que nas ligas homogêneas, a única fase de silício é a fase α (alfa).

Considerando-se sob este aspecto a finalidade do recosimento fica sendo um tanto obscura, a não ser como um simples tratamento de alívio de tensões. Várias experiências relatadas na literatura, como o fitc de examinar as propriedades mecânicas de deflexão, dos ferros alto silício, nas temperaturas de recosimento, mostram que a deflexão inicia-se a 650-750°C e é progressivamente maior com temperatura mais elevadas; elevando-se rapidamente neste início e diminuindo depois de um certo tempo, apresentando uma anomalia a 700°C, onde a barra dobra em direção oposta a carga aplicada. Esse resultado foi interpretado como evidência de tensões internas no material bruto de fusão. A deflexão permanente, devida a tensão aplicada, nas temperaturas de recosimento, em vez de ser uniforme, em quantidade, na direção da força aplicada, foi acrescida ou diminuída de uma quantidade adicional devida às tensões internas. Sob essas circunstâncias, a magnitude dessa tensão interna foi suficiente para apresentar a deflexão negativa. Os mesmos pesquisadores mostram que as temperaturas mais altas que 700°C, os ferros fundidos em questão, apresentam um alto grau de plasticidade e resiliência, tomado como termo de comparação com os característicos próprios a temperatura ambiente normal. As temperaturas mais altas que 800°C, revelam um amolecimento excessivo que possibilitam uma distorção das peças. A resiliência dos ferros alto-silício, em tais temperaturas, nos dá uma indicação para seu manuseio, quando se o desmolda para levá-los aos fornos de tratamento térmico.

Os ferros alto silício, apresentam pequenas quantidades da fase de um carboneto, disperso ao acaso através de toda a seção transversal das peças (figura 18), que é instável e facilmente decomponível pelo tratamento térmico. A presença dessa fase, nas peças, foi reconhecida como fator principal de possibilidade de trincas em serviço.

A adoção dum recosimento é imprescindível para a eliminação de tensões internas, bem como para a eliminação dos carbonetos instáveis.

Neste tratamento, as peças são removidas dos moldes, quando ainda sólidas, porém, ao rubro (tem. = 600-700°C) e antes que as tensões de contração tenham tempo de se manifestar completamente. Falhas ou erros nesta regra, dão geralmente peças trincadas. É importante remover-se os maçalotes e afrouxar ou remover os machos, eliminando ao máximo a areia, antes que a temperatura atinja 800°C. Imediatamente as peças são colocadas em um forno elétrico (ou a óleo) mantendo-se-as a temperatura de

800° C, por 4 a 5 horas, seguido de um resfriamento lento no forno até a temperatura ambiente, num período de 30 horas o que dá aproximadamente uma queda de 20-30° C/hora. O ciclo de tratamento térmico é crítico, como já referido, para as propriedades físicas e mecânicas do material. Experimentalmente já temos aplicado velocidades de resfriamento maiores que vão até 40° C/hora, com resultados satisfatórios. Em segundo plano, parece existir uma contração dupla em torno das temperaturas de 200-400° C (mais exatamente 280° C), onde o material apresentaria 2 picos de contração diferencial, o que obrigaria a um resfriamento bem lento nessa faixa de temperaturas. São duas experiências que se pretende realizar: a) Verificar qual a queda crítica de temperatura de resfriamento; b) Verificar onde se localizam os picos de dupla contração.

De outro lado, o tratamento térmico dita a manutenção por 4-5 horas no forno e a literatura experimental é omissa onde deveria esclarecer, se o tratamento térmico pode ser feito em 1 ou mais horas, em função da espessura da peça tratada. Temos feito tratamentos de 1 e 2 horas, com resultados perfeitamente satisfatórios, em peças de seções as mais variadas. Daí, necessitamos estudar mais em detalhes esses tempos que, obviamente, afeta diretamente a economia do processo de tratamento.

3.6. Limpeza - Rebarbação - Usinagem

As peças em ferro fundido alto silício, se apresentam geralmente razoavelmente limpas de areia e, em alguns casos é necessário submetê-las a limpeza por jato de areia ou abrasivos metálicos, inclusive para melhoria de acabamento superficial. A rebarbação se processa normalmente, com os esmeris adequados, não representando maiores dificuldades. Devido a sua alta dureza é prática geral executar algumas operações de usinagem por meio de retífica, com máquinas e ferramentas adequadas, como por exemplo, carbureto. As operações de torneamento, acabamentos de furos e faceamento, podem ser feitas rapidamente, por qualquer método, com o devido equipamento, devendo-se por isso, prever as furações, etc., por meio de machos, na fundição (4).

3.7. Solda

Os ferros fundidos alto silício tem boa capacidade de solda o que representa uma vantagem para se poder adaptá-lo as exigências dos projetos e de mon

tagem das peças.

Deve-se dar preferencia a solda oxi-acetilenica obedecendo a seguinte técnica de operação:

Preaquecimento: Aquecer a peça a 700°C, antes de inicio da solda. Essa temperatura deve ser mantida em torno da solda até ser completada.

Fluxo: Consiste numa mistura, em partes iguais, de Ferro-silício, ferro-manganês e borax.

Chama: Levemente oxidante: Evitar chama neutra ou redutora, a fim de não introduzir hidrogenio no metal fundido.

Eletrodos: De ferro fundido alto silício, produzidos na fundição, obtidos em molde de areia.

Recosimento: Depois de completada a solda, a peça deve, obrigatoriamente, ser mantida em forno de recosimento, a 700-800°C, por uma hora e esfriada lentamente, no forno, até a temperatura ambiente, a fim de evitar trincas devidas a tensões residuais.

3.8. Análise química

Devido a alta importancia que tem o teor de silício, para a resistencia a corrosão ácida, a sua determinação deve ser cuidadosamente procedida. O método seguinte, tem sido empregado com sucesso e adotado pelo nosso laboratório:

Pesar 0,9344 g de amostra e transferir para um bequer de 150 ml. Adicionar cerca de 1 g de cloreto de amonio e 10 a 15 ml de reagente bromo-ácido bromídrico (1:10); manter o bequer por 30 minutos no banho maria e mante-lo até completa evaporação. Depois de seco por mais 1 hora, adicionar 15 a 20 ml de ácido clorídrico, agitar o conjunto, deixando a silica decantar e filtrar então em papel Whatman 40 de 12,5 cm de Ø. Reserva o filtrado. Lavar o papel e a silica, com ácido clorídrico quente (sol 40%) e depois com água quente, até livre de ferro.

O precipitado e o papel são transferidos para um cadinho de platina, calcinados e a pureza da silica residual é determinada por meio de ácido fluorídrico em presença de ácido sulfúrico. O filtrado que foi reservado é evaporado a secura em banho maria e o resíduo é misturado com 20 ml de água destilada e o bromo

eliminado por meio de excesso de ácido nítrico. Depois de eliminado todo o bromo, adicionar 25 ml de ácido perclórico (a 60%), cobrir o bequer com vidro de relógio e aquecer a fumaça branca, mantendo por 30 minutos. Resfriar, diluir com 150 ml de água fria, filtrar, recuperando toda a sílica residual, tratando-a da mesma maneira que o precipitado. Qualquer sílica residual deve ser adicionada a primeira sílica precipitada.

3.9. Microestrutura dos ferros fundidos alto silício

A micro-estrutura dos ferros fundidos alto silício, como se prevê pelo diagrama binário Fe-Si, deve apresentar uma única fase constituída de uma solução sólida de silício na ferrita, ou seja uma fase alfa ou silico-ferrita, conforme a figura Nº 15 (5). O carbono na liga apresenta-se na forma de grafita que, já referido, pode ser em flocos, de tamanhos variados, ou finamente dividida, de tipo reticular, normalmente classificada como grafita de superesfriamento, ou ainda, na forma acicular ou em bastonetes, conforme ilustrados respectivamente nas figuras 15, 16 e 17. No caso de ligas de carbono relativamente mais alto (que o normal), durante a solidificação, a grafita em excessos sobre nada a superfície do metal líquido na forma de "Kish", aliás como apontado na figura 6 (diagrama de equilíbrio). Com teores menores, tal separação não se dá.

Os ferros fundidos em questão, podem apresentar uma segunda fase cujo exemplo típico é apresentado na figura 18, e tem a aparência de cementita, distribuindo-se ao acaso, no sentido da espessura da peça. Essa fase, como mencionado no item de tratamento térmico, desaparece por um recosimento a 800°C, durante 1-2 horas. Um aquecimento rápido, através da faixa de variação de solidificação, parece contribuir para o aumento dessa fase-carboneto.

A figura 19, ilustra um ferro fundido com 17% de silício, apresentando uma estrutura dupla, onde se vê a segunda fase tipo-cementita.

Os ferros fundidos contendo alto teor de fósforo, mostram ainda uma terceira fase-fosfato, que, como já referido, não é decomposta pelo tratamento térmico e é ilustrada na figura 20.

Devido a dificuldade de se atacar, metalograficamente esse carboneto, pelo reagente normal empregado para o ataque de cementita, ou seja, a picrato de sódio a quente, a literatura (5) refere-se a um método de identificação destes, por meio de análise química, deste que um recosimento os decompõe em grafita, a qual pode ser facilmente avaliada pela análise.

Um corpo de prova, temperado em água, foi analisado antes e depois de

um recosimento a 800°C, por 2 horas, e os resultados observados, dando uma prova satisfatória de que a fase em discussão é um carboneto e que o produto de sua decomposição é grafita. Assim teve-se:

Ct antes da tempera em água	0,50%
Cg " " " " "	0,12%
Cg depois do recosimento	0,47%

Como já mencionado e resumido, tem-se as seguintes variáveis que influem na quantidade e distribuição da fase tipo carboneto ou do complexo carboneto-fosfeto:

- a) Velocidade de resfriamento do estado líquido - Aumento da quantidade.
- b) Conteúdo de carbono - Variação de quantidade com variação do conteúdo de carbono.
- c) Manganês - Efeito estabilizador de carboneto - Em porcentagem maior que 2% produz aumento considerável de carbonetos. O tratamento térmico decompõe o carboneto remanescendo fosfeto estável.
- d) Fósforo - Estabilizador de carboneto - forma mistura eutética complexa de carboneto-fosfeto. O tratamento térmico decompõe os carbonetos remanescendo os fosfetos indecomponíveis.
- e) Molibdenio - Estabiliza os carbonetos.
- f) Níquel - Diminui a estabilidade dos carbonetos.

Devido a alta resistência a corrosão, encontra-se sérias dificuldades em atacar os corpos de prova desses ferros fundidos, para ensaio metalográfico. Existem vários estudos a respeito, na literatura, mas, sua aplicação prática no laboratório, nem sempre surte os efeitos desejados. Estamos estudando esse problema, mesmo em comparação com ataque eletrolítico, e a divulgaremos em um próximo trabalho que estamos realizando.

4. CONCLUSOES

Pelo apresentado neste trabalho, podemos concluir:

1. O conhecimento das propriedades físicas e mecânicas dos ferros fundidos de alto silício, da sua finalidade de aplicação, da melhoria da técnica de trabalho e prática da fundição, já nos permite obter, com bom rendimento, peças de boa qualidade, para aplicação industrial. A figura 21, mostrando peças sas, das mais variadas formas e envergaduras, traduz o êxito de nossa experiência no campo da fundição destes ferros fundidos especiais.
2. Na fundição de peças de ferros fundidos de alto silício é aconselhável observar as seguintes normas:
 - a) Controle rígido e sistemático da composição química da liga.
 - b) Aplicação da técnica de duas fusões, antes da fundição definitiva das peças.
 - c) Estudo cuidadoso dos projetos e modelos das peças.
 - d) Moldagem em areia apropriada; aplicação de canais de alimentação e de maçalotes bem dimensionados e convenientemente colocados.
 - e) Controle rígido da temperatura de vazamento.
 - f) Desgaseificação obrigatória.
 - g) Desmoldagem a quente e esfriamento lento, em forno, segundo ciclo apropriado para decomposição dos carbonetos e para impedir o aparecimento de tensões internas.

5. BIBLIOGRAFIA CITADA

1. R.C.F. (Explosives) Memorandum - Silicon Iron - Properties and Manufacture - Part I e II - The Industrial Chemist and Chemical Manufactures - Vol.2 - pg 606-612, 649-654, 1945.
2. Doad, J. - Microstructure and Notes on Acid-Resisting High Silicon Iron Casts - The British Foundrymen - Vol.54 - Part 6 - pg 277 e segs - Junh 1961.
3. Lacerda Santos, Lino Affonso de. - Fundiçao de Peças de Ferro Fundido de Alto Silício, Resistentes a Corrosao - Boletim da Associação Brasileira de Metais - Vol.10 - Nº34, pgs 35 a 42, 1954.
4. Hurst, J.E. - High-Silicon Acid-Resisting Cast Iron - Institute of British Foundrymen - Proceedings - Vol.37, B-46 e segs - 1943-44.
5. Hurst, J.E. - The Occurrence of The Carbide Phase in High-Silicon Iron-Carbon Alloys - The Journal of the Iron and Steel Institute - Vol.149, Nº1, pgs.213 e segs. - 1944.

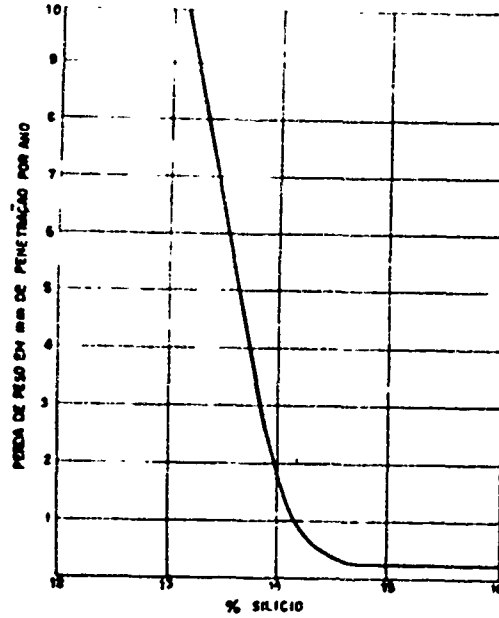


Fig. 1 Diagrama de corrosão de ferros fundidos alto silício, em ácido sulfúrico a 20%, no ponto de ebulição

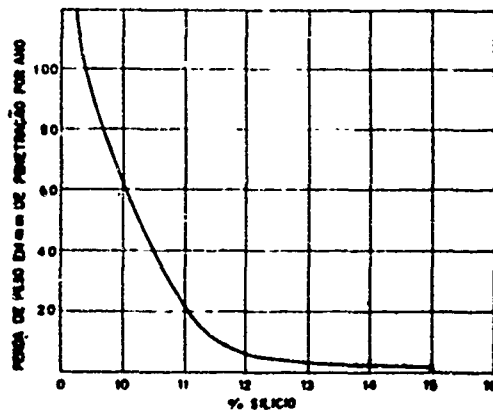


Fig. 2 Diagrama de corrosão dos ferros fundidos de alto silício, em ácido nítrico a 70%, no ponto de ebulição

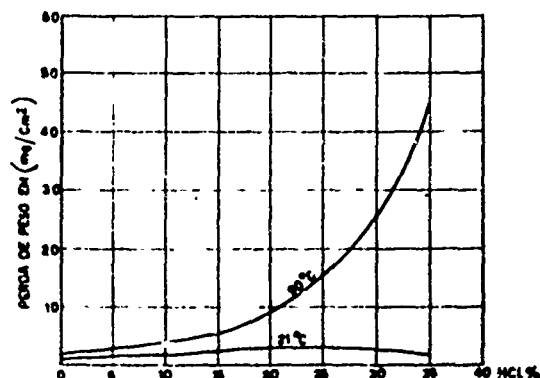


Fig. 3 Ação de ácido clorídrico, a quente e a frio, de varias concentrações, sobre os ferros fundidos de alto silício (Teste sob agitação, por 8 horas)

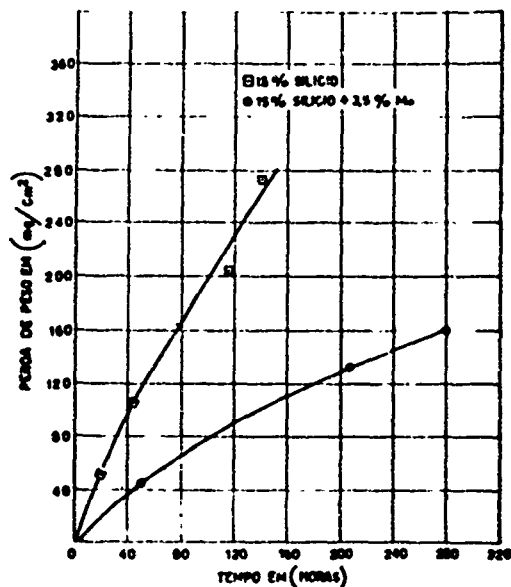


Fig. 4 Diagrama de corrosão dos ferros fundidos de alto silício, em ácido clorídrico a 70%, no ponto de ebulição

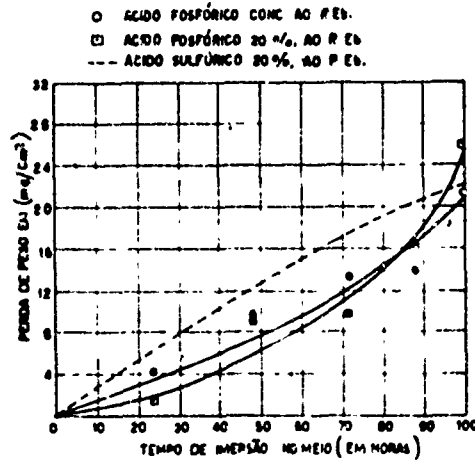


Fig. 5 Diagrama de corrosão dos ferros fundidos de alto silício, em ácido fosfórico, imersos no meio por período até 100 horas

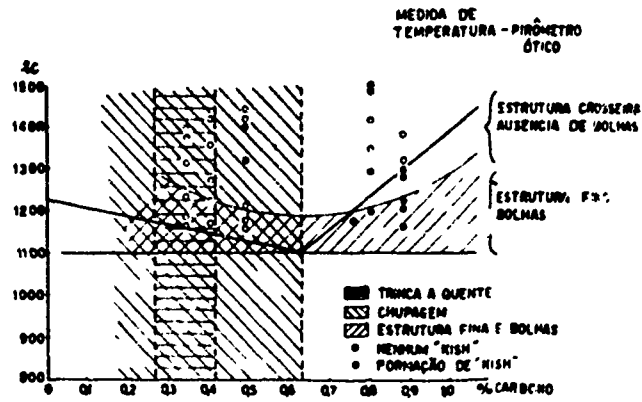


Fig. 6 Diagrama de equilíbrio, dos ferros fundidos de alto silício, comerciais, (liga contendo 15,0% de Si; 0,65% de Mn)



Fig. 7 Defeito de mau enchimento, causado por baixa fluidez do metal



Fig. 8 Trinca a quente, causada pela retenção de contração axial livre



Fig. 9 Outro exemplo de trinca a quente, causada por retenção de contração devida aos canais de alimentação

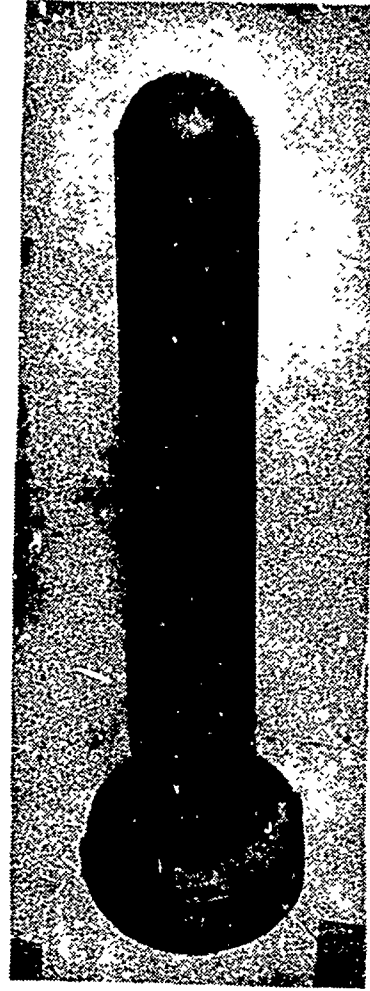


Fig. 10 Defeito causado pelo dimensionamento defeituoso do canal de alimentação

XV-37

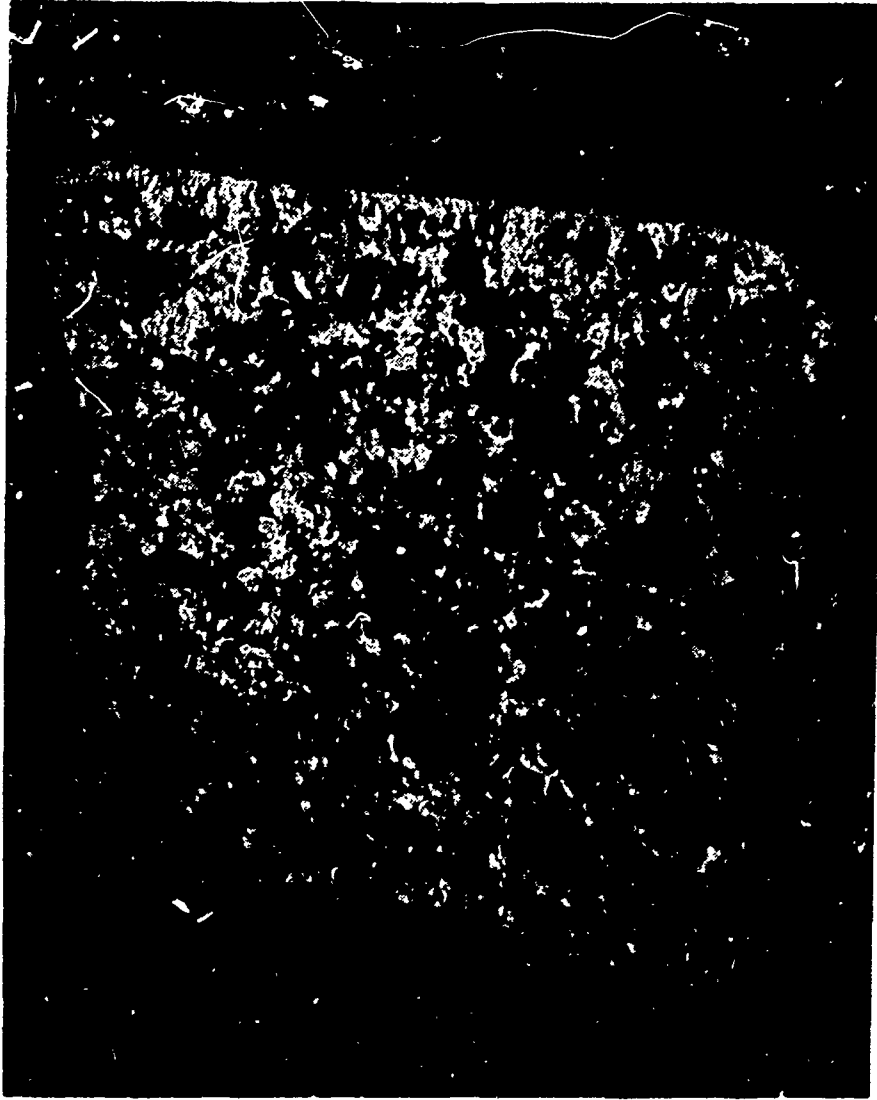


Fig. 11 A) Secção de lingote de primeira fusão

XV-38

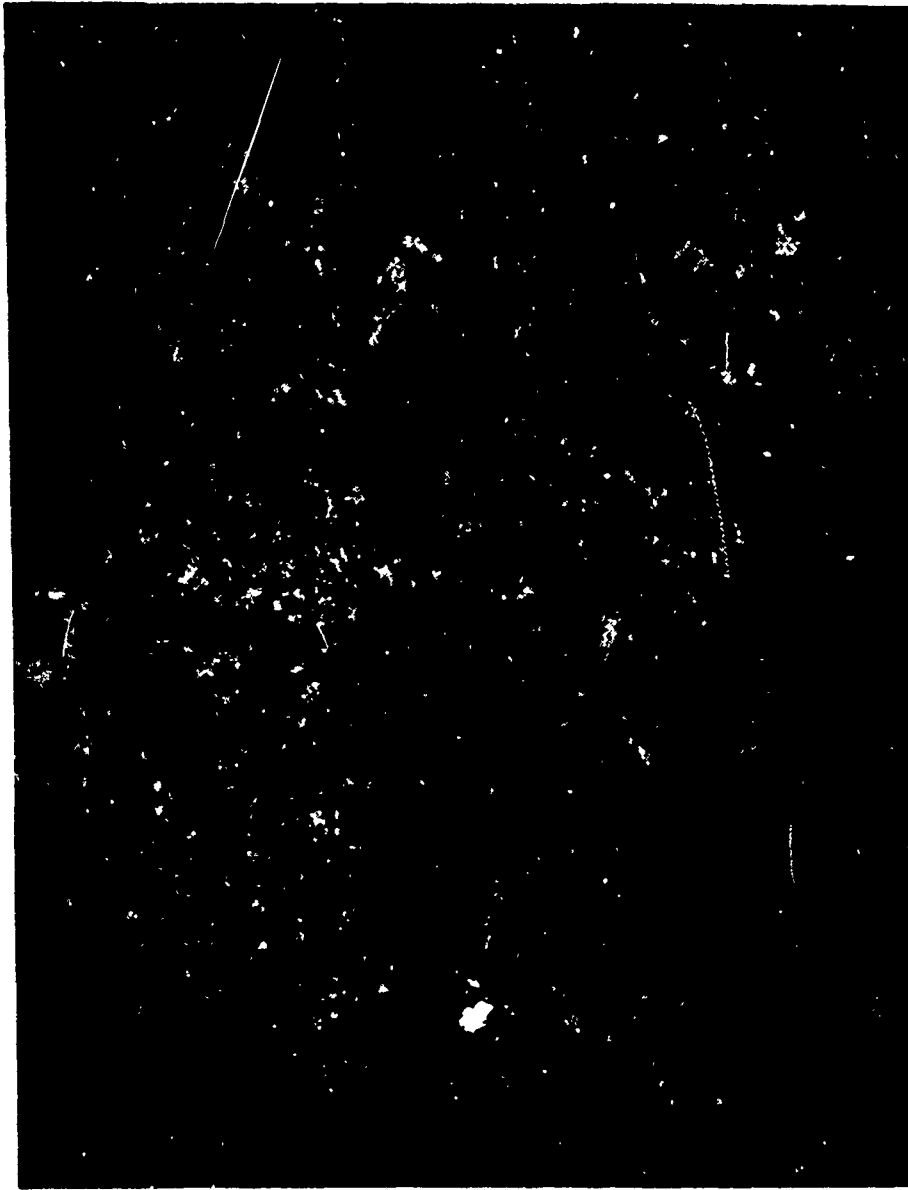


Fig. 11 B) Secção de lingote de segunda fusão

XV-39



Fig. 12 A) Exemplo de contração interna, produzida por variação de
B) temperatura e alimentação de molde



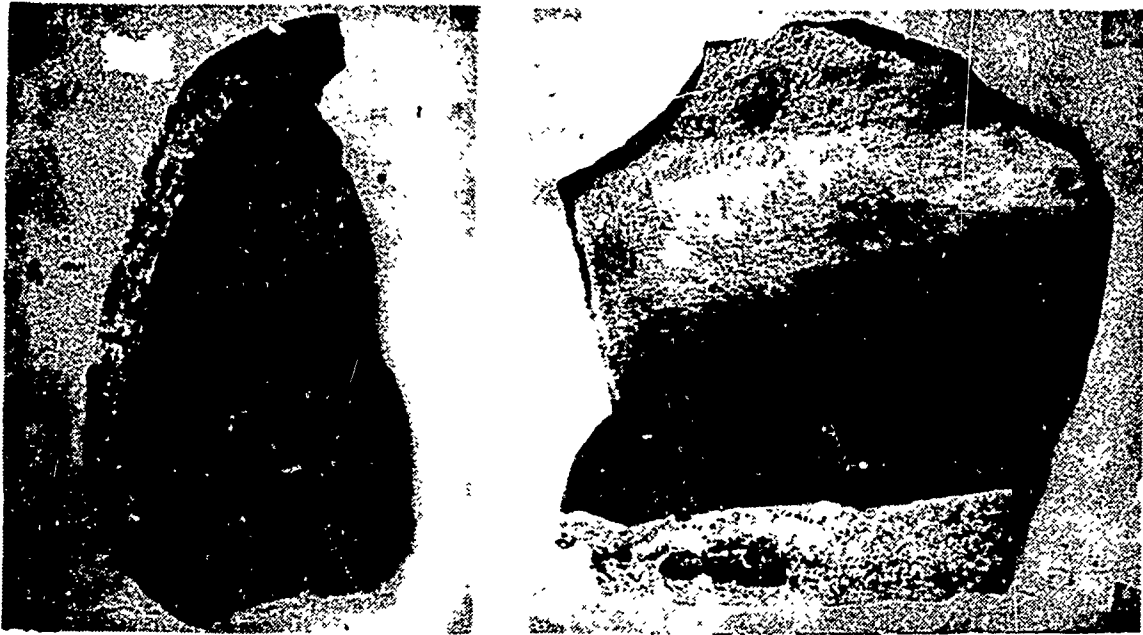


Fig. 13 A) Secção de peças apresentando boihas devido a gases
B) Secção de peças apresentando boihas devido a gases
C) Peça apresentando bolha de gás aparente.



Fig. 14

- 1) Material sem degaseificação
- 2) Material degaseificado com cloro
- 3) Material degaseificado com Nitrogênio
- 4) Material degaseificado com CO
- 5) Material degaseificado com CO + N2

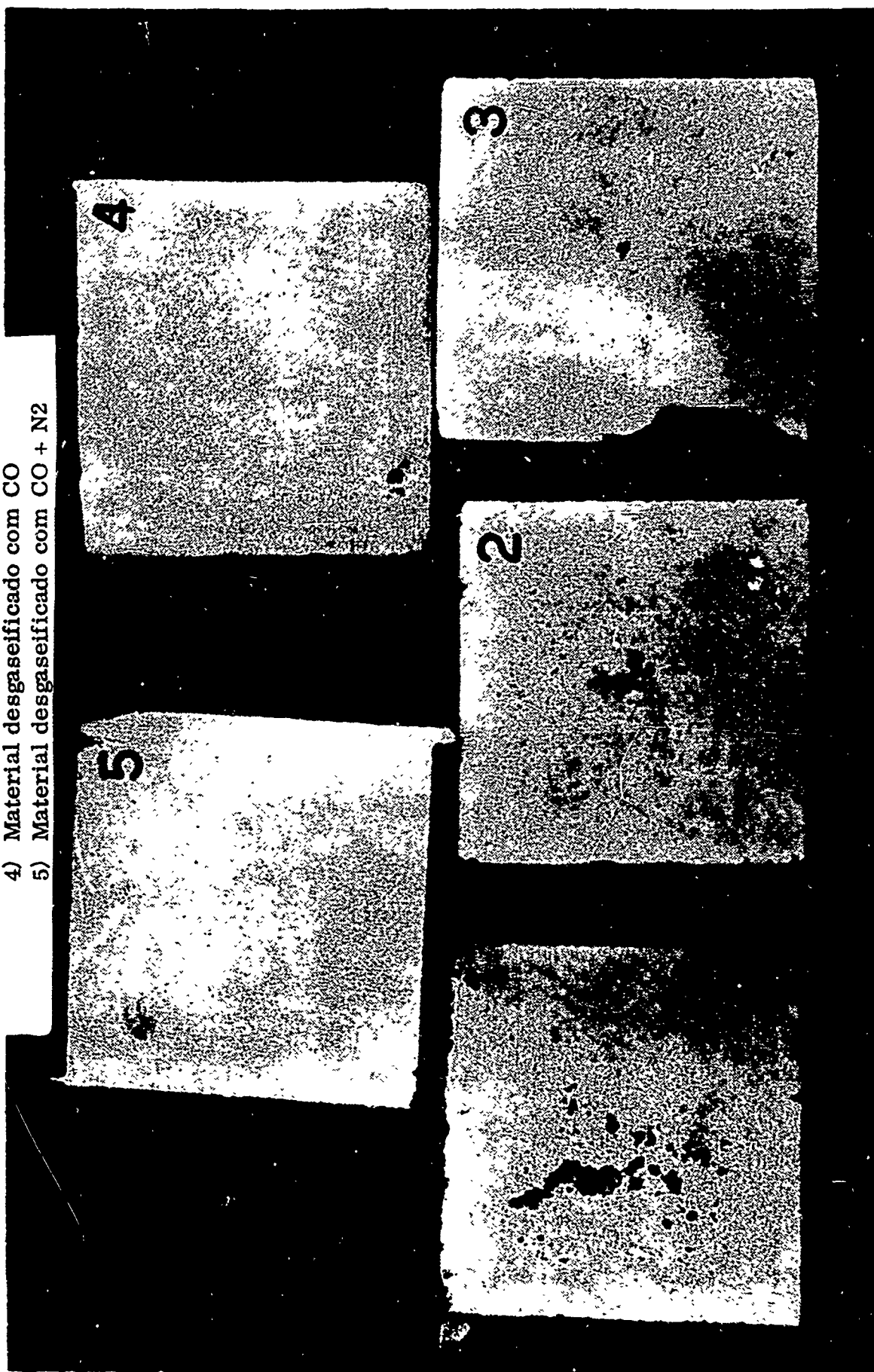




Fig. 15 Micro-estrutura de solução sólida de silício na ferrita, ou silico-ferrita

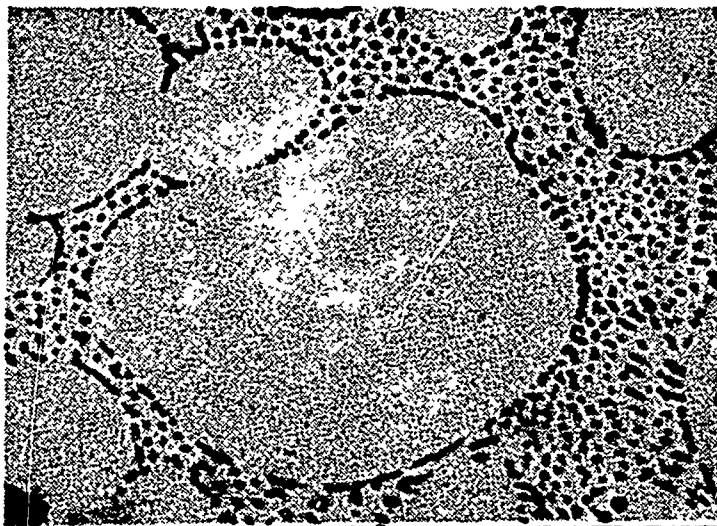


Fig. 16 Micrografia ilustrando o tipo de grafita reticular

XV-43

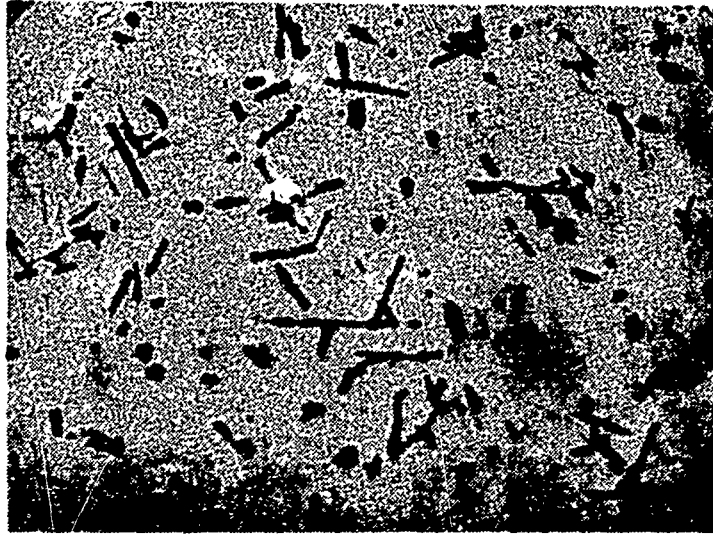


Fig. 17 Micrografia mostrando o tipo de grafita acicular ou em bastonetes

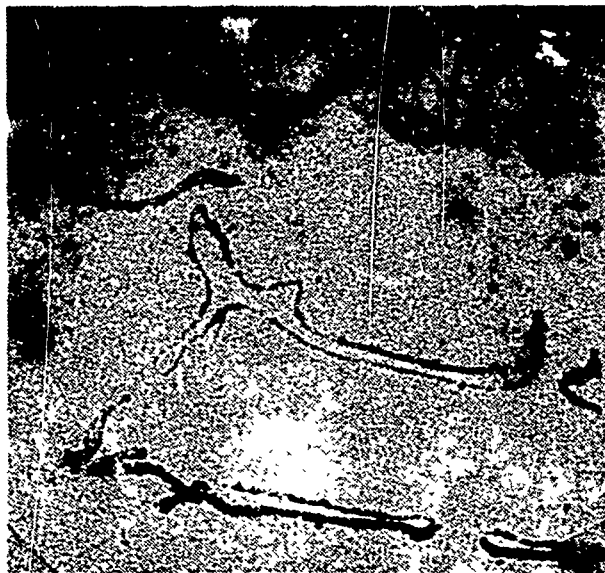


Fig. 18 Micrografia mostrando a fase carboneto

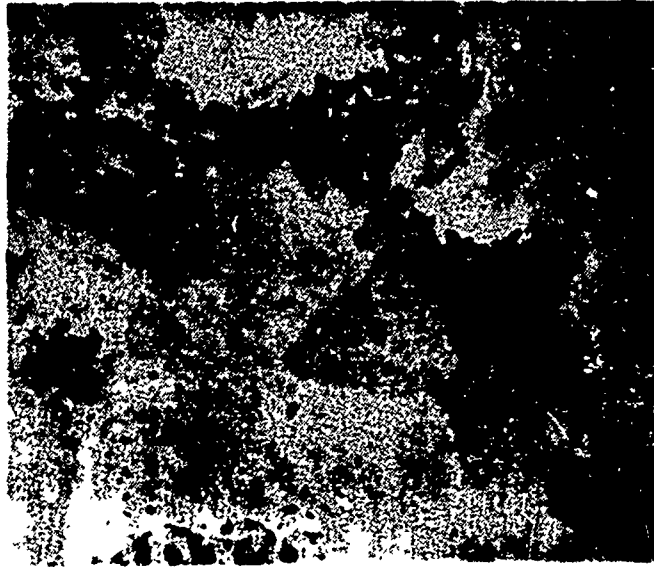


Fig. 19 Micrografia ilustrando tipo de estrutura dupla

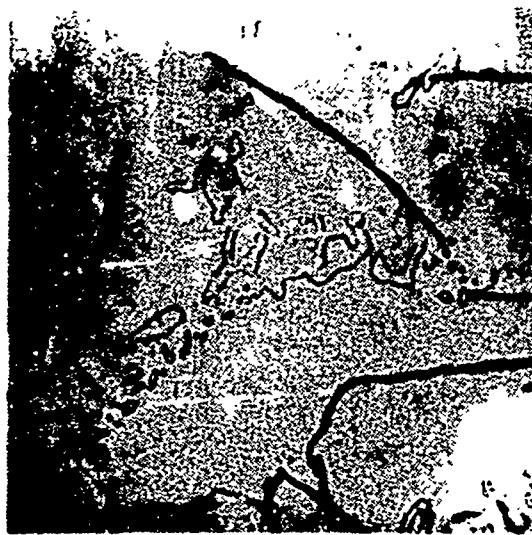


Fig. 20 Micrografia mostrando a ausencia da fase fosfeto



Fig. 21 Conjunto de variadas peças fundidas no IPT