

LABOR DEL LABORATORIO DE METALES DEL IDIEM

Günter JOSEPH B.*

RESUMEN

El Laboratorio de Metales del IDIEM realiza peritajes metalúrgicos, ejerce acción docente en la Universidad de Chile y la Universidad Técnica del Estado y desarrolla un amplio programa de investigación. En este trabajo se describe brevemente, como ilustración de los peritajes, el estudio de algunos casos de falla por fatiga, por temple defectuoso y por defectos de fundición.

La labor del Laboratorio de Metales del IDIEM se orienta en tres direcciones principales: El peritaje metalúrgico, la investigación y la docencia.

En el presente trabajo se hará una descripción detallada de algunos tipos de peritaje agregando un breve recuento de los otros dos tipos de actividades mencionadas.

PERITAJES METALURGICOS

Los peritajes metalúrgicos se refieren al estudio de fallas de materiales metálicos relacionadas con accidentes, al estudio de anomalías en el comportamiento de piezas metálicas, a la comparación de calidades de piezas de aspecto exterior similar o al estudio de causas de fenómenos de corrosión y de su posible prevención. El número de informes emitidos sobre estas materias fué de 63 en el año 1961 y de 69 hasta Octubre de 1962.

*Dr. rer. nat., Ing. Civil Industrial, Jefe Laboratorio de Metales IDIEM, Prof. de Fisicoquímica y de Física de Metales de la Escuela de Ingeniería de la Universidad de Chile.

Para ilustrar la forma en que se realizan estos estudios y cómo se elaboran sus resultados, se dará una reseña de algunas fallas típicas.

Fallas debidas a esfuerzos alternados o repetidos.

Un tipo de fallas frecuentes de órganos de máquinas es la fractura por la acción de un esfuerzo repetido o alternado. Este efecto se conoce con el nombre de fatiga.

La Figura 1 muestra la fractura de un eje que falló por flexión repetida. En ella se aprecia una zona lisa y una zona de aspecto rugoso (más clara). A través de la zona lisa se produjo un avance paulatino de la fractura. Este avance paulatino deja inscrito en la parte lisa de la fractura su historia, en forma de arco débilmente visibles, que corresponden a sus sucesivos límites. Los arcos son aproximadamente paralelos entre sí y rodean una determinada región de la zona lisa. Una región tal puede identificarse, por tanto, como punto de origen de la fractura. En este caso presente, tal origen se encuentra dentro de la zona de coloración más intensa de la zona lisa, próxima a su borde exterior. La zona rugosa corresponde a una sección en que, tras cierto grado de avance de la fractura, el material terminó por romperse bruscamente. Como la fractura brusca ocurre según determinados planos cristalinos de los granos o rodeando a éstos, el aspecto de la zona rugosa, en general, destaca más la condición de sólido cristalino de los metales que la región lisa. Pero ello no significa, como muchos creen, que el material haya cristalizado recién por efecto de la sollicitación repetida a que ha estado sometido. Es más bien, una mera consecuencia del hecho de que los metales tienen estructura cristalina. Esto parece ser una característica de todos los sólidos perfectos¹.

Actualmente se aceptan tres etapas en la evolución de una falla por fatiga,²: La primera etapa consistiría en una deformación plástica en la región más sollicitada de la pieza. Esta deformación plástica lleva consigo un endurecimiento local de esta región, porque al producirse a temperatura ambiente, el material toma acritud. Por ello ocurre en una segunda etapa que, si la sollicitación continúa, el material, que ya no puede seguirse deformando, se comienza a agrietar. Este agrietamiento suele ser muy fino de suerte que las grietas inicialmente, son sólo observables al microscopio, en cuya condición se les llama microgrietas. Finalmente habría una tercera etapa en que las microgrietas se aglomerarían formando grietas visibles a simple vista, cuya asociación produciría la ruptura. Según Orowan pueden distinguirse tres etapas en la evolución de una falla por fatiga.

Aunque esta teoría ya no puede considerarse satisfactoria para interpretar los

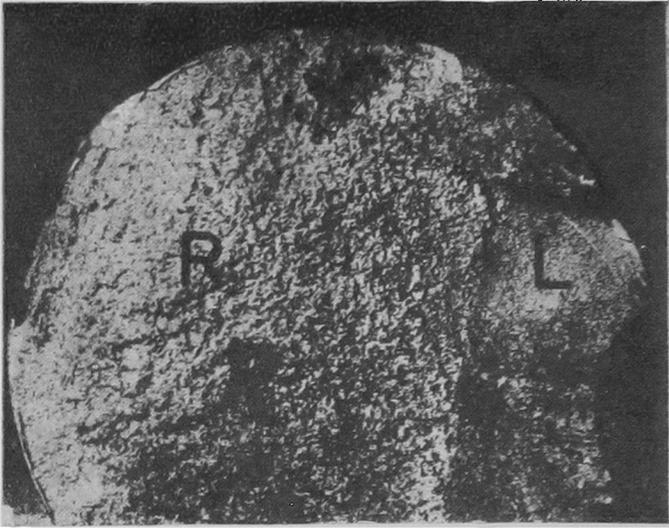


Fig. 1. Fractura de un eje que falló por esfuerzo repetido de flexión. R: zona rugosa, L: zona lisa.

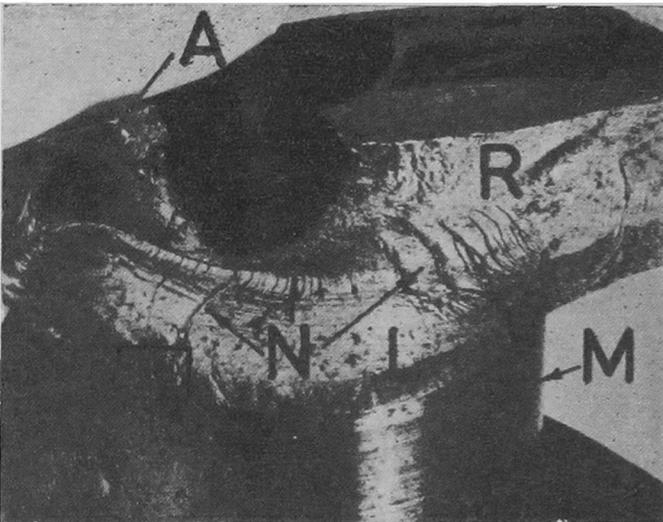


Fig. 2. Fractura de un eje cigüeñal de tractor a través de un acodamiento. A: acodamiento, M: muñón, R: zona rugosa de la fractura, L: zona lisa, N: líneas radiales en que hay cambios de relieve en la fractura y cuyo origen se atribuye a la estructura de forja del material. El rectángulo en el borde inferior de la fractura corresponde a la región en que se extrajo la muestra metalográfica que aparece en la figura. 3

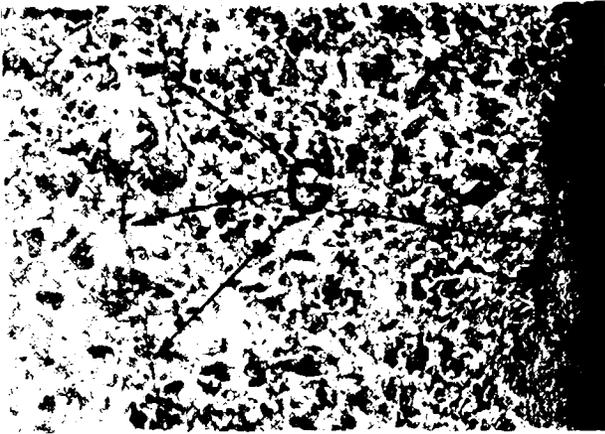


Fig. 3. Micrografía de un corte radial longitudinal del eje cigüeñal de tractor al pue se refiere la Fig. 2. Aumento: 100 X. Ataque: Nital 2 o/o. El lado derecho de la micrografía corresponde a la intersección del corte con la zona lisa de la fractura. (Esta intersección no aparece claramente definida porque el borde del material se ha desgastado en el pulimento previo a la observación metalográfica). Se advierte en el costado en estudio una alteración de la estructura que consiste en que prácticamente han desaparecido las áreas equiaxiales de constituyente blanco (ferrita) y oscuro (perlita) del resto de la estructura, habiendo sido reemplazados por finas líneas de trazos, de color blanco. Esto se ha interpretado como el resultado de una deformación plástica de las zonas ferríticas (granos de ferrita, en el lenguaje de los metalurgistas). Los surcos oscuros, que asimismo aparecen en la micrografía, se han interpretado como microgrietas. Ellas se han generado dentro de la zona deformada pero se las observa también más allá de ella, posiblemente provenientes de la zona deformada. La unión de microgrietas condujo finalmente a la fractura. $G \equiv$ microgrietas.

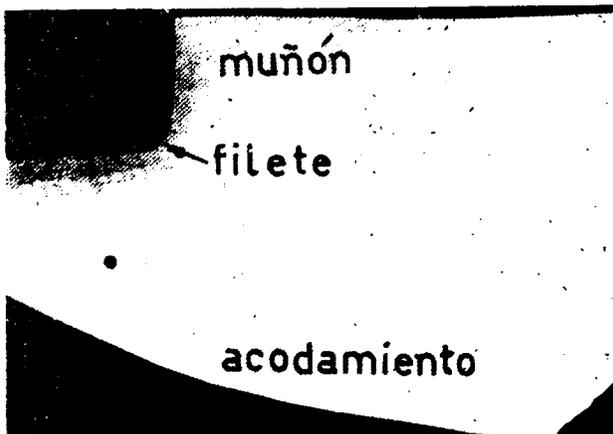


Fig. 4. Corte radial longitudinal a través de la unión de un muñón con un acodamiento de un eje cigüeñal de tractor.

distintos aspectos de las alteraciones estructurales de los metales por fatiga, ella ofrece un buen inicio en el estudio del progreso de las fallas por esta causa.² Las Figuras 2 y 3 ilustran bastante bien esta evolución. La Figura 2 muestra la fractura de un eje cigueñal de un tractor a través de un acodamiento del mismo.

La zona en que la fractura limita con el muñón corresponde al filete de unión del acodamiento con este último. Es ésta la región de la fractura que se presenta lisa, indicando un origen por fatiga. Dentro de ella aparecen dos sistemas de líneas: Líneas en forma de arcos aproximadamente paralelos, débilmente dibujados, que corresponden al progresivo avance de la falla; y líneas radiales que denotan variaciones de relieve, que provienen de la circunstancia que la fractura en estudio atraviesa un material forjado, en que el metal y sus inclusiones no-metálicas se han agrupado en forma de fibras.

La región del borde de fractura encerrada con un rectángulo en la Fig. 2 corresponde a la zona de origen probable de la falla según el criterio anteriormente expuesto. Se procedió, por tanto, a recortar una muestra de esta zona para examinar bajo el microscopio la cara que corresponde a un corte radial-longitudinal del cigueñal y la Figura 3 muestra el aspecto que así puede observarse.

Se aprecia en ella claramente, una deformación plástica del material paralelamente al borde de fractura que se manifiesta por haberse transformado en esta zona las lagunas de constituyente blanco de la estructura (ferrita) en angostos trazos. Además aparecen líneas oscuras, que corresponden a grietas, las que se han identificado con una letra G en la figura. No se observaron defectos metalúrgicos como podrían haber sido poros grandes o una gran concentración de inclusiones no-metálicas. En cambio se vió que el filete entre el acodamiento y el muñón tenía terminación superficial defectuosa y un radio de curvatura muy pequeño. Ambos factores producen concentración de esfuerzos por actuar como entalladuras. Las características del filete pueden apreciarse en la Figura 4.

Los ensayos de materiales han demostrado que el límite de ruptura al esfuerzo repetido resulta más bajo que el límite de ruptura a la tracción estática. En la literatura ^{3, 4, 5, 6}, se encuentran curvas en que se anota el valor máximo del esfuerzo que resiste el material en función del número de veces que el material es capaz de soportar la repetición de esta carga (ciclo), las que se denominan diagramas de Wöhler en la literatura alemana o curvas S-N en la literatura norteamericana.

La Figura 5³ muestra la forma de estos diagramas para materiales ferrosos y no-ferrosos. La curva A, que presenta un marcado cambio de dirección, corresponde a un material ferroso. La curva B, a uno no ferroso. Un mismo material puede presentar también distintas curvas de Wöhler como lo muestra la Figura 6⁴. Para ello es suficiente que la probeta ensayada presente algún cambio brusco de sección o alguna entalladura que actúe como

factor de concentración de esfuerzos. La figura muestra que en este caso el esfuerzo máximo que el material es capaz de soportar un número determinado de veces, es menor que en el caso de ausencia de un factor de esta naturaleza. El esfuerzo máximo a que tienden las curvas de Wöhler, cuando aumenta indefinidamente el número de ciclos, se llama límite de fatiga. Una relación general entre el límite de fatiga y el límite de ruptura a la tracción para aceros, se presenta en la Figura 7. En ella se muestra la enorme importancia que tiene el diseño de la pieza en la magnitud del límite de fatiga. Si el diseño presenta graves causantes de concentración de esfuerzos, de poco o nada servirá usar un acero de alta resistencia. Ello se aprecia al observar en la figura, la franja horizontal superior, hachurada en una sola dirección. En la Figura 7 se presenta, además, un nuevo factor adverso que se suma a la acción del esfuerzo repetido: la corrosión. Ella contribuye al avance de grietas a partir de entalladuras que pueden haber nacido del propio efecto corrosivo. La acción conjunta mencionada recibe el nombre de fatiga con corrosión, ajustándose en este caso los valores del límite de fatiga, según la Figura 7, a una banda doblemente hachurada, paralela a la franja anterior.

Un aspecto típico del agrietamiento que se presenta en un caso de fatiga con corrosión, aparece en la Figura 8. Se trata de una macrografía de un corte transversal del revestimiento de soldadura de acero inoxidable del tipo 18/8, de un álabe de turbina Pelton. En el centro de ella es posible distinguir un grupo de grietas de color negro que penetran aproximadamente en forma perpendicular en el material, desde la superficie exterior de la pieza (que coincide prácticamente en el borde superior de la macrografía). Ellas son sensiblemente normales al esfuerzo de tracción que la flexión del álabe producía en el revestimiento. La relación entre la microestructura de la soldadura de acero inoxidable y las grietas, se muestra en la Figura 9. En esta micrografía se destacan bordes de granos marcados con líneas negras anchas que han sufrido corrosión. La corrosión intercrystalina (nombre que se da a la corrosión que afecta preferentemente tales zonas), fue originada por presencia de segregaciones de carburos en los bordes de grano. Ellas se produjeron en un reconocido de las ruedas de turbina, que se hizo con el objeto de aliviar las tensiones de la soldadura hecho una temperatura inadecuada para el tipo de aleación utilizado. También se observan en la micrografía bandas de deslizamiento que están de acuerdo con el mecanismo de fatiga.

Fallas por temple defectuoso.

Las piezas templadas suelen presentar fracturas intercrystalinas. Tal

Fig. 5. Diagramas de Wöhler para un metal ferroso ("A") y un metal no ferroso ("B"). (Según ASME Handbook: Metals Engineering-Design (1953).

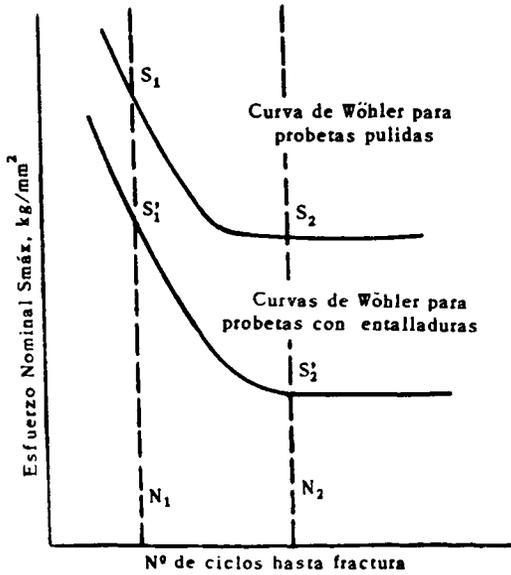
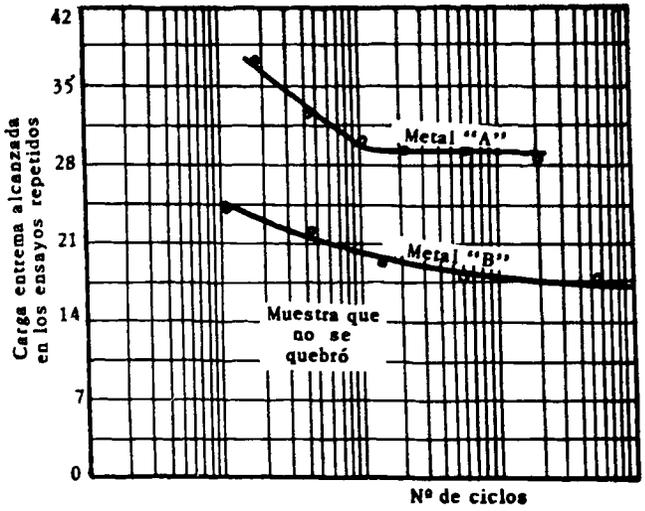


Fig. 6. Curva de Wöhler para esfuerzo alternado, mostrando el efecto de un factor de concentración de esfuerzo. (Según ASTM Spec. Techn. Publication Nº 91).

Fig. 7. Relación entre los valores del límite de fatiga y el límite de ruptura en un ensaye de tracción simple, para aceros. (Según ASME op.cit.)

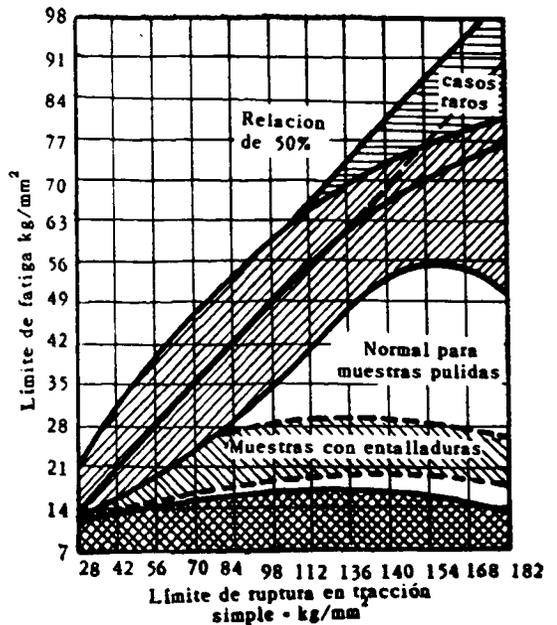


Fig. 8. Agrietamiento por fatiga con corrosión en un revestimiento de soldadura de acero inoxidable. Corte transversal del revestimiento. Aumento: 9 X. Ataque: Solución clorhídrica de ác. crómico. S: Revestimiento de soldadura de acero inoxidable B: material base (acero fundido) revestido. G: grietas.

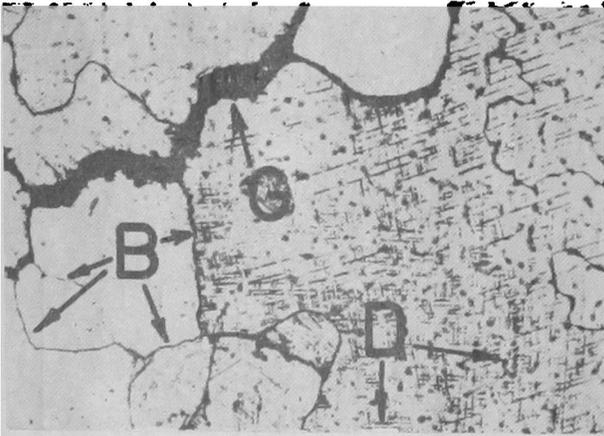
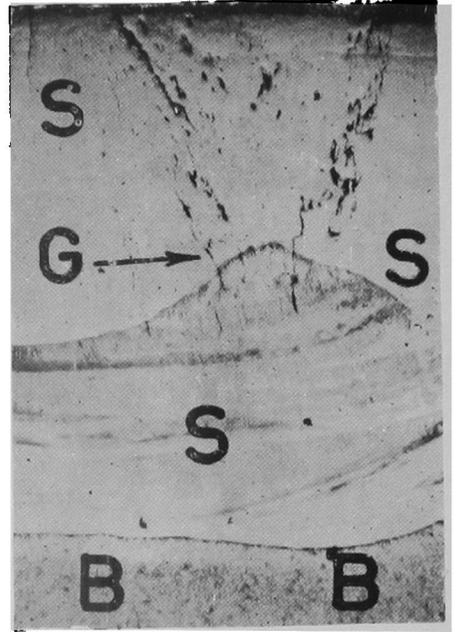
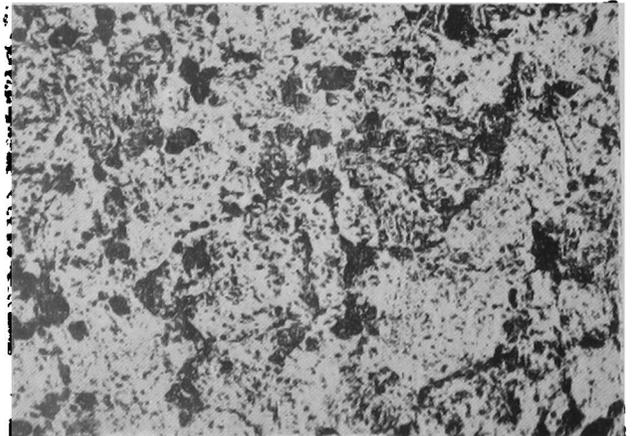


Fig. 9. Agrietamiento por fatiga con corrosión en un revestimiento de soldadura de acero inoxidable. Corte aproximadamente paralelo a un plano tangente a la superficie del revestimiento. Aumento: 200 X. Ataque: pcr vía electrolítica colocando la probeta como ánodo en un electrolito de ác. oxálico al 10 o/o, usando una densidad de corriente de 1 A/cm². B: bordes de grano, G: grietas D: bandas de deslizamiento (proveniente de deformación plástica).

Fig. 10. Estructura de un acero templado en forma defectuosa presentando áreas troostíticas sensiblemente continuas (de color oscuro) y áreas martensíticas (de color claro).



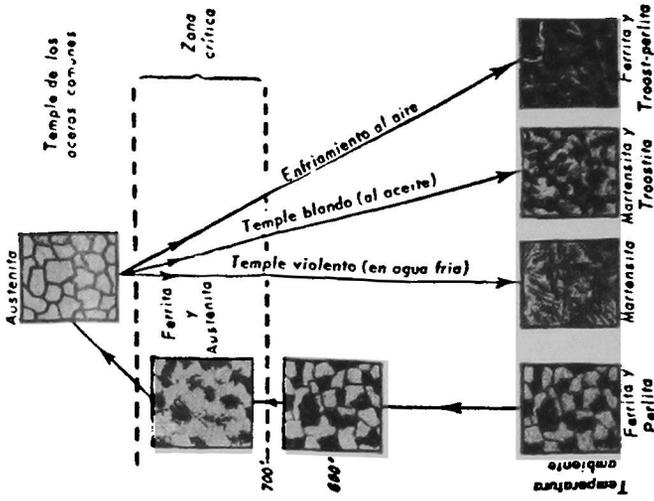


Fig. 11. Esquema de las estructuras que resultan templando en distintos medios un acero común. (Según H. Colpaert: Metalografía dos Productos Siderúrgicos Comuns, E. Blucher, S. Paulo 1959.)

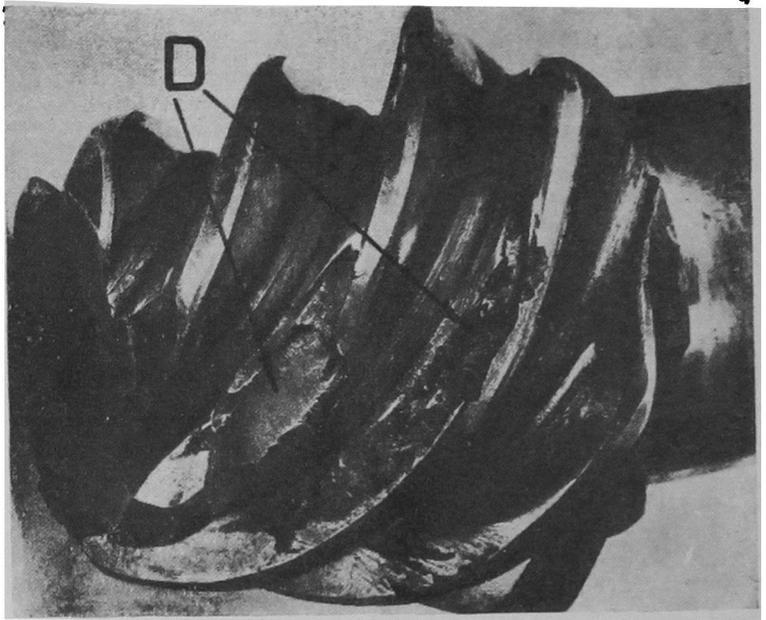


Fig. 12. Aspecto de un piñón de acero dañado por el uso. D: zona dañada.



Fig. 13. Agrietamiento en el borde de un acero templado a lo largo de segregaciones de cementita. (La matriz corresponde a una estructura martensítica). Aumento: 500 X. Ataque: Solución alcohólica de ácido Nítrico en alcohol amílico. M: martensita G: grietas, C: cementita.

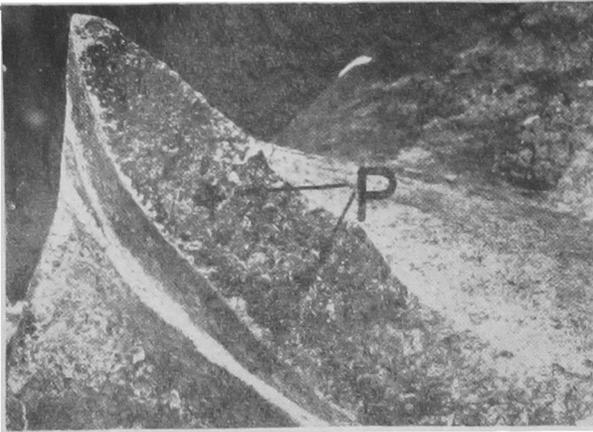


Fig. 14. Fractura de una pala de hélice de barco con poros en la zona marcada P.

Fig. 15. Estructura observada en un corte transversal de la pala de hélice aprox. paralelo a la fractura. Aumento: 50 X; sin ataque. Se destacan en la matriz clara, láminas de grafito oscuras de contornos vagos que corresponden a poros. P = poros.

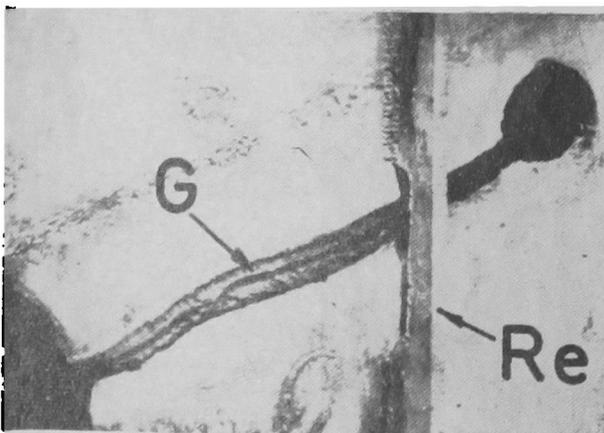


Fig. 16. Grieta transversal en la parte superior del codaste de un barco petrolero. Re = refuerzo colocado con posterioridad a la falla.

falla ocurrió, por ejemplo, en el material cuya estructura se presenta en la Figura 10. Esta figura presenta una micrografía que corresponde a un acero común, con 0,45% de carbono, templado.

En la estructura revelada mediante el ataque, se observan zonas troostíticas (oscuras) en medio de martensita (clara). La troostita es un constituyente relativamente blando formado por ferrita y cementita (carburo de hierro) finamente mezclados, en tanto la martensita es un constituyente duro, que se presenta en finas agujas que la fotografía no permite distinguir. Este tipo de estructura mezclada puede resultar por una velocidad de enfriamiento demasiado lenta en el temple, según el esquema que se presenta en la Figura 11⁷. En ella se observan las estructuras que resultan al templar en distintos medios. Comparando los esquemas de este diagrama con la micrografía anteriormente prensada, se vé que nuestra estructura problema corresponde al resultado de templar un acero al carbono en aceite.

Según la literatura⁸, también es posible la formación de troostita en los bordes de grano de la austenita primitiva, lo que sucede cuando se temple desde una temperatura demasiado alta, en cuyo caso hay un enriquecimiento en carbono de los bordes de grano de la austenita.

La Figura 12 presenta un piñón de ataque de microbús, agrietado en el uso. El aspecto microscópico de la zona dañada del mismo aparece en la Figura 13. En ella se pueden distinguir segregaciones de cementita (blanca) en una matriz martensítica (oscura) y la figura permite apreciar además la forma en que estas segregaciones se han asociado con grietas. El origen de este defecto es un temple desde una temperatura demasiado baja, a la cual ya se había separado cementita de la fase austenita de alta temperatura. Posteriormente, en el temple, se transformó la matriz de austenita en martensita.

Fallas por defectos de fundición.

La Figura 14 muestra una fractura de una pala de hélice de un barco pesquero. En este caso la sección resistente ha sido debilitada por grandes poros de rechupe secundario visibles en la misma figura. En la Figura N^o 15 se muestra la estructura microscópica del mismo material.

Se observan láminas de grafito (negras) de contornos precisos y distribución irregular en una matriz (clara) cuya estructura no ha sido revelada. Además se vé que el material presentaba también poros más pequeños, los cuales aparecen en la micrografía como manchas negras vagas. La acción

conjunta de los poros visibles a simple vista y bajo el microscopio, se debe considerar, en este caso, como causal de la falla.

Otro caso estudiado fué el origen de la fractura del codaste de un barco petrolero. El aspecto de la fractura, que en este caso se produjo en la parte superior del elemento vertical del codaste, se muestra en la Figura 16. En ella se observa también un refuerzo longitudinal soldado, que fué colocado con posterioridad a la falla. La grieta producida, que aparece de color negro, termina en un orificio circular del mismo color. Este corresponde al sitio en que se encontraba primitivamente un pequeño cilindro de acero que aparentemente debió haber servido para afirmar el alma de arena del elemento vertical del codaste, que es hueco.

Se pudo demostrar mediante ensayos ultrasónicos y radiográficos en este estudio, que la grieta cortaba una zona debilitada por dos rechupes primarios, presentándose además, junto a la fractura, numerosos poros e inclusiones de escoria.

LABOR DOCENTE

El Laboratorio de Metales del IDIEM realiza una labor docente orientada hacia la industria y hacia la enseñanza universitaria.

Para la industria se ha organizado en colaboración con el Instituto Chileno del Acero y Asimet, seminarios relacionados con materias que interesan a la producción de los planteles metalúrgicos, en 1960 y en el presente año. En 1961 se organizó en colaboración con la Escuela de Post-graduados de Ingeniería de la Universidad de Chile, un curso sobre Corrosión de Metales que fué dictado por el Prof. de la Universidad de Cambridge, Dr. T. P. Hoar. Además se invita permanentemente a las industrias a enviar al Laboratorio al personal suyo que desee obtener experiencia en prácticas metalográficas. De estas facilidades han hecho uso hasta ahora la Sociedad Refinadora Nacional Ltda. "SORENA", los establecimientos Metalúrgicos "INDAC" y el Departamento de Materiales de la Empresa de Ferrocarriles del Estado.

En el plano de la enseñanza universitaria el Laboratorio de Metales participa en la docencia de las cátedras de Física de Metales y de Tecnología Mecánica de la Escuela de Ingeniería de la Universidad de Chile y de Metalografía de la Escuela de Ingenieros Industriales de la Universidad Técnica del Estado. Por otra parte, la cátedra de Odontotecnia del Prof. Dr. Raúl Acuña O. de la Facultad de Odontología de la Universidad de Chile ha rea-

lizado en colaboración con el Laboratorio de Metales algunos trabajos sobre aleaciones de uso dental. Además acoge el Laboratorio, a numerosos alumnos que realizan en él los trabajos de sus memorias de título o efectúan prácticas de vacaciones.

INVESTIGACION

La labor de investigación del Laboratorio de Metales se orienta en tres direcciones principales: Estructuras de Metales y Aleaciones, Tecnología de Fundición, y Electroquímica y Corrosión.

La línea de Estructuras de Metales y Aleaciones abarca desde el estudio de las alteraciones estructurales por fatiga hasta el estudio de transformaciones isotermales de fase o transformaciones de fase en enfriamientos continuos. También se incluyen estudios relacionados con Pulvimetalurgia y Sigterización en general.

En materia de Tecnología de Fundición se trabaja sobre la obtención de fundición maleable y nodular, la fundición de metales no-ferrosos y las propiedades de las arenas naturales de fundición.

El grupo de Electroquímica y Corrosión se preocupa de problemas de la Galvanostegia, y de los mecanismos de corrosión en cobre y aleaciones de este metal, y de la protección de estructuras de acero con pinturas.

Memorias de Título hechas en el Laboratorio de Metales.

JOSEPH, Günter. *Aplicación industrial del procedimiento de electro-deposición de una aleación estaño-níquel*, memoria para optar al título de Ingeniero Civil Industrial de la Universidad de Chile. 1954.

GUERRA, Silvano y Telias, Guillermo. *Estudio experimental sobre las aleaciones aluminio-silicio y ante-proyecto de una fundición a base de aluminio*, memoria para optar al título de Ingeniero Civil Industrial de la Universidad de Chile. 1956.

TRONCOSO, Eduardo y CLARO, Jaime. *Estudio sobre tratamientos térmicos en los aceros*, memoria para optar al título de Ingeniero Civil Industrial de la Universidad de Chile. 1959.

GIGLIO, Pedro. *Estudio experimental sobre bronce sinterizado y ante-proyecto de una fábrica de artículos metálicos sinterizados*, memoria para optar al título de Ingeniero Civil Industrial de la Universidad de Chile. 1960.

BLANCO, Hernán. *Contribución al estudio de la dezincificación de los lato-*

nes, memoria para optar al título de Ingeniero Civil Industrial de la Universidad de Chile. 1961.

HEPP, Carlos y RADIC, Smiljan. *Obtención de fundición maleable a partir de arrabio nacional*, memoria para optar al título de Ingeniero Civil Industrial de la Universidad de Chile. 1961.

MASIHY, Juan. *Fabricación de alpaca en horno de crisol a llama de petróleo*, memoria para optar al título de Técnico Mecánico de la Universidad Técnica Federico Santa María. 1962.

VILASECA, Pedro. *Catastro de los yacimientos de arenas de fundición de la zona de Santiago*, memoria para optar al título de Ingeniero Civil de Industrias de la Universidad Católica de Chile. 1962.

Publicaciones

JOSEPH, G. y FIGUEROA, J. *Dos casos de corrosión de latones*. Boletín de ABM nº 65, volumen 17. Sao Paulo, Brasil. 1961.

DE SOUZA SANTOS, T. y FIGUEROA, J. *Influencia de algunos factores sobre la intensidad de sinterización de finos de hematita*. Boletín de ABM nº 67, volumen 17, noviembre. Sao Paulo. Brasil. 1961.

DE SOUZA SANTOS, T. y FIGUEROA, J. *Reducibilidad a fierro esponja de sinters de finos de hematita*. Boletín de ABM.

GEBHARDT, E. y JOSEPH, G. *Über das Dreistoffsystem Aluminium - Silizium vanadium*, revista Teistschrift für Metallkunde, volumen 52, nº 5. 1961.

JOSEPH, G. HEPP, C. y RADIC, S. *Fabricación de fundición maleable a partir de arrabios con alto contenido de vanadio*, informe técnico nº 5 IDIEM. 1962.

GEBHARDT, E. y JOSEPH, G. *Constitución de las aleaciones ricas en aluminio del sistema ternario aluminio - silicio - vanadio*, trabajo presentado al I Congreso de la Sociedad Argentina de Metales. Metalurgia Moderna. Buenos Aires, Argentina.

ARIAS, Arturo y JOSEPH, Gunter. *Estado actual de la enseñanza metalúrgica en Chile*, trabajo presentado al I Congreso de la Sociedad Argentina de Metales. Metalurgia Moderna. Buenos Aires, Argentina.

HOAR, T. P. *Corrosión y protección contra la corrosión*. IDIEM - Universidad de Chile. 1961.

JOSEPH, Gunter y ARCE, María Teresa. *Contribución al estudio electroquímico de la dezincificación de los latones*, no publicado.

REFERENCIAS

1. GLASSTONE, S. *Elements of Physical Chemistry*, D. Van Nostrand Co. Inc., New York. 1950.
2. Una descripción más completa de las teorías explicativas de las fallas de materiales por fatiga se encuentra en: DIETER, George E., Jr.: *Mechanical Metallurgy*, Mc Graw-Hill Book Company, New York, Toronto, London, 1961. Véase asimismo: SINES, George y WAISMAN, J. L.: *Metal Fatigue*, Mc Graw-

- Hill Book Company, New York, Toronto, London (1959); HARRIS, W. J.: *Metallic Fatigue*, Pergamon Press, New York, Oxford, London, Paris (1961); y POPE, J. A. *Metal Fatigue*, Chapman & Hall, London, (1959).
3. ASME HANDBOOK. *Metals Engineering-Desing*, Mc Graw-Hill Book Co. Inc., New York. 1953.
 4. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. Committee E-9 on Fatigue, *Manual on Fatigue Testing*, (ASTM Spec. Technical Publication nº 91).
 5. DUBBELS, H. *Taschenbuch fur den Maschinenbau*, Springer-Verlag Göttingen, 11. Auflage. 1955.
 6. GROVER, H. J., GORDON, S. A. y JACKSON, L. R. *Fatigue of Metals and Structures*, Bureau of Aeronautics, Department of the Navy (Navaer OD-25-534). U. S. Government Printing Office. 1954.
 7. COLPAERT, H. *Metalografía dos Produtos Siderúrgicos Comuns*, 2ª edicao, Edgard Blucher, Sao Paulo. 1959.
 8. SPRETNAK y SPEISER. *Grain and Grain Boundary Compositions: Mechanism of Temper Brittleness*, Transactions ASM, vol. 43.

ACTIVITIES AT IDIEM'S METALS LABORATORY ABSTRACT.

SUMMARY:

IDIEM's Metals Laboratory research personnel studies industrial problems concerning metallurgical failures, does teaching work both at the "Universidad de Chile" and at the "Universidad Técnica del Estado", and also develops a rather wide spread research program. The present article describes, as an example of the industrial problems worked out, some failures due to fatigue, defective quenching and casting defects.