

REMETALICA

UNIVERSIDAD TECNICA DEL ESTADO - FACULTAD DE INGENIERIA

MARZO 1981

SANTIAGO / CHILE

Nº 2



EDITORIAL

El término del año 1980 nos sorprende con un balance que resulta muy promisorio para el sector metalúrgico nacional.

En lo académico vemos que el desafío que planteó el Primer Congreso Nacional de Metalurgia hace un año, halló eco en la Universidad de Concepción, cuyo Departamento de Ingeniería Metalúrgica se encuentra ya trabajando activamente en la organización de CONAMET 81.

El Congreso Cincuentenario del Instituto de Ingenieros de Minas de Chile, recién terminado en Noviembre de 1980, puso en evidencia que el avance científico y tecnológico del sector metalúrgico chileno se ha puesto ya a nivel competitivo con el sector metalúrgico internacional.

Los optimistas anuncios oficiales en cuanto al paulatino incremento de la producción de cobre en la década del 80, y en cuanto a las nuevas inversiones en la industria minera y metalúrgica vienen a rubricar una perspectiva muy favorable tanto para las perspectivas de fuentes de trabajo, como para el desarrollo profesional en nuestro sector.

El 2º número de REMETALLICA sale a la luz entonces, en un momento en que, con certeza se puede afirmar que más que nunca, en la década que se ha iniciado, la Metalurgia chilena será un activo participante del progreso de nuestro país.

El Departamento de Metalurgia de la Facultad de Ingeniería UTE, hace propicia esta ocasión para desear, a través de esta editorial, los mejores augurios para 1981, a todos los patrocinadores, colaboradores y lectores de nuestra revista.



Dr. Bernd Schulz Eglin

Ingeniero Civil Metalurgista
Prof. Jornada Completa
Departamento de Metalurgia UTE.

ACEROS CON MICROESTRUCTURAS DE FASE DOBLE O DUPLEX

La resistencia, la tenacidad y la ductilidad son las propiedades más importantes exigidas a un acero estructural a no ser que además se someta a servicio en un medio fuertemente corrosivo. Para optimizar estas propiedades mecánicas se tiene el inconveniente que usualmente la resistencia está en una relación inversa con la tenacidad y la ductilidad, esto es, un aumento en la resistencia se logra a costa de las otras propiedades y vice-versa. Esto es así en la mayoría de los casos que involucran desarrollos de aceros por medio de adiciones de aleación y procesamientos relativamente baratos.

Hoy en día aparece una nueva familia de aceros, los aceros de microestructura duplex. En el desarrollo de estos aceros se aplica el concepto "composite" (material compuesto). En ello se obtiene un material con dos fases para optimizar las propiedades mutuamente excluyentes; las ventajas de una fase son incrementadas mientras que sus aspectos menos deseables son simultáneamente

reducidas por la presencia de la otra fase. El tamaño, la distribución, la forma y la cantidad relativa de la segunda fase deciden críticamente el comportamiento mecánico del sistema duplex de fases. Consecuentemente, estas estructuras ofrecen un grado de flexibilidad metalúrgica para obtener un conjunto óptimo de propiedades mecánicas que está ausente en materiales de microestructura de una sola fase y de muchos sistemas con endurecimiento por precipitación. La optimización de la microestructura se obtiene a través de procesos de tratamiento térmico, sin requerir de procesos termomecánicos onerosos, e incluso las transformaciones en el estado sólido aseguran un buen enlazamiento entre las dos fases, lo que es una gran ventaja respecto a los composites producidos artificialmente (fibras de vidrio embebidos en resinas).

Una aplicación exitosa de estos tipos de aceros ha sido en la industria automotriz en piezas tales como parachoques, llantas de ruedas, brazos esta-

bilizadores, etc. Esto es producto de la necesidad imperiosa de disminuir el consumo de combustible por kilómetro, o sea, reducir notablemente el peso de los automóviles. Esta disminución de peso debe lograrse sin menoscabo de la resistencia al choque. El uso de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) parece ser la solución de este problema, ya que ofrecen alta resistencia a menores espesores reduciendo así el peso total de los vehículos. Sin embargo una propiedad vital —la conformabilidad— disminuye rápidamente a medida que aumenta la resistencia del fleje laminado en caliente. La necesidad de superar este problema y el de utilizar aceros HSLA condujo al desarrollo de los aceros de fase duplex. La alta resistencia en aceros con bajo carbono manteniendo altos grados de ductilidad y conformabilidad se consigue con aceros de estructura con fase duplex ferrítico-martensítica. Estos aceros son endurecidos incorporando la martensita, inherentemente resistente, en la matriz dúctil de ferrita. La martensita es el constituyente que resiste la carga y la ferrita aporta su ductilidad al sistema. De este modo se explota la naturaleza de cada uno de los componentes para optimizar las propiedades mecánicas. Como la ductilidad de alargamiento es de gran interés en este sistema, la cantidad relativa de ferrita dúctil debe ser grande.

Los tratamientos térmicos básicos usados para producir la estructura ferrítico-martensítica pueden ser: austenitizar y temprar o normalizar; recocer en el rango de dos fases ferrita más austenita ($\alpha + \gamma$) y temprar. El tratamiento térmico más adecuado varía dependiendo de la composición química y tipo de morfología deseada (ver Fig. 1).

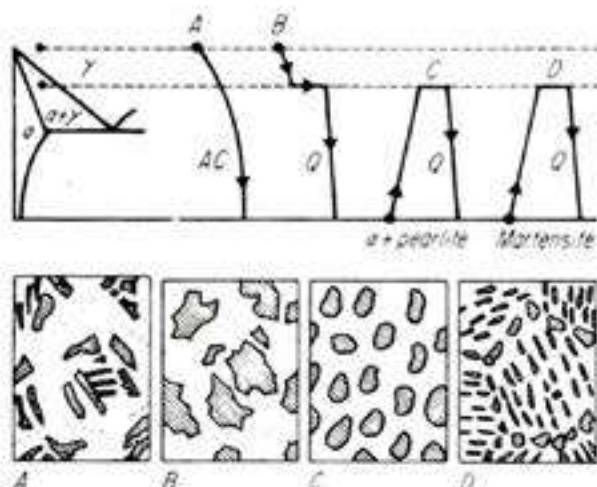


Fig. 1. Aceros de microestructura fase duplex Martensita-ferrita dependiendo del tratamiento térmico. AC = Normalizado, Q = Temple.

En la Fig. 2 se muestra la microestructura típica de un acero con estructura de fase duplex, tal como se observa al microscopio óptico (a) y en el microscopio electrónico de barrido (b). El 80-90% es ferrita poligonal y el 10-20% es martensita con algo de austenita retenida.

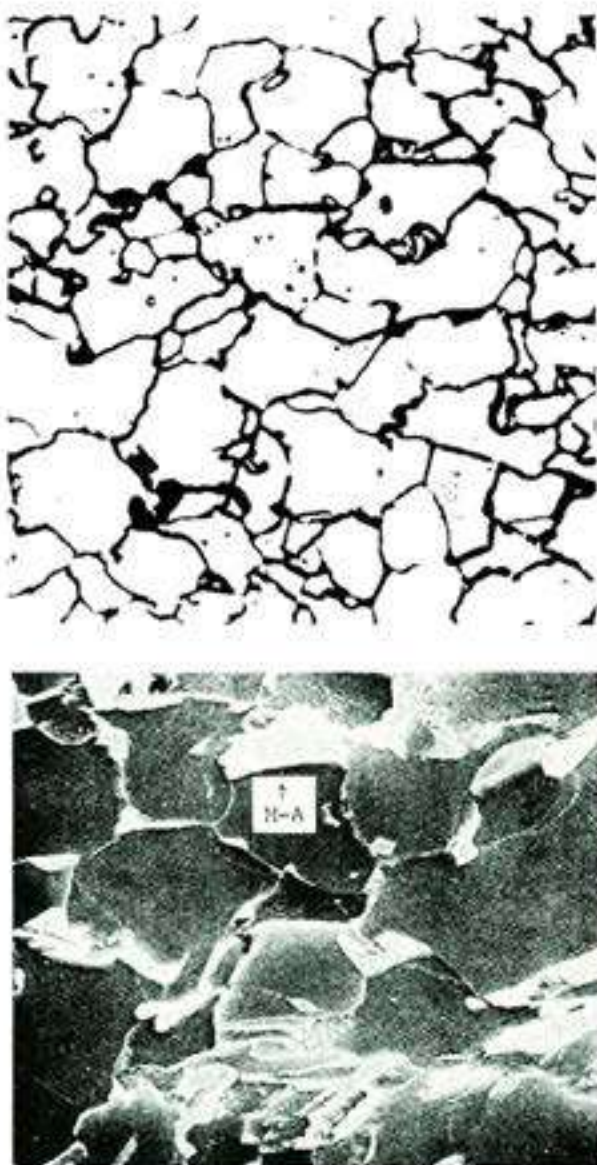


Fig. 2. Microestructura de aceros con fase-duplex con recocido intercrítico a 780°C y enfriado al aire. (a) óptico, (b) microscopio electrónico de barrido.

El atractivo de las estructuras con fase duplex es la posibilidad de un amplio espectro de combinaciones de resistencias y ductilidades dependiendo de la fracción en volumen de martensita que está a su vez determinada por la temperatura

de tratamiento usada en la región de dos fases ($\alpha + \gamma$). La resistencia del acero se puede representar por la relación de volumen

$$\sigma = \sigma_m f_m + \sigma_a (1 - f_m)$$

donde: σ_m y σ_a son las resistencias de la martensita y ferrita; f_m es la fracción en volumen de la martensita. La ductilidad varía inversamente con σ . Se puede ampliar la flexibilidad alterando σ_a por endurecimiento por solución sólida (Mn, Si, etc.) o por precipitación (con elementos formadores de carburos tales como Nb, Ti, V, etc.).

Algunas de las ventajas generales de los aceros duplex ferrítico-martensítico son:

1. La región ferrítica está substancialmente libre de átomos intersticiales (C, N) y de precipitados, pues el tratamiento térmico intercrítico permite que estos átomos se redistribuyan preferencialmente en la región austenítica. Por lo tanto, las dislocaciones permanecen móviles haciendo que esta región, la ferrítica, sea altamente dúctil.
2. La fase martensítica es a la vez resistente y tenaz. Para lograr esto, el contenido de carbono en la martensita se mantiene menor de 0.35%.
3. La interfaz ferrita-martensita es altamente coherente, aumentando la eficiencia de transferencia de carga desde la ferrita a la martensita. No hay formación de carburos en esta interfaz, luego no ocurre decohesión interfacial.
4. Las constantes elásticas de la martensita son iguales a la de la ferrita, lo que resulta en ausencia de concentraciones de esfuerzos en el rango elástico de ambas fases.

También es importante considerar la geometría de la fase martensítica en la matriz ferrítica para un balance óptimo de las propiedades. Una distribución fina (menor tamaño de grano efectivo) y discontinuo es conveniente, (Fig. 1 D).

RESISTENCIA

Las dos propiedades mecánicas más importantes de los aceros de alta resistencia para componentes de automóviles son, el alargamiento uniforme, que ha demostrado ser un buen índice para medir la conformabilidad, y la resistencia máxima a la tracción, que aproximadamente es proporcional tanto al límite de fatiga y a la resistencia al "abollón" (crushing resistance). La resistencia a la fluencia no tiene mucha importancia para estas aplicaciones. La Fig. 3 muestra tres tipos básicos de aceros de alta resistencia. Se puede apreciar la superioridad en todo sentido del acero duplex.

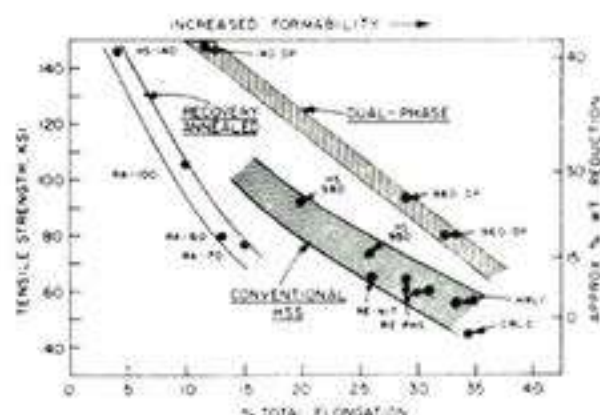


Fig. 3. Gráfico de la resistencia a la tracción versus alargamiento total para tres tipos de aceros: Acero de alta resistencia convencional (HSS), Aceros deformados en frío seguidos de recocido controlado y Aceros fase-duplex. El cálculo aproximado de la reducción de peso se calculó suponiendo que la resistencia a la fatiga es el factor controlante.

Parece haber un acuerdo general en el sentido de que la resistencia del acero duplex es proporcional al contenido de martensita en la estructura. La Fig. 4 muestra los resultados del estudio de una serie de aceros Fe-Mn-C con tratamiento térmico intercrítico en la región $\alpha + \gamma$ y templados para obtener estructuras que contienen distintas cantidades de martensita y ésta con diferentes contenidos en carbono. La resistencia de estos aceros duplex no parece depender del contenido de carbono en la martensita. Aplicando la regla simple de las proporciones en volumen se esperaría que las estructuras obtenidas por temple desde 760°C (aprox. 0.6% C en la martensita) debieran ser bastante más resistentes que las aleaciones templadas desde 820°C (aprox. 0.3% C en la martensita). La Fig. 5 compara los datos experimentales de fluencia con los calculados por la relación de volumen. Diversos autores han mencionado que la relación simple de volumen es correcta sólo para

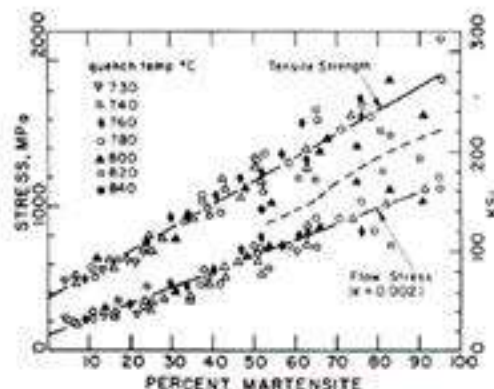


Fig. 4. Esfuerzo de fluencia y resistencia a la tracción como función de la cantidad de martensita en aleaciones Fe-Mn-C.

composites de fibras alineadas y por eso en este caso no concuerdan los valores experimentales con los calculados.

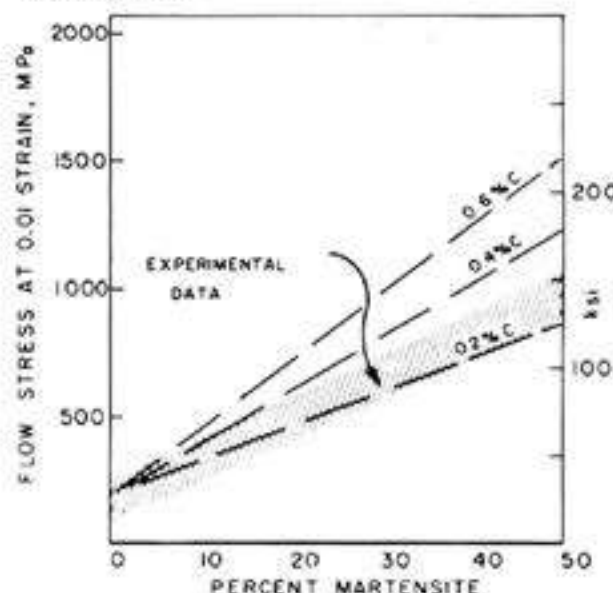


Fig. 5. Resistencia a la fluencia como función de la cantidad de martensita. Región achurada corresponde a datos experimentales. Líneas de segmentos son valores calculados usando la relación de volumen.

Una característica notable de estos aceros es el hecho que su estructura promueve la fluencia continua, esto significa que se evita el problema de la formación de bandas Lüders durante el conformado plástico. La Fig. 6 compara las curvas del ensayo de tracción para aceros HSLA con su típica fluencia discontinua, y la de un acero de fase duplex que muestra la fluencia continua y el rápido endurecimiento por deformación como

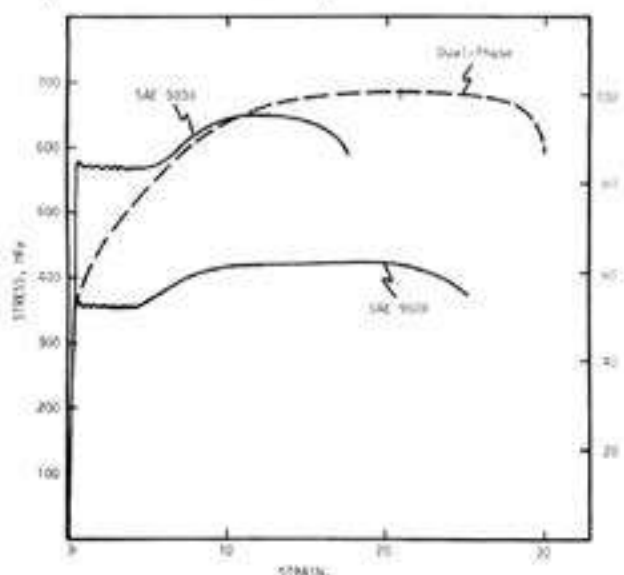


Fig. 6. Curvas típicas para aceros SAE 950x y 980x y un acero de fase duplex recocido intercríticamente.

también su mayor alargamiento. El acero duplex se comporta como un acero de baja resistencia con 27 a 34 Kg/mm² de fluencia durante el proceso inicial en las operaciones de conformado, aumentando su resistencia después de cada operación llegando a resistencias típicas de 55 Kg/mm² de fluencia.

DUCTILIDAD

De un estudio en una serie de aceros con fase duplex que contenía hasta 30% de martensita se concluyó que la ductilidad del composite es sensible a la resistencia y ductilidad de la matriz. En particular la ferrita debe ser tan resistente como sea posible y aun tener alta ductilidad, en general mientras mayor la resistencia menor la ductilidad. Sin embargo, en hierro con bajo contenido de intersticiales (carbono y nitrógeno) la ductilidad es prácticamente independiente del tamaño de grano, o sea, de su resistencia. El tratamiento intercrítico asegura una ferrita con bajo contenido de intersticiales, ya que los átomos de carbono y/o nitrógeno se acumulan preferencialmente en las regiones austeníticas.

La adición de algunos átomos sustitucionales de soluto puede ser beneficioso a las propiedades del acero de fase duplex, ya que aumentan la resistencia proporcionalmente más de lo que reducen la ductilidad. La Fig. 7 muestra la superioridad del Silicio respecto al Fósforo en este sentido. Por esta razón una de las composiciones sugeridas para acero de fase duplex es Fe-2Si-0.1C. Nótese que en todos los casos interesa el compromiso resistencia/ductilidad. Cada propiedad por sí sola como función de la microestructura o composición es de relativamente poco significado de un punto de vista práctico y también básico. Esto significa que interesa la ductilidad a una resistencia dada. La construcción de Considère permite encontrar el límite de la deformación uniforme, que es el punto de balance entre el ablandamiento geométrico (reducción fraccional de área) y el endurecimiento por deformación $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$. Luego mejores combinaciones de resistencia/ductilidad implica mayor endurecimiento por deformación en la región cerca a la inestabilidad plástica. La Fig. 8 muestra las curvas esfuerzo-deformación con sus respectivas relaciones endurecimiento por deformación versus deformación uniforme para varios aceros. Las curvas $\sigma-\epsilon$ para aceros convencionales se intersectan con esas relaciones a menor valor de resistencia/ductilidad, lo que indica que los aceros de fase duplex tienen superior combinación de resistencia y ductilidad debido a su mayor endurecimiento por deformación.

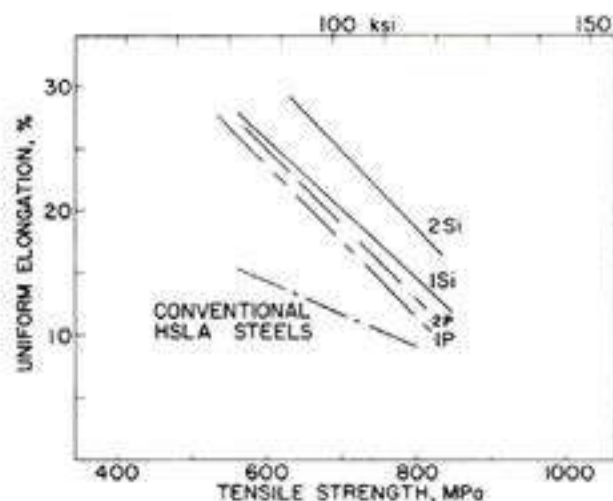


Fig. 7. Comparación del alargamiento uniforme como función de la resistencia a la tracción tanto para aceros de fase duplex conteniendo Si y P.

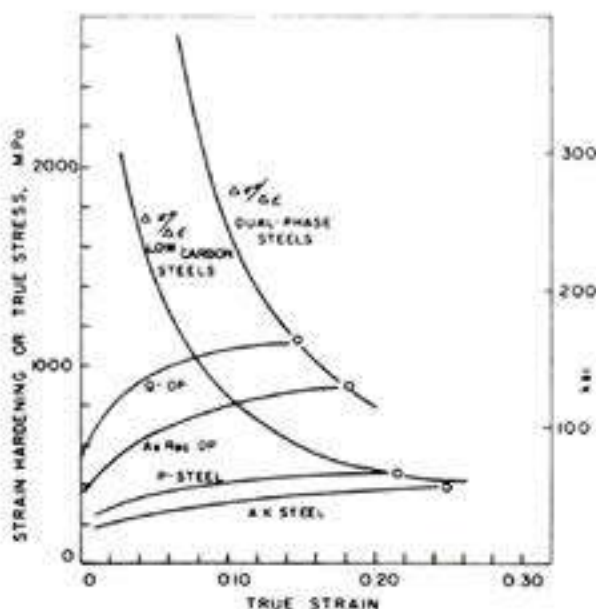


Fig. 8. Curvas de endurecimiento por deformación versus deformación, superpuestas a las curvas de esfuerzo versus deformación, que definen el alargamiento uniforme con el círculo en las intersecciones respectivas.

PROCESOS DE FABRICACION DE ACEROS DE FASE DUPLEX

En los laboratorios de la Climax Molybdenum se han llevado a cabo recientemente algunos estudios para la obtención comercial de los aceros de fase duplex, tales como procesos de normalizado intercrítico continuo y también obtención de estos aceros directamente de laminado en caliente.

Normalizado continuo:

Se obtuvieron aceros con estructura de fase duplex usando composiciones de 0.08-0.11% C, 1.25-1.50% Mn, 0.45-0.60% Si y 0.10-0.15% Mo partiendo del producto rollos laminados en caliente de espesores 2.5 mm y tiempo de tratamiento intercrítico de 15 seg a 3 min a temperaturas entre 790 y 830°C, enfriando al aire (5°C/seg) y enfriamiento forzado (28°C/seg) si la composición está al lado bajo del rango de composición.

El tamaño de grano ferrítico resultó de 12 ASTM ó 6 μ a 790°C y 10.5 ASTM ó 10 μ a 830°C. Las islas de martensita llegaron a cubrir hasta un 20% de la estructura incluyendo en ellas alrededor de 6% de austenita retenida. La resistencia a la tracción resultante es de 62 a 70 Kg/mm², y alargamientos totales de 26 a 31%. Paralelamente a estos experimentos se ensayaron aceros de composición semejantes pero sin contener molibdeno y se observó que con los tratamientos mencionados no se logró la formación de la microestructura de fase duplex.

En condición de laminado en caliente:

El interés de poder producir este acero sin



INDESA S.A.
ACEROS ESPECIALES

Industria con 45 años de experiencia en Fundición en Hornos Eléctricos.
Trabaja con: Normas A.S.T.M.-D.I.N. y Especificaciones de Clientes.
Produce repuestos para la Minería, equipos para Movimientos de Tierra, repuestos para Chancadoras de Mandíbula, y una gama amplia de Aceros al carbono, especiales, inoxidables y refractarios.

CONTROLES DE CALIDAD

Espectrometría - Composición química.
Tratamientos Térmicos con controles automáticos. Metalografía.
Asesoría Metalúrgica externa.

**UNA INDUSTRIA DE ACERO
AL SERVICIO DE LA MINERIA**

OFICINAS Y FABRICA:
Carlos Saiz Nº 086 (Carrasral)
Fono 733450 - Casilla 13157

cambio en las instalaciones existentes en la planta siderúrgica que produce habitualmente aceros HSLA en condiciones de laminado en caliente, o sea, sin tener que agregar una línea adicional de tratamiento térmico, llevó a desarrollar una composición y un procedimiento de elaboración para un acero con fase duplex en condición de laminación.

Los principios que sirvieron de base para este desarrollo son las características de transformación durante un enfriamiento continuo (TEC) de un acero de baja aleación y bajo carbono. Estas características especiales del TEC son las siguientes:

1. Una curva-C alargada de transformación a ferrita, o sea, la posibilidad de formar grandes cantidades de ferrita poligonal en un rango razonablemente amplio de velocidades de enfriamiento sobre la mesa de despliegue del acero laminado.
2. Una nariz perlítica suficientemente alejada para evitar su formación durante el enfriamiento hasta la temperatura de embobinado o enrollado.
3. Una alta temperatura de término de formación de perlita para evitar la formación de ésta después del enrollado a temperaturas hasta 620°C y
4. Un claro entre las regiones de formación de ferrita poligonal y ferrita bainítica para proveer por lo menos un rango de 75°C dentro del cual no haya transformación, permitiendo así embobinar el acero sin o con muy poca influencia de las variaciones prácticas de temperatura que ocurren usualmente en la producción. Además es importante que no ocurra precipitación de cementita bainítica durante el lento enfriamiento de los rollos luego que se formó la ferrita y evitar la formación de bainita para que la austenita se transforme recién a más bajas temperaturas a martensita. Esto se logró al observar que en los aceros aleados con Mn, Si, Cr y Mo se tiende a estabilizar las regiones austeníticas enriquecidas en carbono por la precipitación previa de la ferrita, promoviendo así la formación de martensita. Un acero apropiado a estas condiciones tiene la siguiente composición:

0.065% C máx., 1.20% Mn; 0.90% Si, 0.60% Cr, 0.40% Mo 0.040% Al mín., 0.0080% N máx., 0.0080% P mín., 0.0080% S máx. y adiciones de Zr o elementos de tierras raras para el control de la forma de las inclusiones. El diagrama TEC para una austenita sin deformación se muestra en la Fig. 9. Se debe dejar constancia que las velocidades críticas de enfriamiento derivadas del diagrama TEC no se pueden aplicar directamente al caso de laminación, ellas deben ser corregidas tomando en cuenta la influencia que tiene la fuerte deformación en correr el diagrama hacia la izquierda (acelera las transformaciones). Datos experimentales con probetas de laboratorio indican que el

corrimiento es de 2 a 3 órdenes de magnitud. También se observó que la austenita deformada se transforma a una mayor cantidad de ferrita que el indicado por el diagrama TEC de austenita no deformada.

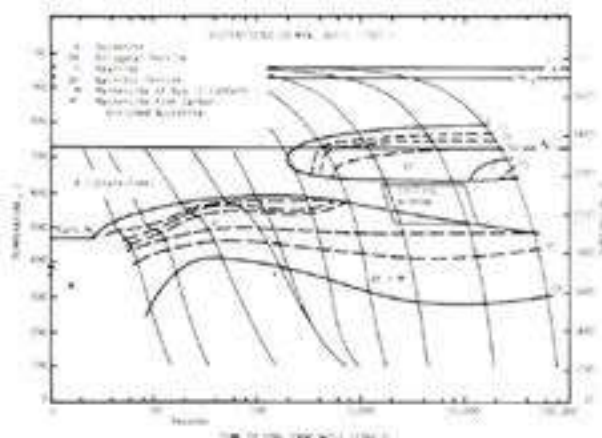


Fig. 9. Diagrama de enfriamiento continuo para acero sin deformar de la siguiente composición: 0.065% C, 1.19% Mn, 0.87% Si, 0.38% Mo, 0.61% Cr.

La Fig. 10 muestra una representación esquemática sobrepuesta al diagrama TEC para un proceso de obtención del acero con microestructura con fase duplex en condición de laminado en caliente. Las propiedades mecánicas logradas fueron de 64 a 70 Kg/mm² de resistencia a la tracción con un alargamiento uniforme de 12 a 150%.

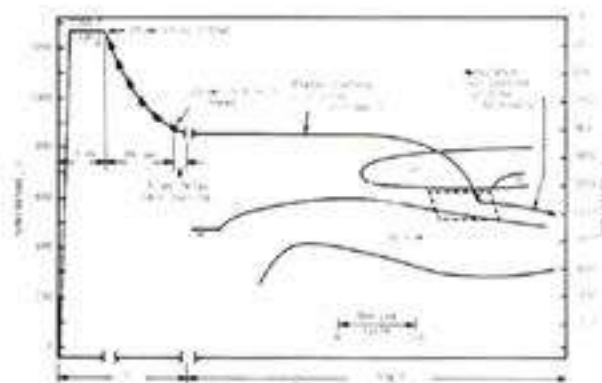


Fig. 10. Representación esquemática de una simulación de laboratorio para el proceso de laminado en caliente.

REFERENCIAS:

- Kao, Rao y Thomas, Metal Progress, Septiembre 1979 p. 17.
- Hayami, Furukawa, Microalloying 75, p. 311 Unión Carbide Corporation 1977.
- Morrow y Tither, Journal of Metals, Marzo 1979 p. 17.
- Coldern y Tither, JOM, Abril 1978 p. 6.
- Davies y Magee, JOM, Noviembre 1980 p. 67.

APENDICE

Es conveniente aclarar algo la obtención de la estructura duplex ferrita-martensita en los procesos industriales; especialmente congeniarlo con los diagramas de transformación en enfriamiento continuo.

La Fig. 1 permite explicar las influencias de la velocidad de enfriamiento y la de la temperatura de recocido intercrítico, sobre la cantidad de martensita formada en acero de fase duplex. Es necesario considerar la transformación de la austenita rica en carbono que se forma durante el recocido intercrítico. Para un contenido dado de manganeso la velocidad rápida probablemente justo evita las narices perlíticas y bainíticas tal como lo muestra el diagrama A, resultanto un acero ferrítico-martensítico.

En cambio una velocidad lenta de enfriamiento interseca el diagrama TEC en la región ferrita-perlita y bainita antes de formar martensita. Si se usa una mayor temperatura de recocido intercrítico el contenido de carbono en la austenita disminuye y el diagrama TEC se desplaza hacia la izquierda como lo muestra la Fig. 1B, o sea, la austenita exhibe menor templabilidad, luego la velocidad de enfriamiento crítico para formar martensita es mayor.

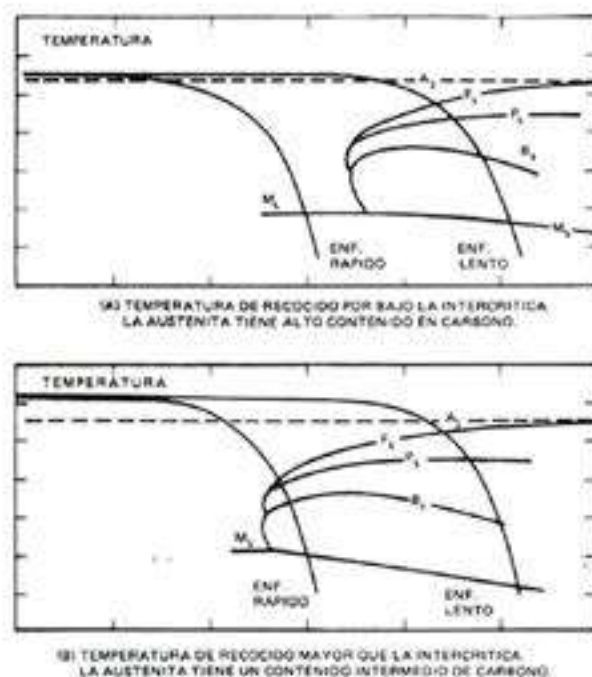


Fig. 1.

Algo distinta es la situación en la producción de aceros con estructura duplex directamente de

laminaación, pues los diagramas TEC de las Figs. 9 y 10 parecen predecir que durante el enfriamiento a continuación del enrollado se formaría bainita y no martensita. Esta conclusión sería acertada si el enfriamiento del acero es realmente continuo y no incluyera un cambio tan pronunciado hacia una velocidad de enfriamiento mucho más lenta a consecuencia del enrollado (ver Fig. 10). Este enfriamiento tan lento estabiliza la austenita a tal extremo que la B_s (comienzo de la bainita) se desplaza a temperaturas inferiores a la M_s . Esta estabilización es función del contenido total de carbono tal como lo muestra la Fig. 2. En aceros con contenidos de carbono menores de 0.06% C se forma muy poca bainita en el acero enfriado después de enrollado a 595°C. Esta estabilización de la austenita es consecuencia del pronunciado enriquecimiento en carbono de la austenita en contacto con las regiones de ferrita poligonal que se extiende intensamente en la región austenítica por el muy lento enfriamiento.

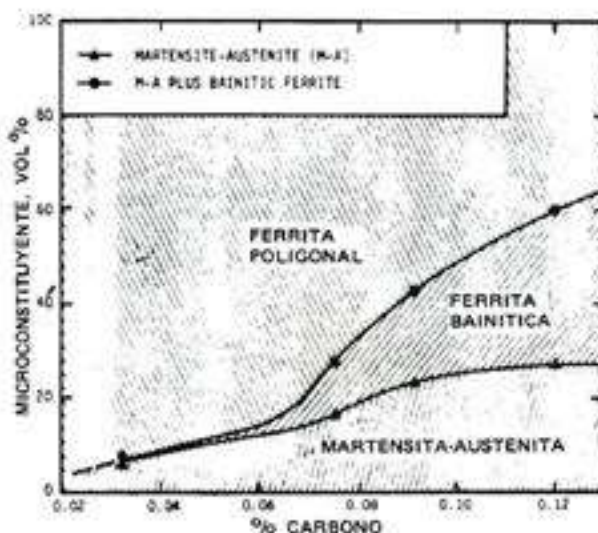


Fig. 2. Efecto del contenido de carbono sobre las proporciones de microconstituyente. Acero enrollado a 595 C.

REFERENCIA

Formable HSLA and Dual-Phase Steel A.T. Davenport Met. Soc. AIME 1979.

Ramón Hernández Pavez:

La Universidad busca madurez en su quehacer Académico



- Vicerrector Académico de la UTE explica cómo se ha logrado solidez en docencia e investigación afianzando tanto ciencia básica como aplicada.

A sí como no oculta su origen pencopolitano, Ramón Hernández Pavez enseña con orgullo su pertenencia a la Universidad Técnica del Estado. A los 42 años de edad y con hijos que ya se asoman como alumnos de aulas superiores, luce una trayectoria de 29 años "con la camiseta de la UTE puesta". En 1951 ingresó a la Escuela Industrial de Concepción, en la especialidad de mecánica, cuando aún la Universidad Técnica estaba sólo en el papel, y luego de un año de egreso, trabajo y estudio vespertino, continuó en el grado técnico en 1956, para posteriormente viajar a Santiago a terminar Ingeniería Industrial Mecánica (1961). Un año más tarde se integró como profesor de jor-

nada completa en la Escuela de Ingenieros Industriales.

—De eso hacen ya 18 años, cuando comencé en la docencia en el Departamento de Física. Entre 1963 y 1965 estuve con una beca Unesco en el Centro Latinoamericano de Física, en Brasil, y entre 1967 y 1971 cursé mis estudios de doctorado en el Departamento de Física de la Universidad de Toronto, Canadá. Actualmente llevo siete años como Vicerrector Académico, desde que el cargo fuera creado como tal en enero de 1974. Si sacamos cuentas resulta que he pasado más de la mitad de mi vida en la UTE, en una entrega de mucho amor y donde he recibido todo.

Recibió a nuestra revista en un alto entre la primera y segunda parte de la actividad dia-

ria. No eludió a ninguna respuesta. No acostumbra hacerlo ni como autoridad del plantel, ni como docente, ni menos en el diálogo con colegas y funcionarios. Este es el tenor de nuestra entrevista.



por Sergio Prenafeta Jenkin

Un balance positivo

Hagamos un balance de lo andado por la UTE en los últimos ocho años. Lo positivo y los escollos del camino en el área académica.

—En términos académicos y en un balance sucinto me interesa recalcar la docencia, la evaluación del personal académico, el robustecimiento a la investigación, el equipamiento, la oficialización de los planes de estudio y el perfeccionamiento académico.

Quiero explicar mis puntos de vista. La docencia se reguló y se hizo un hábito establecer programas regulares con respecto a un calendario programado de actividades. Esta iniciativa de orden hizo pronto más eficiente el trabajo académico, y aunque parezca increíble, hasta entonces no existía un calendario de este tipo que estandarizara las actividades mes a mes con el fin de dar coherencia al desempeño académico. Muchas de estas iniciativas fueron plasmadas en el Reglamento de Régimen de Estudio puesto en vigencia el primer semestre de 1974.

“La evaluación de los académicos es otra de las metas cumplidas. Entre noviembre y diciembre de 1973 establecimos un primer cuerpo de disposiciones, que entraron en vigencia en 1974 junto con la Escala Unica de Remuneraciones, haciendo justicia a los merecimientos del personal. Posteriormente, en 1977, la rectoría propuso una revisión de estas normas, lo que dio como resultado un nuevo proceso de evaluación. Muchas de las ideas que llevamos a ejecución en 1973 eran ya analizadas durante los años anteriores, pero por razones que desconozco nadie quiso ponerlas en ejecución.

¿Cómo fueron recibidas ambas iniciativas por los académicos?

—En un primer momento hubo contrastes. Surgieron opiniones a favor en tanto otros creyeron que con la evaluación perderían posiciones. Sin embargo, a poco de operar, se vio que no cometía injusticias con nadie sino daba a cada cual lo suyo. La segunda etapa se dio en medio de una coyuntura muy especial, ya que el Gobierno había dispuesto recursos adicionales para las universidades, lo que aprovechó la UTE para mejorar algunos aspectos de la primera evaluación.

¿Qué sucedió, entretanto, con la investigación científica?

—En términos generales, apoyamos y robustecimos la tarea de investigación, generándose un ambiente y un espíritu de trabajo dentro de la Corporación.

La tarea no fue labor de un día y recién ahora podemos decir que hemos alcanzado madurez. Hemos establecido un sistema para calificar los trabajos, evaluar sus resultados, conceder financiamiento y equipos, publicar, etc.

A propósito de equipos de trabajo, ¿qué se ha hecho sobre el particular para modernizar docencia e investigación?

—La Universidad estuvo ligada a un préstamo con el Banco Interamericano de Desarrollo desde 1967, por un monto de cinco millones de dólares. Buena parte de él fue asignado para la compra de equipos, gran parte de lo cual ya se encontraba en el plantel hacia 1974. Sin embargo, no se había diseñado la infraestructura para su instalación y



La Universidad ha fortalecido su docencia de pre y postgrado en los últimos ocho años, sostiene el Vicerrector Académico, que aquí clausura un curso regular de perfeccionamiento.

uso intensivo. Dicho paso lo dimos ese año y en 1975 ya estaban prestando servicios tanto en la capital como en las sedes. Dimos entonces un presupuesto adicional para que todo quedara funcionando. Al año siguiente se mantuvo el mismo ítem pero dedicado a incrementar equipos, llegando dos años más tarde a un presupuesto significativo en ese rubro, dando especial apoyo a las unidades que no habían sido beneficiadas con el convenio BID-UTE. Esta etapa no ha alcanzado el máximo de su realización pero está en vías de lograrlo. Son las sedes y las facultades las que ponen prioridad a sus requerimientos, de modo que nuestra decisión es fácil y expedita.

En el área de los planes de estudio, ¿cuáles han sido las medidas adoptadas bajo su gestión?

—En este rubro se ha realizado una tarea fatigosa, ya que por razones de interpretación de las leyes que regían la autonomía universitaria, en la UTE se aprobaban planes internamente sin el conocimiento y sanción de la Contraloría. Optamos por revisar todo el proceso, carrera por carrera, y regularizamos el sistema de tal forma de entregarle eficiencia al otorgamiento de títulos. Quedaron algunas tareas por cumplir y estimo, sinceramente, que no será posible concluir esta tarea con éxito por la dificultad de homologar carreras que ya no se dan en la Universidad.

¿Cuál es el balance para el perfeccionamiento académico?

—Resulta relevante señalar, frente a esta consulta, el trabajo continuo que se ha tenido con el perfeccionamiento académico, motivado en buena parte por la evaluación académica a que hice

mención. Definimos el perfeccionamiento en términos de prioridades, privilegiando aquellos programas que conducen a un título o grado. Actualmente tenemos unas cincuenta personas becadas en el extranjero en programas de postgrado, con un esfuerzo grande y significativo de parte de la Universidad. Esto ha determinado que nuestro cuerpo académico sea mucho más solvente y de mayor formación, al mismo tiempo que ha permitido la incorporación de nuevos académicos a la Universidad.

“Yo quiero subrayar mi convicción de que la UTE debe estar atenta para ofertar, en forma permanente, programas de perfeccionamiento a sus egresados. Una cosa son los programas que entregan conocimientos instrumentales para ejercer una carrera con solvencia, y otra son las facilidades para permitir la vuelta y el reciclaje de los profesionales a embeberse de los avances de las distintas disciplinas”.

Los caminos de la Universidad

Todo andar supone un rumbo. ¿Tiene la UTE una política de expansión académica y física a mediano plazo? ¿Hacia dónde camina la Universidad: a fortalecer su ciencia básica, a incrementar su ingeniería, a robustecer los estudios generales?

—La UTE no tiene una política de expansión, sino trabaja hoy para cimentar y consolidar lo que ya posee, con el propósito de hacerlo bien. Nosotros recibimos una universidad expandida, y ese exceso provocó una nivelación hacia abajo. Hemos consolidado lo bueno y mejorado lo débil. Por eso se diseñó en 1975 lo que se llamó “Algunas ideas para una política de desarrollo académico”. Básicamente, allí se decía que existen

recursos escasos y hay que priorizar el énfasis del crecimiento. Se determinaron así las áreas prioritarias para el desarrollo de la Universidad. Por ejemplo, se dijo que Punta Arenas debería robustecer la línea del petróleo y la petroquímica. Todas las sedes tuvieron una definición sin que nosotros presionáramos para que cada una de ellas se especializara en tal o cual sentido. Esta política permitió un desarrollo bastante acentuado de las sedes.

“Respecto de los grandes sectores que usted señala en la pregunta, yo diría que nos preocupan todos. Nos interesa el desarrollo de la ingeniería, pero para ello necesitamos de una ciencia básica sólida. Por ese motivo se creó la Facultad de Ciencia, aunando los recursos humanos disponibles en ese momento en el plantel. Con ella nacieron a su vez el cultivo de otras disciplinas. Sin embargo no nos quedamos allí. Pusimos igual énfasis en darle apoyo a la Facultad de Estudios Generales.

Usted se ha referido a las sedes. Aparte de los avances materiales, las sedes aparecen como entes pasivos. ¿Están esperando que la regionalización las libere de la Casa Central para seguir independientes? ¿Se fusionarán algunas con sedes de otros planteles? ¿Desaparecerán o se incrementarán algunas áreas?

—Es cierto que se han producido avances materiales, sin embargo sobre regionalización universitaria aún no hay algo definitivo. De allí que mientras sean las sedes de la UTE, les brindaremos nuestro mayor apoyo. No sabemos que desaparezca ninguna de las ocho sedes, sin embargo cualquiera que sea el cambio que se opere, haremos un gran aporte al país si entregamos sedes bien cimentadas. La regionalización no es lo que nos mueve a hacer mayores o menores avances en nuestras sedes.

Programas de Postgrado

La Universidad ha creado programas de Magister en algunas áreas. En Matemática, en cambio, pareciera que están dadas las condiciones para crear un doctorado. ¿Cuáles son los planes al respecto?

—Se ha dado gran impulso a los programas de postgrado en los últimos años. La UTE realiza este tipo de programas cuando estima que están dadas las condiciones para ello y cuando existen medios y recursos humanos para mantenerlos. Los programas de doctorado, en este sentido, están en nuestras metas y cuando podamos los vamos a implementar. En términos genéricos, todas las universidades esperan contar con programas de doctorado, cuya realización no deja de tener algunas complejidades puesto que los objetivos son aquí la formación de personas capacitadas para realizar investigación por sí mismas y ponerse a la cabeza de equipos de investigación. Esto requiere tener profesores con mucha tradición y solvencia, capaces de imprimir un sello a los doctorandos. Nosotros tenemos personal capaz y brillante, pero todavía no con la madurez necesaria para poner en marcha un doctorado, el que no sólo puede partir en matemática sino también en química.

Asistencia Técnica

La Universidad mantiene positivas relaciones con organismos como la OEA y unas tres universidades de prestigio internacional, entre ellas la de Columbia, en Nueva York, en tareas de asistencia técnica y académica.

Sin embargo, y frente a planteles de similar tamaño en el país, la UTE aparece como desvinculada de la asistencia técnica internacional. ¿Cuál es la política del plantel sobre el particular a mediano y largo plazo?

—Yo no creo que se pueda tener hoy una política definida en materia como las que usted plantea, por cuanto venimos saliendo de una larga y pesada jornada de afianzamiento interno. Porque no se trata de tomar a saco la asistencia técnica que está en oferta, para incorporarla a la Universidad, sino que es necesario preparar a nuestra Universidad para que la asistencia venga con alta productividad. Hoy estamos en condiciones de ser más agresivos que hace seis años atrás, para incorporarnos a programas de este tipo. La preocupación por estos problemas los lleva, con muy buenas perspectivas, la DICYT.

Algunos cupos de carreras quedarán suspendidos temporalmente para admisión '81, para tornarse cíclicos. Así como aminora el ingreso en éstas, ¿se abren nuevas opciones a carreras completas?

—Tenemos, efectivamente, un estudio de la realidad para 1981. Incrementaremos los cupos en algunas carreras —ingeniería mecánica por ejemplo— y mantendremos altos otros, como es el caso de computación. En otros, en cambio, podemos ofrecer cupos reducidos por lo que hemos resuelto ofrecerlos alternados.

La Universidad, en cambio, disminuyó físicamente su superficie en el decenio...

—En su área física sí. Es significativo el hecho de que la UTE estaba presente en muchas ciudades del país, sin que allí

existiera ni recurso humano ni infraestructura para cumplir el fin mismo de la Universidad. Era una presencia "inflada" y, a la postre, irresponsable. Se suprimieron entonces los tecnológicos de Arica, Calama, Vallenar, Ovalle, San Antonio, Rancagua, San Fernando, Linares, Chillán, Lota, Angol, Castro, Coyhaique y Aisén. Hoy no tenemos menos alumnos que entonces pero, en cambio, el status de la docencia es significativamente superior.

Preocupación oceánica

Cuatro sedes —Antofagasta, La Serena, Tecnológico de Puerto Montt y Punta Arenas— tienen sus patios mirando al mar de Chile. ¿Qué está haciendo la Universidad por indagar la potencialidad del océano, tanto en investigación como en formación de recursos humanos?

—En esa área la Universidad Técnica tiene poco desarrollo. Sin embargo hay algunos avances y también razones de por qué estamos donde estamos. Antofagasta tiene dos centros universitarios ocupados en los problemas del mar, y en La Serena funciona un centro de la U. del Norte que se ocupa a fondo del tema. Asumir nosotros tareas formativas y de investigación sería duplicar esfuerzos. Sin embargo, estamos haciendo una importante labor en el Tecnológico de Puerto Montt, dependiente de la sede Valdivia, a través de la carrera de pesca. La investigación se ocupa allí de cultivos artificiales y pesca oceánica y de agua dulce, en Huelmo y Río Pescado, respectivamente. Nuestra meta es llegar a transformar a Puerto Montt en el gran núcleo de desarrollo del mar de la UTE. Esto nos llevará tiempo y requiere de recurso humano, material y de tradición. En este momento

hay un académico de Puerto Montt visitando la Universidad de Oregón, en Estados Unidos, y otro participa en un encuentro internacional, ambos vinculados a cultivos marinos que interesan a la UTE.

"En Santiago, como se sabe, tenemos un proyecto conjunto con la Universidad Católica de Chile vinculado al estudio de productos químicos factibles de obtener en algas litorales. El equipo que conduce el proyecto ha hecho interesantes publicaciones sobre los resultados de sus hallazgos, que indudablemente beneficiarán a la economía del país".

Demanda de profesionales

¿De qué forma la UTE se informa de la demanda de profesionales por áreas, con el propósito de adecuar la entrega de éstos año a año?

—Es un tema difícil de abordar porque no existen parámetros fijos a qué atenderse. Nosotros estamos observando permanentemente las metas a las cuales se encamina el país y los altibajos que ocurren con éstas. Por ejemplo, nos preocupa cómo vamos a atender la demanda de ingenieros, constructores civiles, profesores y otros profesionales, con la expansión de la actividad minera en la cuarta región. Esas son demandas reales a mediano plazo. El mismo precio del cobre, con sus oscilaciones internacionales, influye en un determinado momento en la fijación de criterio para ciertas carreras del área ingeniería. En otro sentido, es la propia comunidad la que fija prioridades. Por ejemplo, nos ocurrió con la carrera de geomensura en Antofagasta y Copiapó, cuyos cupos no se llenaron. No hubo interés de los jóvenes por postular a esa ni a carreras simi-

lares de otros planteles. Los estudios predictivos que suelen hacerse, con criterios científicos más rigurosos, pierden luego vigencia. Creo que en Chile formamos, en general, más profesionales que los que puede absorber el sistema, y eso quiero interpretarlo como algo positivo y no como motivo de frustración, ya que el hecho de que exista gente con mejor formación en puestos diversos del país, eleva automáticamente la calidad de los servicios que se prestan y sustituye al aprendiz o al autodidacta a lugares inferiores.

Lo técnico en la Universidad

Se dice que el adjetivo "técnico" le restaría presencia a la Universidad, frente a sus pares. ¿Le preocupa este asunto?

—Así como el hábito no hace al monje, tampoco el nombre hace a la Universidad. De allí que no me importa que por llamarse técnico se le considere a la UTE más o menos. Yo creo, y quisiera que así fuera, que se le mirara a la UTE por su trabajo, por los profesionales que produce, por la investigación que publica, por la aceptación nacional e internacional de ésta, por los servicios que presta al sector productivo. Creo más en lo que somos capaces de hacer y no en la limitante de un adjetivo más o menos en el nombre del plantel. Si logramos que la Universidad sea realmente de excelencia, pierde toda importancia cómo se llame ésta.

Con la camiseta puesta

Todo quehacer produce satisfacciones pero también deja sinsabores. ¿Cuáles han sido los

momentos más altos para ambos extremos?

—Me resulta difícil evaluar estos altos y bajos. Cuando asumimos este cargo, había tanto por hacer que no nos impusimos descanso. Sin embargo aún queda mucho trabajo por delante. Por eso que en lo profesional y sintiéndome hijo de esta Casa, estoy agradecido con ella porque me ha permitido entregarle lo mejor de mí. Por eso que no puedo pensar siquiera que hayan existido sinsabores, ya que lo que he hecho como alumno primero y luego como académico y vicerrector, lo he sentido y realizado con mucho amor.

El Vicerrector Académico es doctorado en Física. ¿Hay algún minuto para la investigación en dicha especialidad? ¿Está conforme con la docencia que está haciendo?

—Lamentablemente no ha existido un minuto para la investigación porque ésta requiere reflexión sobre el tema, profundidad y continuidad en el quehacer. Las responsabilidades que asumí no me permiten vestir de nuevo el delantal en un laboratorio, sin embargo, en la medida de que algo haya hecho por la Universidad, creo que vale la pena haber sacrificado todo. Docencia no realizo actualmente en la Universidad, pero sí hago clases de física en la Academia Politécnica Aeronáutica, de mecánica racional en la Academia Politécnica Militar, y de física moderna y mecánica estadística, en forma ocasional, en la Licenciatura en Física Aplicada de la UTE. Estudio permanentemente y haciendo clases me siento feliz y realizado. Creo que es sabía la máxima que para alumbrar hay que dejarse quemar, y la docencia es un camino para ello.

INDUSTRIA ACERERA: PRESENTE Y FUTURO



Hernán Cuadro E.
Ing. Civil Metalúrgico

La producción de hierro y acero en esta década está fuertemente determinada por la necesidad de reducir el consumo de energía, lograr alta productividad y alto grado de racionalización del trabajo, así como también por una creciente demanda de productos con mejores propiedades mecánicas.

PRODUCCION DE ARRABIO

Los importantes avances alcanzados en los últimos años en la tecnología del alto horno han sido dirigidos **principalmente** a lograr un aumento de su rendimiento, una disminución del consumo de coque y al control y regulación del proceso.

Algunos de los adelantos más sobresalientes son:

1. Mejoramiento en la clasificación del mineral.
2. Homogeneización del mineral mediante el uso de mezcladores.
3. Construcción de altos hornos a contrapresión de hasta 4 bar en el tragante.
4. Mejor distribución de la carga en el alto horno con el uso de tragantes de nuevo diseño, principalmente el cierre de tragante sin campana (tipo Paul Wurth).
5. Aumento continuo del porcentaje de sinterizado y pélets con altos contenidos de hierro de fácil reducción. La Fig. 1 muestra los consumos de coque y mineral aglomerado (pélets y sinterizado) en Alemania Federal y Japón.

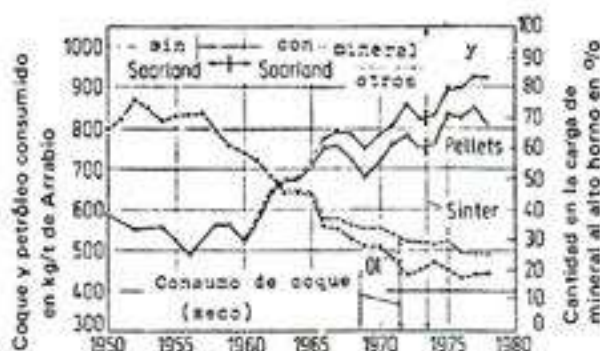


Fig. 1. Consumos de coque, petróleo, pélets y sinterizado en los altos hornos de Alemania Federal.

6. Introducción de otros reductores (diferente de coque) a través de las toberas.
7. Aumento de la temperatura de viento insuflado sobre 1200° C.
8. Se ha aumentado paulatinamente el diámetro de crisol de los altos hornos existiendo hoy hornos de 11 a 15 m de diámetro de crisol, principalmente en Japón y Unión Soviética.

La Fig. 2 muestra el aumento de la producción diaria de arrabio y del diámetro de crisol del alto horno, desde comienzo de este siglo. Hornos de 14 m de diámetro de crisol producen hoy más de 10.000 t de hierro por día, esto es, un rendimiento específico de aproximadamente 70 t/m² por día. Junto con el crecimiento específico de los altos

hornos, han crecido las plantas de sinterizado, algunas tienen, hoy en día, superficie de aspiración de hasta 600 m² y rendimientos de hasta 27.000 t/día. Para altos hornos de gran diámetro de crisol, el consumo de coque es de aproximadamente 460 Kg/t de arrabio (más petróleo). La automatización juega también hoy un importante rol en el alto horno, principalmente en el control automático de todos los flujos de materiales.

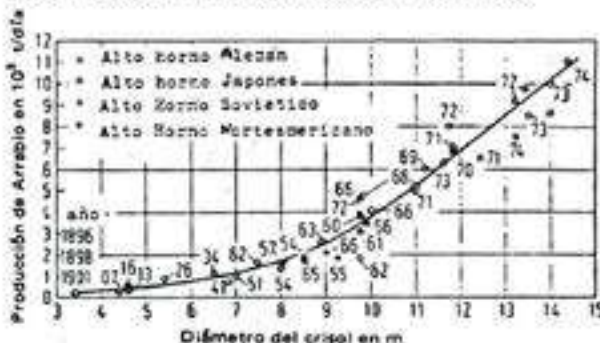


Fig. 2. Aumento del rendimiento del Alto Horno con el aumento del diámetro del crisol.²

Los avances en la tecnología del alto horno tienen una fuerte influencia en los procesos de extracción, clasificación y concentración del mineral de hierro. La necesidad de tener cargas para el alto horno cada vez más ricas en hierro obliga en el último tiempo a la construcción de modernas plantas de molienda, clasificación, separación y concentración por gravedad o magnética del mineral, obteniéndose un producto fino con un alto porcentaje de hierro que luego se sinteriza o peletiza de acuerdo a su granulometría. Una típica planta de concentración se muestra en la figura 3.

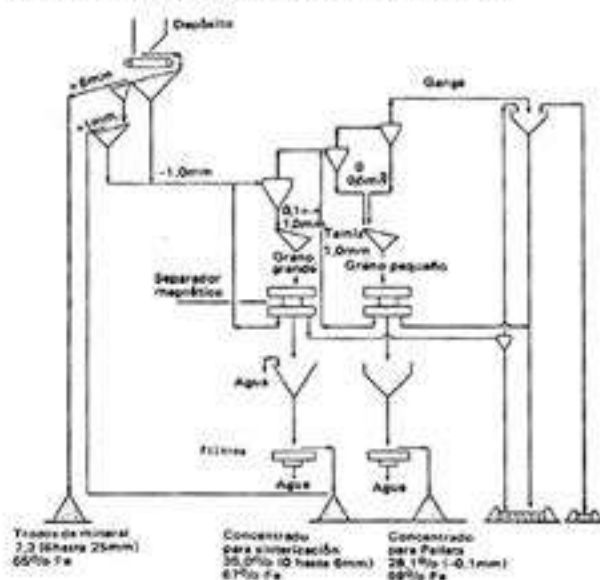


Fig. 3. Diagrama de planta concentradora de mineral de hierro de la firma CVRD (Brasil).²

La Fig. 4 muestra la capacidad productiva de mineral de hierro en trozos clasificado o aglomerado en el hemisferio occidental en los años 1977, 1980 y 1985.⁴

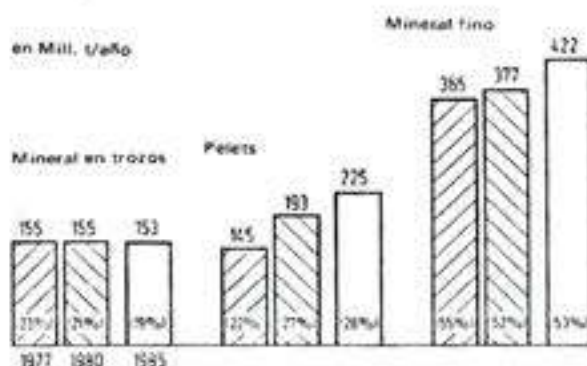


Fig. 4. Distribución de la capacidad productiva de mineral de hierro en el hemisferio Occidental en los años 1977, 1980, 1985.

También la producción de coque ha sufrido interesantes avances, estos están ligados principalmente al aumento de la productividad de las plantas de coquización, disminución del consumo de energía, aminorar la contaminación del medio ambiente y la utilización de una amplia gama de carbones no usados normalmente en la producción de coque. Sobre este último punto, lo más interesante, sin duda, es la utilización de coque moldeado en el alto horno.

Este coque se obtiene a través del proceso AN-CIT (Fig. 5) que consiste fundamentalmente en:⁵

1. La producción de un componente básico sin materias volátiles de grano fino y térmicamente inerte, es decir, que no se reblandece por el calor.
2. La mezcla de este componente a 500°C con un carbón graso que actúa como aglutinante.
3. La distribución uniforme de este producto briqueteable sobre los rodillos de la prensa briquetadora.
4. La consolidación de las briquetas verdes, por un tratamiento térmico.
5. Enfriamiento de las briquetas endurecidas.

Aún no se puede dar una opinión definitiva sobre el comportamiento del coque moldeado en el alto horno, en principio, se puede afirmar que el coque moldeado presenta una superficie más regular de lo deseable para obtener una alta velocidad de reacción.

volúmenes de gases quemados anualmente, con la posible producción de hierro esponja a partir de esos volúmenes de gases, en algunos países de la OPEC. A mitad del año 1978 existía una capacidad instalada de 12 mill. t/año y la capacidad total considerando las plantas en producción, en construcción y en proyectos, alcanzaba la cifra de 27 mill. t/año. Considerando hasta hoy todos los proyectos dados a conocer y las plantas en construcción, se puede afirmar que para el año 1986 habrá un aumento de la producción de hierro esponja a 40 mill. t/año.

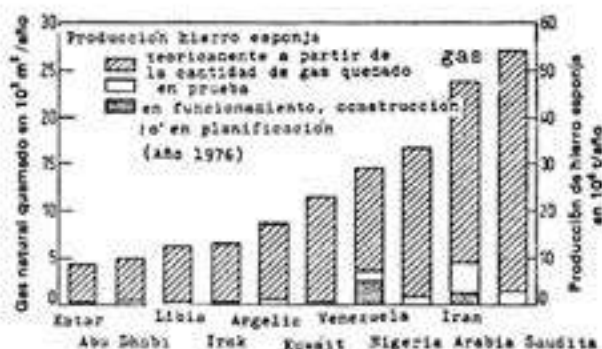


Fig. 6. Comparación entre las cantidades de gas natural quemado con proyectos de planta de reducción directa de algunos países de la OPEC.

PRODUCCION DE ACERO

El paso dado más importante por la industria acerera en los últimos años ha sido la sustitución paulatina del horno Siemens-Martin por convertidores soplado con oxígeno y en pequeña medida por hornos eléctricos. Un horno Siemens-Martin de 300 t. de capacidad produce alrededor de 60 t/hora, mientras que un convertidor al oxígeno de igual capacidad produce 450 t/hora. La productividad de los convertidores al oxígeno con costos de inversión casi iguales que un horno Siemens-Martin es 7,5 veces mayor que la de dicho horno; esta alta productividad se ha logrado principalmente gracias al diseño de la lanza de soplado de oxígeno con varias boquillas, lo que permite mantener tiempos de soplado relativamente cortos a pesar del aumento de la capacidad del convertidor.

Un nuevo proceso que se ha desarrollado fuertemente en el último tiempo, es el proceso Q-BOP (o OMB en Alemania Federal), que consiste principalmente en soplar oxígeno por la parte inferior del baño en forma similar al soplado de aire en los convertidores Thomas, con la diferencia que las boquillas de sopladors se protegen con gas para evitar su rápida erosión. La productividad y la calidad del acero producido es igual a la de los converti-

dores LD o LDAC, pero con la gran ventaja que con pequeñas inversiones se pueden transformar las instalaciones Siemens-Martin existentes, a este proceso. Debido a esto, este proceso ha tenido un gran desarrollo en los EE.UU., país que posee gran cantidad de instalaciones Siemens-Martin. La Fig. 7 muestra el desarrollo de proceso Q-BOP en los últimos años y a futuro.⁷



Fig. 7. Utilización mundial de la capacidad existente para proceso Q-BOP.

El rendimiento de los modernos hornos eléctricos está entre el del horno Siemens-Martin y el del convertidor al oxígeno. Actualmente existen hornos eléctricos de arco con capacidad de fusión de 120 a 160 toneladas, estos hornos se usan sólo para fundir y demoran aproximadamente dos horas en fundir totalmente sus cargas.

Con el aumento mundial de la producción de hierro esponja se necesitarán más hornos eléctricos, la solución técnica más adecuada es la fusión continua en horno eléctrico de hierro esponja.

El consumo de energía para fundir hierro esponja es mayor que para la chatarra ya que parte de la energía se gasta en fundir ganga y reducir el resto de oxígeno existente aún en la carga.

Es interesante hacer notar que la producción de acero, a partir de chatarra se ha modificado considerablemente. Tradicionalmente casi la totalidad de la chatarra se procesaba en hornos Siemens-Martin, actualmente entre un 40 a 50% de la chatarra disponible se procesa en convertidores soplado con oxígeno, los que consumen considerables cantidades de chatarra, principalmente para bajar temperatura del baño (un convertidor LDAC de 200t de capacidad consume 250 Kg de chatarra/t de acero).

En Europa debido a una situación económica coyuntural, ligada al alza de los precios de las materias primas y de los costos de transportes, resulta hoy muy rentable, producir acero a partir de cha-

tarra en "mini acerías", las que han proliferado bastante, usando hornos eléctricos para la fusión de la chatarra. Esta misma situación ha hecho desarrollar nuevos procesos alternativos, por ejemplo: la fusión de chatarra con petróleo o gas a contraflujo en hornos de cuba.

PROCESOS CONTINUOS DE AFINO DE ACERO

Para la etapa de afino de acero existe desde hace algún tiempo algunos procesos continuos. La Fig. 8 muestra el esquema de proceso de afino continuo IRSID[®], este consiste en una cámara donde se sopla oxígeno mediante una lanza; en esta cámara entra continuamente arrabio y chatarra; de esta cámara sale una emulsión de acero y escoria que pasa a un segundo recipiente donde se separan acero y escoria, finalmente, el acero va a un horno de mantención donde se hacen adiciones finales, de aquí el acero se transporta de tiempo en tiempo a la instalación de colada. Algunas importantes ventajas de estos procesos son: la gran regularidad del trabajo, la utilización de la planta sin "tiempos muertos", además los costos de inversión para este tipo de plantas son más bajos que para el tipo tradicional de planta con repetidas cargas, descargas y transporte de materiales. Una desventaja respecto a los convertidores al oxígeno es su alto consumo de refractarios.

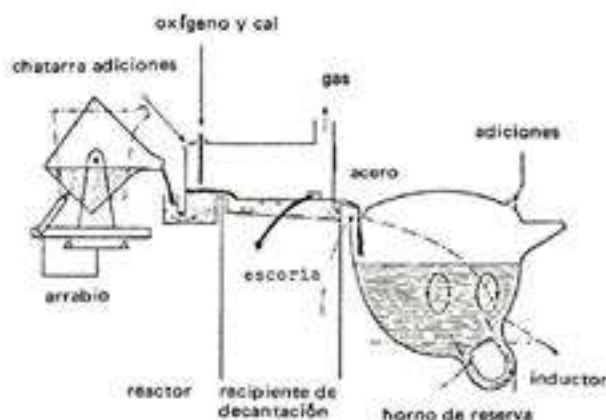


Fig. 8 Esquema del proceso continuo de afino IRSID.

TRABAJO METALURGICO EN LA CUCHARA

Hasta hace pocos años atrás la calidad del acero era determinada en la fusión o en el afino. Esto ha cambiado radicalmente a medida que se ha desarrollado la llamada metalurgia de la cuchara.

El más antiguo proceso de la metalurgia de la

cuchara es el tratamiento de vacío del acero, esto permite la eliminación del hidrógeno, la descarburización y desoxidación del baño mediante la reacción C-O. En forma paralela se ha desarrollado la agitación y homogeneización del baño mediante el soplado de argón a través de lanza por la parte superior del baño o a través del fondo del baño usando refractario poroso. Otro importante avance es la inyección con argón de material sólido al baño. Además se ha dado gran importancia al diseño y fabricación de cucharas, actualmente se usa para recubrimiento de paredes, material refractario básico, que no aporta oxígeno al baño, permitiendo obtener valores de oxígeno bajo 0.0050/o.

Los recubrimientos de tipo básicos permiten también la inyección al baño de cal u otro tipo de compuestos de calcio. Se ha modificado también el diseño de las buzas, hoy son de uso común sistemas de buzas de corredera y buzas de correderas con inyección de argón.

En la cuchara además de obtener una homogeneización térmica y química del baño, se pueden modificar ambas variables y por último se puede también desulfurar.

Con un adecuado tratamiento en la cuchara se puede obtener hoy un acero con bajos contenidos de oxígeno y azufre, con una precisa composición química y una adecuada temperatura de colada. La Fig. 9 muestra esquemáticamente algunos de los procesos más conocidos.⁹

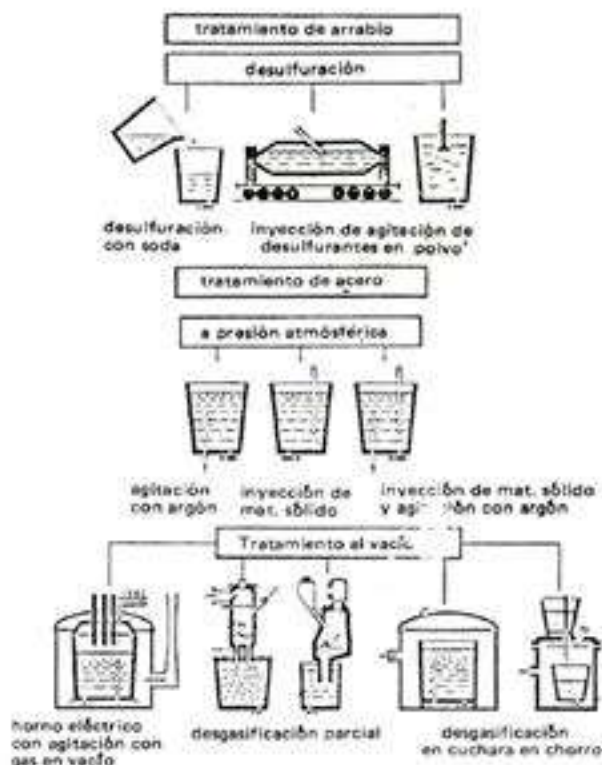


Fig. 9 Procesos de metalurgia de cuchara.

COLADA CONTINUA

La última fase en la producción de acero es la colada, aquí se han introducido la refusión por electroescorias (electroslag), nuevas técnicas para colar grandes lingotes o tochos y sobre todo se ha desarrollado espectacularmente la colada continua.

De los principales países productores de acero, es en Japón y Alemania donde más desarrollo y aplicación ha alcanzado la colada continua. No debe olvidarse que aparte de las consideraciones energéticas y económicas que hacen atractivo a este proceso, es un gran aporte a la humanización del trabajo en las plantas siderúrgicas al eliminar las pesadas faenas de la sala de fundición de una acería tradicional.

En la actualidad, las principales áreas de investigación y desarrollo en colada continua están dirigidas a disminuir la reoxidación de acero que fluye de la cuchara a la artesa de colada, a mejorar la estructura de colada y disminuir la segregación mediante agitación electromagnética, a un mejoramiento general de la calidad con adecuado control del enfriamiento secundario y a poder colar una amplia variedad de tipos de aceros.

PRODUCCION DE GRANDES LINGOTES Y TOCHOS

Una importante parte de la producción de acero, la constituyen los grandes lingotes o tochos, algunos de los cuales alcanzan en la actualidad hasta más de 400 t de peso. Estos tochos son principalmente utilizados para la fabricación de rotores de generadores de centrales eléctricas y en recipientes de presión de plantas nucleares. Estos lingotes, debido a su gran tamaño, tienen una baja velocidad de solidificación que agudiza las tradicionales dificultades de la colada de acero: segregación y concentración de abundantes inclusiones no metálicas en el núcleo del tocho. Se han desarrollado diversas técnicas para mejorar esta situación, una de las más conocidas es la "after pouring", que consiste en adicionar, en el núcleo aún no solidificado del tocho, acero (líquido) con muy bajo contenido de elementos de aleación de tal manera que se mezcle con el líquido restante en el núcleo, rico en elementos segregados, disminuyendo así la segregación en el núcleo. Otra técnica consiste en dejar solidificar totalmente el tocho y antes que se enfríe se comprime el núcleo con una prensa formando un hueco cilíndrico que se rellena con un acero de gran pureza mediante refusión con electroescorias. Cuando se necesiten tochos para piezas que sean sometidas a grandes solicitudes mecánicas, estos se pueden obtener por refusión de electroescoria, estos tochos están libres de segregación, en Alemania Federal existen desde hace algunos

años plantas que producen tochos de hasta 250 t de peso.

Además de la fuerte segregación en el núcleo, la segregación del tipo A es un gran problema para tochos de gran tamaño, aquí es posible, que mediante desoxidación con carbono bajo tratamiento de vacío se encuentre un camino para su eliminación.

DESARROLLO FUTURO DE LA INDUSTRIA ACERERA

Se puede afirmar que en el tercer mundo, se construirá una gran cantidad de plantas siderúrgicas, la mayoría tendrá una producción de alrededor de 0,5 mill. t acero/año y trabajarán principalmente con reducción directa y colada continua. Considerando que en los países del tercer mundo, generalmente la mano de obra y también en gran mayoría de ellos, la energía es más barata que en los países industrializados, estas plantas pueden llegar a ser competitivas en el mercado mundial.

Algunos expertos creen que el camino para la industria acerera en los países industrializados es seguir desarrollando nuevos procesos y poder competir con la creciente industria acerera de los países en vía de desarrollo, exportando productos de alta calidad y Know-how.

BIBLIOGRAFIA

1. Tachenbuch für die Stahlindustrie. Stahleisen-Kalender 1979, editado por Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, 1978, pág. 75.
2. WYSOCKI, H.: Stahl und Eisen 96 (1976), pág. 141-45.
3. Stahl und Eisen 98 (1978), pág. 366-68.
4. NIEDERMÜLLER, W.: Stahl und Eisen 98 (1978), pág. 737-47.
5. BECKMANN, F.H.: Stahl und Eisen 15 (1980), pág. 803-13.
6. KALLA, U. y STEFFEN, R.: Iron Steel internat. 50 (1977), pág. 307-20.
7. PEARCE, J.: Iron y Steelmaker 5 (1978), Nr 8, pág. 31-43.
8. SCHUBERT, K.: Stahl und Eisen 95 (1975), pág. 505-08.
9. BAUM, R. y otros: Stahl und Eisen 95 (1975), pág. 973-81.



PERTAC LTDA.

* TUBOS Y PERFILES DE ACERO
* CORTE DE FLEJES DE BOBINAS

Fabricación Standardizada
y/o sobre pedido

ESPERANZA 1235 - 1501 - TELEFONO: 733239.

Fernando Henríquez B.
Departamento de Minas
Facultad de Ingeniería-UTE.



YACIMIENTOS DE HIERRO EN CHILE:

CASO DE “EL LACO”

INTRODUCCION.

De todos los tipos de yacimientos metalíferos chilenos, los de hierro han sido los menos estudiados desde un punto de vista geológico. Existen pocos trabajos comprensivos publicados sobre ellos. Es así que tal vez lo único corresponde a Ruiz et al (1965). Estudios sobre yacimientos específicos corresponden fundamentalmente a trabajos de memorias y tesis de grado, destacándose el trabajo de Bookstrom (1977) sobre el Romeral. Hay bastantes estudios geológico-mineros realizados por geólogos de CAP y monografías comprensivas preparadas por CAP a sus compradores (CAP, 1975).

Debido a esta escasez de trabajos científicos, es poco lo que se sabe sobre el origen de estos yacimientos y aún más, existen hipótesis muy divergentes al respecto, sobre todo en lo que se refiere a los yacimientos de la costa.

En el presente trabajo se pretende dar una visión general sobre lo que son los yacimientos de hierro chilenos desde un punto de vista de distribución y geología y analizar las características más sobresalientes del yacimiento El Laco, que se presenta como uno de los más espectaculares en el mundo desde un punto de vista geológico.

DISTRIBUCION Y GEOLOGIA DE LOS YACIMIENTOS DE HIERRO EN CHILE.

Los yacimientos de hierro chilenos son de dos tipos genéticos generales: a) Yacimientos asociados a magmatismo y b) Yacimientos asociados a procesos sedimentarios-metamórficos.

a) Yacimientos Asociados a Magmatismo (Fig. 1)

Estos se presentan en 2 áreas geográficas: i) Parte Oriental de la 2a. Región y ii) En la Cordillera de la Costa entre aproximadamente las latitudes 26° y 32° S.

Los de la Cordillera de los Andes de la 2a. región son los más jóvenes geológicamente y están asociados a volcanismo cuaternario. Ellos corresponden a los yacimientos de El Laco, que se describirán más adelante.

Los yacimientos de la Cordillera de la Costa son los que hasta el presente se han venido explotando ininterrumpidamente desde 1922, por lo que hasta ahora han constituido la base de la minería del hierro en Chile. Estos yacimientos están emplazados en rocas de edad mesozoica, constituyendo alrededor de 40 yacimientos, que se distribuyen en

una faja mineralizada longitudinal reconocida entre las latitudes 26° y 32° S (más de 600 km.), con un ancho que en su parte principal varía entre 25 y 30 Km.

Esta faja se emplaza en lo que fue la parte occidental de la cuenca Geosinclinal durante el Neocomiano. Esta parte de la cuenca está constituida por rocas volcánicas, principalmente intruidas por rocas ígneas del cretácico superior. Esta distribución es en parte el reflejo de las estructuras principales de esta parte del país (fallas). La roca huésped, de prácticamente todos los yacimientos significativos, son lavas y lavas brechosas andesíticas, las que muestran una superposición de efectos de metamorfismo regional, metamorfismo de contacto y alteración hidrotermal, los que dificultan el estudio genético de la mineralización de hierro.

Los yacimientos de hierro constituyen macizos, sin embargo, en muchos de ellos existe una extensión de la mineralización (de baja ley) hacia la roca huésped. Los cuerpos mineralizados, en general tienen formas de lentes o bolsones más o menos irregulares, existiendo en la mayoría de ellos una tendencia a mostrar una mayor extensión en dos direcciones y cercanos a la verticalidad. Las dimensiones de los principales cuerpos individuales varían de 100 a 1.000 m de longitud y desde decenas de metros hasta 250 m de ancho; la extensión vertical de la mineralización reconocida varía entre pocas decenas de metros hasta 750 m.

Como mineral primario predomina ampliamente la magnetita, encontrándose la hematita primaria en cantidades subordinadas. La parte superior de los yacimientos está afectada por una oxidación secundaria, la que ha determinado una transformación desde parcial a total de la magnetita en hematita.

La mena en general es compacta y dura, pero en algunas partes presenta una textura granular.

Las impurezas más significativas en los yacimientos de hierro de la costa corresponden a fósforo y azufre. El fósforo es aportado por la presencia de apatita y el azufre por sulfuros, principalmente pirita. El Yacimiento de El Romeral (La Serena) presenta contenidos significativos de vanadio, como subproducto.

Los yacimientos actualmente en producción por CAP son los de Los Colorados, Algarrobo y El Romeral (Fig. 1). A menor escala, con contratistas se están explotando restos de mineralización en el Tofo.

b) Yacimientos Sedimentarios Metamórficos

Estos yacimientos se ubican en la Cordillera de Nahuelbuta, entre el Lago Lanalhue y el río Imperial. Estos yacimientos presentan gran semejanza con los conocidos como tipo itabiritas, que

se encuentran en el Estado de Minas Gerais, en Brasil.



Fig. 1. Distribución de yacimientos de hierro en Chile (según CAP, 1975).

Los yacimientos chilenos del sur están asociados a rocas sedimentarias que han sido afectadas por procesos metamórficos y son de posible edad Paleozoica, las que corresponden a filitas, metaareniscas, esquistos, cuarcitas, micacitas ferruginosas y anfibolitas. La mineralización del Fe se presenta fundamentalmente como magnetita y limonita, principalmente en cuarcitas (ferruginosas). Estudios realizados por CAP han demostrado que las leyes de estos yacimientos son bajas (del orden de 30% Fe) y reservas no muy importantes.

Los Yacimientos de El Lago.

El principal trabajo sobre El Lago ha sido publicado por Henríquez y Martín (1978) del cual se resumen las principales características.

Los yacimientos de El Lago están ubicados en la 2ª región, latitud 23°48'S y longitud 67°30'W, en la cordillera de Los Andes, a 450 km al este de Antofagasta y a una altura entre 4.300 y 5.470 m.s.n.m.

Estos yacimientos representan, desde un punto de vista geológico, un caso único y espectacular, pues corresponden a fundidos de óxidos de hierro (magma de mena de hierro), que alcanzaron la superficie en forma de volcanismo.

Los yacimientos se presentan como cuerpos extrusivos e intrusivos en los flancos de un cono de volcán de edad cuaternaria, en un área de 7 x 5 km. (Fig. 2, foto 1).

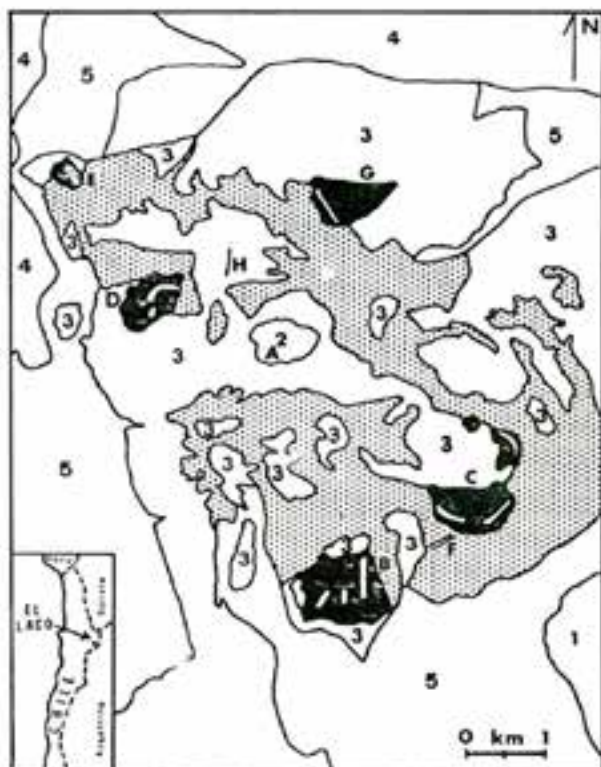


Fig. 2. Mapa geológico mostrando unidades litológicas (1 a 5) y las diferentes localidades (A a H), mencionadas en el texto. 1, Formación Altos de Pica (ignimbritas terciarias); 2, Domo riolítico El Lago; 3, Lavas andesíticas El Lago; 4, Lavas andesíticas Plio-pleistocénicas; 5, Depósitos cuaternarios morrénicos y Aluviales. Las zonas punteadas señalan zonas de alteración, depósitos de aguas termales y aureolas de metamorfismo de contacto. En negro se indican las coladas de óxidos de hierro, diques (en blanco), domos y áreas de rodados. Localidades: (A) Pico El Lago, (B) Lago Sur, (C) Lago Norte, (D) San Vicente Alto, (E) San Vicente Bajo, (F) Laquito, (G) Rodados Negros y (H) Cristales Grandes. (Según Henríquez y Martín, 1978).



Foto 1. Vista panorámica del complejo El Lago, desde el campamento de CAP, desde el sur. En primer plano el yacimiento Lago Sur. La altura máxima es Pico El Lago y al Este Lago Norte.

El emplazamiento del complejo volcánico de El Lago se efectuó sobre un basamento constituido por ignimbritas de edad terciaria (rocas que caracterizan gran parte del norte chileno). El complejo define un edificio volcánico simple, con un cráter central (Pico El Lago). Los yacimientos de hierro, evidentemente de origen magmático, se presentan en la periferia de Pico El Lago (A, Fig. 2), e intercalados parcialmente con coladas de lavas andesíticas. El complejo está afectado por una alteración hidrotermal importante y pequeñas aureolas de metamorfismo de contacto. La actividad fumarólica aún es parcialmente activa dentro del área (Foto 2).



Foto 2. Vista panorámica desde ladera de Pico El Lago, mirando hacia el sur. Se puede observar, cercano al jeep, depósitos de aguas termales y la intensa alteración hidrotermal que afecta al área.

Existen 4 yacimientos de tamaño mediano a grande, de alta ley: Lago Sur, Lago Norte, San Vicente Alto y San Vicente Bajo; además de tres yacimientos menores: Laquito, Rodados Negros y Cristales Grandes (Fig. 2).

La magnetita es ciertamente el óxido de hierro primario más importante, con hematita primaria escasa, lo mismo que ilmenita. Existe un gran desarrollo de hematita secundaria que se ha desarrollado como producto de oxidación de la magnetita primaria. Se han identificado además fosfatos de Ca-Fe y Fe, poco comunes y que también tienen un origen secundario.

Se ha propuesto una clasificación de los depósitos en extrusivos e intrusivos, siendo extrusivos Lago Sur, Lago Norte, San Vicente Alto y parte de Rodados Negros (Fig. 2). Las evidencias para esto origen efusivo son morfológicas, estructurales y texturales e incluyen: desarrollo de bloques de lava, localmente muy vesicular; material piroclástico de óxido de hierro; material tipo escoria;

tubos de escape de gas; etc. (Fotos 3, 4). El líquido viscoso de óxidos de hierro habría alcanzado la superficie a través de fisuras de tipo sub-paralelas y semicirculares. Para estos líquidos de óxidos de hierro se ha estimado una viscosidad mayor a 0.2 poises, comparable a la de líquidos magmáticos ultrabásicos. Esta estimación se ha inferido fundamentalmente a partir de texturas de crecimiento de cristales (dendríticas y esferulíticas) (foto 5).



Foto 3. Características estructurales de El Lago. Detalle de tubos de escape de gas en Lago Sur.



Foto 4. Características estructurales de El Lago. Aspecto escoriáceo en lavas de magnetita en Lago Norte.

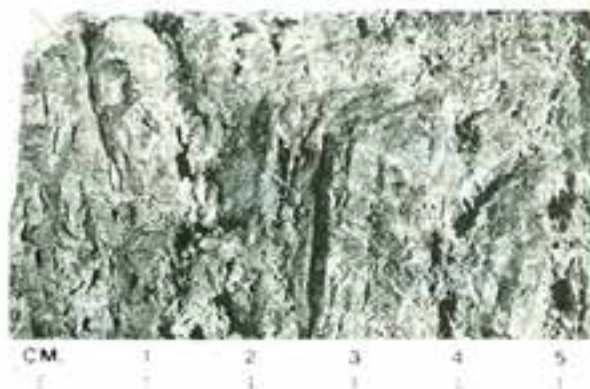


Foto 5. Características texturales de El Lago. Textura dendrítica terminada en formas euédrales en magnetita de crecimiento rápido.

Los yacimientos intrusivos son: Laquito, Rodados Negros, Cristales Grandes y San Vicente Bajo (Fig. 2, foto 6). Estos contrastan con los de tipo extrusivo por su forma, total ausencia de cualquier signo de actividad efusiva, abundancia de cristales de apatita grandes y bien desarrollados y predominio de magnetita con textura masiva. En estos yacimientos la abundancia relativa y tamaño de la apatita aumenta hacia la parte superior del yacimiento. La forma de estos yacimientos es de domos y diques (Foto 6).



Foto 6. Vista panorámica del yacimiento San Vicente Bajo, desde San Vicente Alto. Nótese la forma de domo que presenta este cuerpo intrusivo.

El estudio con microsonda electrónica de los minerales de El Lago ha demostrado la presencia de vanadio en cantidades significativas. Este vanadio se encuentra dentro de la estructura cristalina de la magnetita y junto con vanadio existe en estas magnetitas silicio, calcio y magnesio. El vanadio, sin lugar a dudas, constituye potencialmente un sub-producto que podría ser aprovechado durante la explotación de estos yacimientos.

Las evidencias de terreno y los datos obtenidos en laboratorio, permiten establecer que el origen de estos yacimientos está directamente asociado al origen de los magmas que originan las rocas ígneas en Chile (rocas calcoalcalinas). Esto es, a través de un proceso de inmiscibilidad de líquidos se obtendrían "magmas", uno calcoalcalino y otro de óxido de hierro, a partir de un magma toleítico. Este proceso se produciría en la parte superior del manto o en la inferior de la corteza. Estos dos "magmas" evolucionarían en forma independiente, pero relacionados espacialmente, uno para originar las rocas volcánicas y el otro originaría los yacimientos de hierro. En el proceso de inmiscibilidad de líquidos y disminución de temperatura de fusión, jugarían un papel importante volátiles, tales como fósforo, agua, etc.

ESTADO ACTUAL Y FUTURO DE LA MINERÍA DEL HIERRO EN CHILE

En la actualidad la minería del hierro en Chile pasa por una crisis, que tiene su origen tanto en las mayores restricciones sobre contenido de impurezas que han impuesto los principales compradores de hierro chileno (Japón), como en la crisis mundial por la que atraviesa la industria del acero. Sin duda, las restricciones impuestas por los compradores japoneses (que a su vez están determinadas por un mayor control de contaminación ambiental en la industria japonesa del acero), son las que han tenido una mayor repercusión en Chile.

Fundamentalmente debido a estas mayores restricciones, es que en la actualidad están operando solamente los yacimientos de Los Colorados, Algarrobo y Romeral (Fig. 1). En el yacimiento del El Tofo (casi agotado), se está trabajando con contratistas para la explotación de mena remanente. Este problema, unido a la necesidad de una mayor productividad ha llevado a CAP (actualmente toda la minería del hierro está en manos de CAP) en los últimos meses, a llamar a licitación gran parte de pertenencias y yacimientos (no en operación) a lo largo de Chile.

Caso aparte lo constituye los yacimientos de El Lago. Ellos han sido explotados esporádicamente y a pequeña escala por CAP, para cumplir contratos de ventas con La Fundación Argentina de Salta. La explotación racional y a gran escala de los yacimientos de El Lago, está enfrentada a una inversión considerable, previo a la solución de dos grandes problemas: transporte y energía. Los minerales de El Lago ofrecen dos posibles alterna-

tivas en cuanto a transporte: de existir contratos de ventas con Argentina, la distancia a recorrer es reducida y por camino en buen estado, combinado con transporte por ferrocarril; de ser necesario sacarlos por Antofagasta, una posibilidad viable (previo estudio hidrológico y de prefactibilidad económica) es hacerlo mediante pulpa con agua, transportada por cañería, pudiendo además ser posible recuperar parte del agua para uso en Antofagasta (en los alrededores de El Lago existen varias lagunas, las cuales podrían abastecer de agua a estos propósitos). El problema de energía es un poco más complejo, pero existe como una posibilidad el aprovechamiento de energía geotérmica, posible de obtener en las cercanías de El Lago, de la actividad volcánica póstuma allí existente (no existen geysers).

En relación al futuro de la minería del hierro en Chile, es opinión del autor, que se deben centrar esfuerzos en el estudio de posibles sub-productos que aumenten el valor de estas menas. En la actualidad se conoce la presencia de vanadio en el yacimiento de El Romeral y El Lago, sin embargo se sabe poco o nada en el resto de los yacimientos. Henríquez (1978) hizo un análisis teórico de las diferentes posibilidades de sub-productos que podría ofrecer la minería del hierro en Chile, destacándose entre éstas: vanadio, cromo, cobalto, galio, molibdeno, tierras raras y apatita. Al mismo tiempo, se sugiere una metodología de trabajo para estudiar estas posibilidades. Sumado a lo anterior, recientemente se ha publicado sobre nuevos procesos y tecnologías desarrolladas para aprovechar los sub-productos (Lucas y Ritcey, 1980), lo que promete mejores horizontes para la minería del hierro en Chile.

REFERENCIAS CITADAS

1. BOOKSTROM, A.A.; 1977; The magnetite deposits of El Romeral, Chile; *Economic Geology*, vol 72, pp 1101-1130.
2. CAP; 1975; Minería del hierro en Chile, informe inédito.
3. HENRIQUEZ, F.; 1978, Posibilidades de subproductos en la minería del hierro en Chile; *Revista Geológica de Chile* Nº 6, pp. 53-57.
4. HENRIQUEZ, F. and MARTIN, R.F.; 1978; Crystal-growth textures in magnetite flows and feeder dykes, El Lago, Chile. *Canadian Mineralogist*, vol 16, pp. 581-589.
5. LUCAS, B.H. and RITCEY, G.M.; 1980; An alkaline roast-leach process for treatment of titaniferous magnetite for recovery of chromium, vanadium and aluminum, *CIM Bulletin*; vol. 73, Nº 821, pp. 126-132.
6. RUIZ, C.; AGUIRRE, L.; CORVALAN, J.; KLOHN, C.; KLOHN, E. and LEVI, B.; 1965; Geología y yacimientos metalíferos de Chile; Instituto de Investigaciones Geológicas, Santiago, Chile.

1871 1971

100 AÑOS DE PROPIEDADES MECANICAS DE LOS METALES



William Leslie

Profesor del Departamento de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Michigan, charla dictada con motivo del centenario del Instituto Americano de Ingeniería Metalúrgica (AIME) y publicado en el Journal of Metals, Diciembre 1971, p. 31. (Traducido por Bernd Schulz E.).

JAIME COLOMER

INGENIERIA QUIMICA LTDA.

Representante exclusivo para Chile:

ENVIROTECH

- BOMBAS DE PULPA ASH
- FILTRO PRENSA SHRIVER
- CELDAS DE FLOTACION CICLONES
- CLASIFICADORES WEMCO
- ESPESADORES, FILTROS DE TAMBOR Y DE DISCOS EIMCO

A.P.V. Ltd.

- INTERCAMBIADORES DE CALOR A PLACAS TUBULARES

OuTOKUMPU Oy

- INGENIERIA, PROCESOS Y EQUIPOS PARA LA MINERIA

OLDHAM

- BATERIAS DE TRACCION Y PARA LAMPARAS MINERAS

SANTA LUCIA 232 - 4° Piso - Tel. 392631
Casilla 3941 - Télex 40935 - SANTIAGO.

EL AIME Y LA SOCIEDAD AMERICANA, 1871

Si queremos apreciar los logros tecnológicos de nuestros antepasados es importante comprender el medio en el cual trabajaron. La tecnología es sólo una parte de la sociedad y en 1871 ésta era una porción bastante pequeña de la sociedad americana, aunque en rápido crecimiento. La población del país era alrededor de 40 millones, dedicados principalmente a la agricultura. América aún no ocupaba la posición líder en producción industrial, eso ocurriría en veinte o más años. En sus primeros años, el AIME era una organización mucho más elitista de lo que es ahora y la sociedad americana dentro de la cual operaba era mucho más marcadamente estratificada que en nuestros días. He elegido a Thomas Egleston como un portavoz para que muestre su época. El fundó la Escuela de Minas de la Universidad de Columbia en 1864 y fue profesor de Mineralogía y Metalurgia. En el año de su fundación se unió al AIME y llegó a ser su presidente en 1887. En 1875 escribió lo siguiente en el *Transaction*.

"...Como una clase, los hombres dedicados a la minería son irresponsables y adictos al uso de los más fuertes estimulantes alcohólicos. Si tomaran buen licor con moderación habría poco que objetar. La dificultad, sin embargo, está en que el licor que compran de preferencia es barato... Estelcor barato contiene tantos productos dañinos que hacen peligrar la constitución física de los hombres y los hacen aún más inmanejables que si se embriagaran simplemente con alcohol. Suplir a estos hombres con un buen licor a bajo precio, o por lo menos licor sin productos dañinos, me parece que sería una manera de remediar el verdadero mal. No puedo pretender decir cómo debe llevarse a cabo esto... Los alemanes ciertamente se contentarían con buena cerveza... mientras que los irlandeses probablemente querrán algo que raspe hasta llegar abajo y que puede ser suministrado sin que contenga veneno... No podemos evitar que usen estimulantes, luego creo que lo mejor es... se les suministre siempre con buen y puro licor".

"...No puedo pretender dar un remedio al carácter irresponsable del minero, a excepción de recomendar se casen, aunque no tengo certeza que esto pueda ser efectivo".

A estos individuos que preocupaban tanto a Egleston se les pagaba US\$ 10 por una semana de 72 horas del trabajo más duro. Diez dólares era la cuota anual del AIME en ese tiempo. Nuestra cuota actual no ha mantenido el paso con los salarios, ya que es algo más baja que la paga diaria de un mi-

nero. Más adelante recomendaba que los empleadores provean jardines para mantener tranquilos a los hombres. "...Como nadie abandona un jardín antes de sacar todo el provecho de él". Seguramente, las esposas de aquellos mineros jardinearon bastante.

Los materiales metálicos de construcción en 1871 eran esencialmente tres: hierro fundido (incluyendo fundición maleable), hierro pudelado y acero de crisol. Cobre, cinc, estaño, plomo y sus aleaciones tenían uso extenso, pero sólo para usos distintos a la resistencia. El hierro fundido aún se usa en grandes cantidades y variadas formas, su bajo costo, posibilidad de usarlo para fundirlo a piezas complicadas así como su característica de amortiguación le asegura un lugar importante entre los materiales modernos. El acero de crisol, aunque apropiado para herramientas de corte de máxima calidad, ha sido desplazado hace tiempo como anti-económico. El hierro pudelado llegó a ser una curiosidad. Ninguno de estos tres materiales eran resistentes y tenaces simultáneamente; en el campo de los metales, la onda de los últimos cien años ha sido el desarrollo de materiales que sean resistentes, tenaces y económicos (excepto, claro, en aplicaciones de ornamentos y vehículos espaciales).

La vida del AIME coincide casi precisamente con la "Era del Acero". Aunque Bessemer presentó su famoso trabajo a la Asociación Británica para el Avance de la Ciencia en Cheltenham en agosto de 1856, es un error, tal como lo señaló Birch, pensar que el acero bessemer reemplazó inmediatamente al hierro pudelado como el material de construcción más importante. Esta sustitución no ocurrió en gran escala hasta 1870.

LA IMPORTANCIA DE LA HISTORIA

Antes de examinar este proceso de cambio, parece apropiado hacerse la pregunta de si vale la pena el esfuerzo. Yo me inclino en el sentido de que sí lo vale, pues siempre me ha impresionado el alto costo que frecuentemente significó no haber aprovechado el conocimiento suministrado por nuestra propia historia. Quizás dos ejemplos sean suficientes:

I. 1874. John Fritz: "Todo disturbio violento en el arreglo molecular de las partículas en el acero, tal como ocurre al enderezar, punzonar, muestrear, etc., tiende a fragilizarlo. La ventaja de perforar los orificios de los rieles y no punzonarlos es muy marcada". W.A. Sweet: "Está demostrado el hecho que el punzonado de los orificios para los pernos debilita al riel en un 750/o". Ahora esto es bastante cualitativo pero el mensaje es claro y co-

recto —el acero bessemer— del cual se hacían rieles en 1874— se fragiliza por trabajo en frío, fragilización que aumenta por envejecimiento en servicio.

1932. Samuel Epstein publica un trabajo sobre fragilización de acero estructural galvanizado por inmersión, tanto Bessemer como Siemens-Martin. Aunque este fue un trabajo de investigación bien acabado, no contenía referencia alguna previa a 1919. El trabajo se comenzó a raíz de un incidente en 1927, durante la descarga de un envío de partes de acero galvanizado para una torre de alta tensión; una viga de ángulo cayó del vagón al suelo y se quebró a través del orificio punzonado. Epstein encontró que la fragilización fue causada por el trabajado en frío seguido por el rápido envejecimiento durante el galvanizado. El remedio fue simple: perforar en vez de punzonar y usar aceros Siemens-Martin en preferencia a los Bessemer.

1965. Una torre de televisión de 150 m recién instalada en Mt. Gambier, en el sur de Australia, colapsó mientras se tensaban los cables. La causa fue fractura frágil de una plancha de acero galvanizado de 2 cm de espesor. La fractura comenzó en el costado cortado por cizalle de la plancha. Nuevamente fuerte deformación en frío seguido de envejecimiento durante el galvanizado tuvo una consecuencia catastrófica. El trabajo de Epstein no fue mencionado, aunque la especificación ASTM A143-65, que salió de su trabajo, fue comentada.

II. 1882. Edward Richards: "La experiencia general le dice a uno que variaciones grandes y abruptas en las dimensiones de piezas de máquina o en porciones de estructuras sujetas a golpes y vibraciones deben ser evitadas. El contorno de todas las piezas forjadas, etc., que tienen secciones de dimensiones variables, deben ser redondeadas y no angulosas. Esta es una máxima que no puede repetirse suficientemente a las personas a cargo de fabricaciones con metales".

1970. Sólo después de dos años de uso intermitente bajo cargas muy livianas se fracturó un eje de acero en una máquina instalada en el Laboratorio E.C. Bain para la Investigación Fundamental de la Corporación del Acero de los Estados Unidos. La quebradura ocurrió a consecuencia de un cambio brusco de sección de 5 a 3 cm sin el redondeo apropiado. Fue una falla de fatiga, resultante de la concentración de esfuerzos alternados producidos por desalineamiento de descansos.

Ensayos de Propiedades Mecánicas

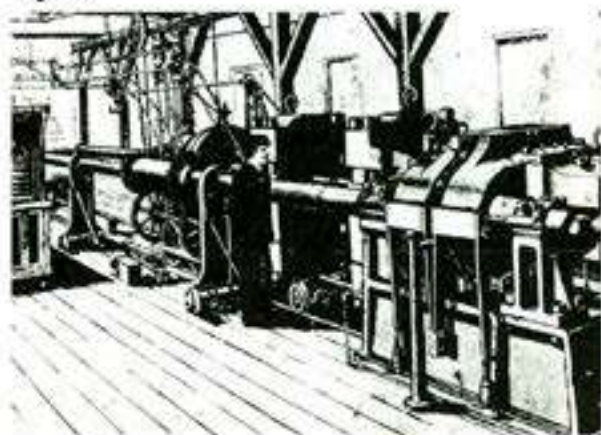
La historia de procedimientos de ensayos mecánicos también coincide bastante bien con la del AIME. Esto no implica que no se usaran ensayos estandarizados antes de 1871, pero aquellos ensayos no daban resultados numéricos. Gale relata

que un ensayo común para pequeñas secciones de hierro pudelado consistía en doblar la probeta en frío sobre otro trozo de hierro del mismo diámetro o espesor hasta que los extremos de la probeta quedaban paralelos. La probeta tenía que resistir este ensayo sin fracturarse. Este ensayo era a la vez severo y relacionado a las condiciones de servicio.

Cuando apareció el acero, la necesidad de estandarizar ensayos en máquinas confiables era obvio. En respuesta a esta necesidad, la Sociedad Americana de Ingenieros Civiles presentó el 5 de junio de 1872 al Congreso la necesidad de contar con datos de resistencia. El Congreso respondió el 4 de marzo de 1875 con el acuerdo, que nombraba el Directorio para el Ensayo del Hierro y el Acero de los Estados Unidos otorgando US\$ 75.000 de fondos. El Directorio usó el dinero en contratar la construcción de una máquina de ensayo de 400 ton. En 1876 el Directorio volvió al Congreso solicitando fondos adicionales de US\$ 50.000. El Senado los aprobó pero la Cámara de Diputados no. A modo de compromiso obtuvieron US\$ 19.396,98 disolviéndose el Directorio el 30 de junio de 1879.

Los contribuyentes obtuvieron una excelente rentabilidad por su aporte, el que pagó en parte la construcción de la famosa máquina Emery, formalmente llamada la Máquina de Ensayos Estados Unidos, que se muestra en la Fig. 1. El contrato para ella se suscribió el 19 de julio de 1875 y recibido por el Gobierno de los Estados Unidos el 8 de Febrero de 1879. El costo para los contribuyentes fue de US\$ 43.004,52 y el costo para el contratista fue alrededor del doble. Como parte del ensayo de aceptación en el Arsenal de Watertown se quebró un eslabón de 12,5 cm de diámetro, forjado de hierro pudelado, a una carga de 328.000 Kg. Inmediatamente después y sin ajustar nada, se ensayó un crin de caballo de 0.18 mm de diámetro con una carga que indicaba 0.5 Kg. Esta carga de ruptura fue confirmada por ensayos de carga estática.

Fig. 1.



Esta extraordinaria máquina estuvo en servicio en el Arsenal de Watertown hasta la década del 60 de nuestro siglo, tiempo en que fue donada a los Institutos Smithsonian. Aunque hoy en día podemos medir deformaciones con gran exactitud, nuestras mediciones de carga no son notablemente más precisas que las logradas en la máquina Emery.

1871 fue notable también por la publicación del extenso trabajo de Wöhler sobre fatiga del hierro y el acero. Este estudio fue tan completo que es sólo una exageración menor decir que los últimos 100 años se han usado en rellenar detalles y argumentar sobre mecanismos.

Principalmente por los esfuerzos de Izod y de Charpy, el ensayo de impacto fue estandarizado en general al final de la primera década de nuestro siglo. Una de las primeras máquinas de Charpy utilizaba un péndulo de 80 Kg cayendo 3 metros. Afortunadamente para todos se adoptó extensamente su máquina más pequeña.

El ensayo de dureza apareció más bien tarde. El ensayo Brinell se introdujo en 1900 y se mantuvo esencialmente sin modificar desde entonces. La pirámide de diamante de Vickers y los ensayos de Rockwell se introdujeron 20 años después sin modificación posterior.

De nuestros procedimientos comunes, el ensayo de termofluencia fue el último en ser desarrollado, iniciándose en 1922 para evaluar materiales para contener procesos de alta temperatura y presión de la industria química.

Algunos de nuestros ensayos "modernos" realmente no son nuevos en concepto, por ejemplo, el ensayo de combado por explosión. La Fig. 2 se tomó del trabajo de Adamson de 1876 y compara los resultados del ensayo de hierro pudelado y de acero. Planchas de 45 cm por lado y 1 cm de espe-

sor se colocaban sobre un soporte de hierro fundido aproximadamente de 50 cm por lado con un sacado esférico de 25 cm de diámetro y 10 cm de profundidad. El ensayo consistía en explotar 1 1/2 Kg de explosivo a 15 cm por sobre la plancha. El hierro pudelado siempre se hacía añicos mientras que el acero se replegaba 7 cm hacia dentro de la cavidad sin daño aparente. Los procedimientos modernos difieren de esto sólo en detalles.

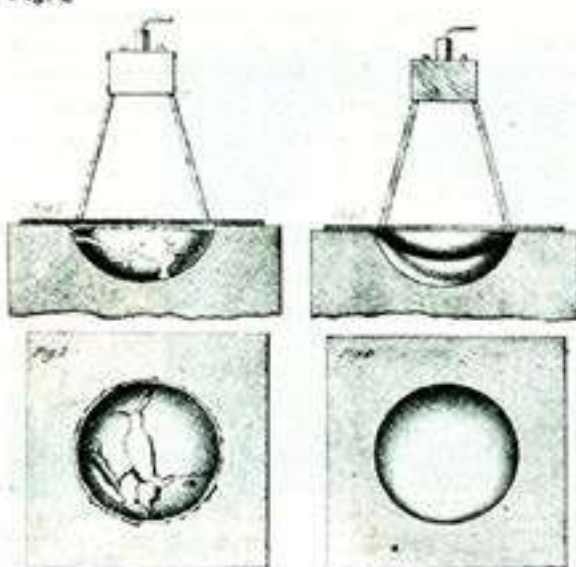
No debemos terminar los procedimientos de ensayos mecánicos sin mencionar la invención de los "strain gage" a resistencia eléctrica que revolucionó el ensayo mecánico en nuestro tiempo. Tatnal describe con viveza la invención, independiente y casi simultánea, de este simple aparato tanto por Simmons y Ruge en 1938 y su desarrollo posterior.

La introducción del acero 1871-1890

Volviendo al uso de materiales en 1871, encontramos que lejos las aplicaciones más interesantes de aquel año fueron en la construcción del gran puente en St. Louis (Puente Eads) sobre el Mississippi. Eads usó materiales tales como aceros de alto cromo y carbono que nunca habían sido usados antes ni desde entonces en construcción de puentes. El fue pionero en especificar la resistencia a la fluencia y máxima de tracción para sus materiales. Para asegurarse que sus contratistas seguían estas especificaciones mandó construir dos máquinas de ensayo, una de 100 ton, instalada en St. Louis y la otra de 1000 ton ubicada en la planta de su principal proveedor de acero, la Planta de Acero William Butcher (más tarde Midvale Co.) en Filadelfia.

Para los miembros principales de su puente de tres arcos, Eads diseñó tubos de 45 cm de diámetro y 4 m de largo, cada uno formado por un conjunto de seis "duelas" envueltas en una vaina de acero de 6 mm de espesor (Fig. 3). Las "duelas" tienen alrededor de 5 cm de espesor y aproximadamente 25 cm de ancho. Las especificaciones requerían un mínimo de 27 Kg/mm² de resistencia de fluencia y un mínimo de resistencia máxima a la tracción de 60 Kg/mm². También cada una de las "duelas" tenía que ser ensayada y estampar sobre ella su Módulo de elasticidad. La Planta de Aceros Butcher recibió, después de muchas aflicciones, las instrucciones de la Compañía de Aceros al Cromo de Brooklyn para la fabricación del acero al cromo por el proceso en crisol y así se fabricaron exitosamente las "duelas". La Fig. 4 es una fotografía tomada en febrero 1874 mostrando el puente durante su construcción con los arcos completos.

Fig. 2



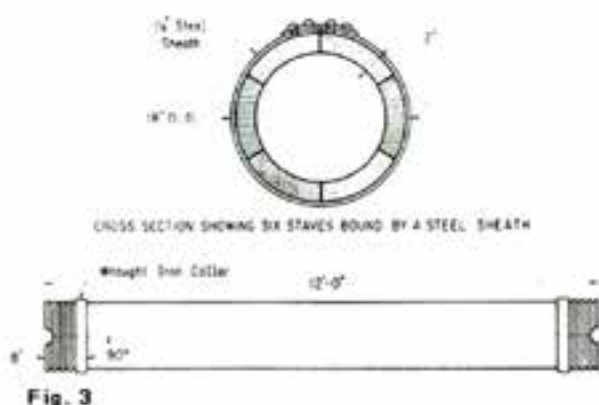


Fig. 3



Fig. 4

Cincuenta y siete años más tarde, se sacó muestra de los miembros y fueron analizados. La composición promedio en porcentaje en peso fue:

C	Mn	Si	S	P	Cr
0.79	0.11	0.10	0.009	0.044	0.61

El rango de contenido de carbono fue de 0.64 a 0.95%. Pequeñas probetas tenían una resistencia máxima a la tracción que llegaba hasta 110 Kg/mm². Esto lo llamaríamos un acero para herramientas y nunca consideraríamos usarlo como una pieza para soporte de carga en un puente. Sin embargo, como las "duelas" están sometidas sólo a cargas de compresión y como están bien protegidas contra la corrosión, el puente está aún en servicio, aunque las locomotoras han cambiado su peso desde 30 a 400 ton y la carga que soportan las carreteras también aumentaron en esa proporción. Para otras partes de su puente, Eads usó acero al carbono donde los esfuerzos eran máximos y hierro pudelado para el resto, anticipando así la práctica actual de usar una variedad de aceros en estructuras complejas para lograr resistencia y economía.

Uno pensaría que la Edad de los Aceros Aleados debiera considerarse iniciada desde ese período, ya que Bauer de la Compañía de Aceros al

Cromo estaba haciendo aceros al cromo desde 1865, pero este comienzo prometedor no dio frutos. Estos aceros se fabricaban en crisoles por adición de mineral de cromo. Las condiciones altamente reductoras permitían transferir cromo metálico al acero. Cuando el mismo proceso se intentó en el horno Siemens-Martin, el resultado fue un acero sucio que se quebraba durante el laminado.

El artículo de Thum en 1928 sobre el análisis de los componentes del puente Eads comienza con la frase "De tiempo en tiempo, prominentes ingenieros de puentes expresan su preocupación por el uso de aceros aleados con tratamiento térmico para puentes de luz grandes. Este prejuicio está siendo desarraigado gradualmente si uno lo juzga por el creciente uso de aceros al silicio, manganeso y al níquel y de **barras perforadas tratadas térmicamente** en importantes estructuras construidas ahora".

Las palabras subrayadas tienen cierta fascinación morbosa ya que sabemos lo que pasó 39 años después. Estas barras perforadas tratadas térmicamente a las que se refería Thum, también se usaron en el Puente Silver Bridge que cruzaba el río Ohio entre Kanauga, Ohio y Point Pleasant, Virginia Oeste. Esta estructura fue erigida durante 1927 y 1928. En este tipo de construcción en particular, estas barras formaban una cadena de suspensión y también eran miembros en tensión de armazones. Tenían un espesor de 5 cm, hechos de acero al carbono con 0.60% C, templadas y revenidas a un esfuerzo de fluencia promedio de 55 Kg/mm² y 82 Kg/mm² de resistencia a la tracción. En cuanto a uniformidad de resistencia y composición, este acero era superior al usado por Eads en las duelas. Sin embargo, en contraste al diseño conservador de Eads, la configuración del Puente Silver Bridge fue tal que la falla de una de estas barras podría tener como consecuencia el colapso total de toda la estructura. Una falla así ocurrió la tarde del 15 de diciembre de 1967 en que perdieron la vida más de 40 personas. La Fig. 5 muestra lo que quedó. El espíritu conservador de las organizaciones a cargo de fijar estándares de materiales es bien comprensible.

Fig. 5



El primer producto para el cual se usó acero Bessemer, casi excluyendo todo otro material, fue en rieles. Por ejemplo, en 1874 de la producción norteamericana 350.000 tons, todas salvo 6000 tons, fueron usadas para rieles. Entre 1865 y 1885 se laminaron y tendieron 300.000 Km de rieles de acero en los Estados Unidos. Algunos de los ensayos a los que se sometían estos primeros rieles eran dignos de Hornero. Pearse relata que dejaban caer un peso de 1000 kg desde una altura de 15 m sobre un riel de acero Bessemer apoyado en descansos separados en un metro y el riel no se quebraba. Mientras que los rieles de hierro pudelado se quebraban bajo un peso de 700 kg cayendo de 2 metros. El ensayo de Pearse no fue adoptado extensamente, probablemente debido al problema con las fundaciones. Aún este glamoroso producto de los años 1870 y 80 ha sido marcadamente mejorado; las propiedades típicas de los rieles de acero de 1871 están comparadas con las usadas hoy en día en la Tabla I.

TABLA I
Propiedades de rieles de Acero

Propiedad	1871		
	1871	Enfriamiento controlado	Tratamiento térmico
Esfuerzo de fluencia	20-28 Kg/mm ²	50 Kg/mm ²	78 Kg/mm ²
Resistencia a la tracción	40-73 Kg/mm ²	92 Kg/mm ²	117 Kg/mm ²
Alargamiento en 25 mm, %	1-25	12,5	13,5
Reducción de área	—	24,5	40

El reemplazo del hierro pudelado por acero no ocurrió automáticamente, los usuarios de antaño eran aún más reacios a los cambios que los de hoy en día. Sir Henry Bessemer, a los 80 años, describe algunos de sus esfuerzos para promover su nuevo producto, como puede aprenderse en la Fig. 6, el gran hombre no rehuía el espectáculo. Tomó una plancha de 20 mm de espesor y 60 cm de diámetro para formar una copa de 25 cm de diámetro y de 25 cm de profundidad con un recocido intermedio. Usando el mecanismo motriz de un laminador co-

mo máquina de ensayo torció un riel hasta que se quebró. También torció una barra de sección cuadrada de 10 cm en caliente hasta que falló; los "hilos" estaban separados entre sí, sólo entre 6 y 16 mm. El reemplazo del hierro pudelado por acero blando ocurrió eventualmente, la razón está contenida en la comparación de propiedades hechas en 1884".

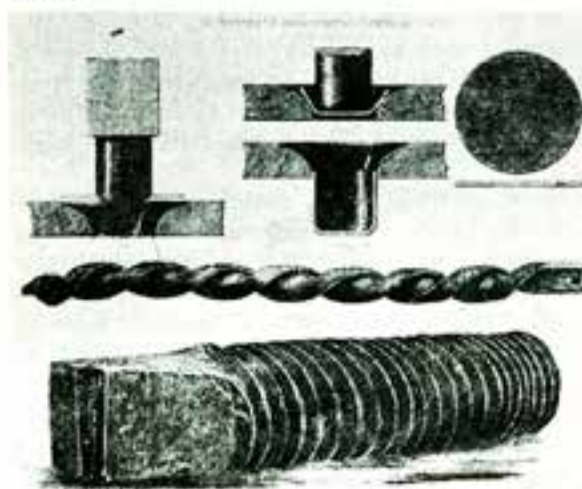


Fig. 6

TABLA II
Comparación de hierro pudelado y acero 1884

Material	Espeor	Resist. Tracción	Alargamiento
Hierro pudelado de Yorkshire	9,5 mm	32,5 Kg/mm ²	16,7%
Acero Siemens-Martin	11 mm	45 Kg/mm ²	25,3%

Muchos productos excelentes fueron hechos en esa era. Percy describe las propiedades de los alambres de acero "Fowler's Special", producidos por John Fowler y Cía., Leeds. Las propiedades, mostradas en la Tabla III, son tan buenas como las logradas hoy en día. Le agregué la "presumible deformación verdadera de trefilado". Uno nota con admiración el muy bajo contenido de azufre y con escepticismo la ausencia total de fósforo.

TABLA III
Propiedades del alambre de acero
"Fowler's Special", 1886

C	Mn	Si	S	P	Cu
.83	.59	.14	.009	n/l	.03

Diámetro mm	Presumible deformación verdadera de trefilado	Resistencia Tracción Kg/mm ²	% Alargamiento en 2,5 m
4,85	0,00	137	0,52
4	0,37	152	0,80
3,35	0,74	200	0,41
2,38	1,44	235	1,50

Sir Henry Bessemer, a los 80 años.



Un buen número de callejones sin salida también fueron explorados en el período 1871 a 1890. Una gran cantidad de sano esfuerzo fue gastado en intentos de relacionar propiedades mecánicas con la composición química, sin tomar en cuenta la estructura, proceso de fabricación o historia térmica. Este tipo de investigación no fue totalmente pérdida de tiempo ya que trajo consigo el desarrollo de técnicas precisas de análisis químico. Sin embargo, uno se pregunta cuál será la noción de la precisión que tienen los químicos cuando año tras año se presentan resultados con tres cifras significativas cuando en el mejor de los casos se justifican sólo dos.

Por mucho tiempo, se consideró al módulo de elasticidad de los aceros como una variable —Eads insistió que cada duela se marcara con el módulo y cada atado de seis se compusiera de módulos iguales. En 1880, Cloud ensayó unas barras de 4 cm de diámetro que fallaron en servicio como barras de rigidez en armazones de puente de ferrocarril. El encontró un módulo de elasticidad de 31.000 Kg/mm² y dijo que un módulo tan alto hacía que el acero fuera inadecuado para tal servicio. Desafortunadamente el fabricante no fue identificado.

La llegada de las aleaciones 1890-1930

Aitchison justifica muy bien que el año 1890 es una fecha crítica en la historia de los metales. En ese año se ofrecían aleaciones resistentes y tenaces para la construcción pesada, el aluminio aparece en escena en cantidades comerciales y se reconoció la importancia de la microestructura como determinante de las propiedades mecánicas. De ahí en adelante el hombre domina las propiedades de los metales en vez de a la inversa. El evento que comenzó el proceso de desarrollo de aleaciones, que aún continúa, fue la presentación del estudio de los aceros al níquel por James Riley. Se habían producido aleaciones exitosas antes de 1890, pero cada una fue un evento aislado más que el primer paso de un proceso continuo. En 1871, Mushet encontró que un acero para herramientas de Mn-W podía ser endurecido por enfriamiento al aire, eliminando el problema del agrietado de temple. El nacimiento prematuro de los aceros al cromo ya ha sido mencionado. En 1882, Hadfield desarrolló el acero al manganeso que perpetuó su nombre. (En ese entonces tenía sólo 23 años). Se ha mantenido esencialmente sin cambiar desde su comienzo y aunque altamente útil, es un producto especializado. El mismo Hadfield acota que el desarrollo de aceros aleados tenía que esperar la producción de ferroaleaciones baratas y confiables y su propio invento llegó después que la Compañía Terre Noire en Francia, hizo ferro-manganeso de

800/o. Algunos de los aceros al níquel de Riley fueron fabricados en Francia por Marbeau, después que éste desarrolló un procedimiento para fabricar ferro-níquel maleable. Como lo indica la tabla IV, Riley encontró que la adición de cantidades económicamente factibles de níquel podían aumentar la resistencia a la fluencia en la condición de laminado en un 750/o sin perjudicar el alargamiento, y de suma importancia, tales aceros podían ser fabricados en hornos Siemens-Martin sin tomar precauciones especiales. La respuesta fue inmediata; el eje de la gran rueda de Ferris en la Feria Mundial 1893 de Chicago, fue hecho de un acero al 3,250/o Ni.

TABLA IV
Propiedades de un antiguo acero al níquel laminado en caliente y recocido.

Composición Ni C Mn	Fluencia Kg/mm ²	Resist. Trac- ción Kg/mm ²	Alarg. en 100 mm	Red. área
4,7 .22 .23	42,6	62	25	48
"acero blando"	24,3	45,6	23	45

Un interesante intercambio entre Riley y un tal William Parker de Lloyds se conserva como parte de la discusión de la publicación de Riley.

Sr. Parker:

"...Usted debe entender que éste es un material nuevo y que Lloyds tiene que cerciorarse de su mejor calidad. Deberán someterlo a ensayos muy rígidos y el Sr. Riley tendrá que convenirse de someterlo a esos ensayos".

Sr. Riley:

"La vida no valdría la pena vivirse si existe la expectativa de volver a pasar por la experiencia que tuvimos desde 1875 en adelante con respecto a la adopción del acero blando para la construcción de calderas y barcos".

Así comenzó otro proceso gradual, el reemplazo de la fundición y del acero no aleado por aceros aleados en partes de alta resistencia. Gurney muestra cómo ocurrió esta evolución en una máquina, el torno revólver. Los tornos fabricados en 1809 usaron sólo cinco materiales: hierro pudelado, fundición, fundición maleable, acero de 0,550/oC y acero para herramientas al carbono. A medida que la herramienta de corte mejoraba, el torno mismo debía ser reforzado. En el período de 1910 a 1930, los aceros aleados gradualmente suplantaron la fundición y al acero al carbono. La transición prácticamente se completó alrededor de 1930.

El mayor ímpetu en el desarrollo de los aceros llegó de las necesidades de la industria automotriz. Válvulas, engranajes, conjunto de transmisión y ejes requerían aceros aleados para soportar nuevas condiciones atmosféricas y de esfuerzo. La producción en gran escala de los aceros cromo-vanadio

comenzó en 1907 en EE.UU. y en el lapso de tres años la producción anual de aceros aleados alcanzó cerca de 900.000 tons. En 1911, la lista de aceros para automóviles contenía siete aceros al carbono y once aceros aleados; al siguiente año se adoptó el sistema de números de la SAE para los aceros.

La situación en aceros aleados al final de este período (1930), puede ser estimado de la compilación de Dawe. Las propiedades mecánicas del mejor acero aleado para construcción disponible entonces eran buenos como hoy en día, pero los aceros se caracterizaban por el uso abundante en elementos de aleación. Algunos de los tipos disponibles entonces, tal como las series SAE 2000 y 3000, han desaparecido por tal razón.

El progreso de las aleaciones de aluminio ocurrió simultáneamente. Wilm descubrió las propiedades de envejecimiento del duraluminio durante el período 1903 a 1911, a tiempo para ser usado en la construcción de zeplines en la primera guerra mundial. El mayor estudio del envejecimiento por Merica, Waltenberg y Scott, abrieron la puerta para el desarrollo de muchas aleaciones endurecibles por envejecimiento, especialmente aquellas usadas a altas temperaturas.

Al considerar las propiedades mecánicas, hay una tendencia natural en concentrarse en las aleaciones de alta resistencia en desmedro de aquellas

de baja resistencia que puedan ser conformadas en artículos útiles con facilidad. Uno de los inventos más revolucionarios del siglo XX fue el laminador continuo para la laminación en caliente del fleje de acero, de los cuales el primero comenzó a operar en 1924. Este desarrollo y el mejoramiento de los laminadores en frío, permitieron la producción a bajo costo de millones de toneladas anuales de hojalata, la cual, como dice Blickwede, es el material de primera importancia para nuestra economía. La producción aumentó de 5.800.000 tons en 1920 a 45.000.000 tons en 1967. Los anchos disponibles de hojalata laminado en frío aumentan desde 90 cm en 1926 a 235 cm en 1938, haciendo posible la carrocería de acero de automóvil de una sola pieza. Se puede defender fácilmente la proposición de que la riqueza de la nación puede ser medida por la proporción de productos laminados planos a la producción de todos los otros tipos de acero o aleaciones de aluminio.

Comprensión y consolidación, 1930-1945

La comprensión de las propiedades mecánicas de los metales ha tendido a aumentar suave y continuamente a través de los años, por lo menos en contraste con la tecnología, donde el progreso se hace por rachas. En los años 30 la comprensión de la relación entre la estructura y las propiedades alcanzó el punto en que podía usarse para el desarrollo de aleaciones más económicas. El ejemplo principal de esto es el concepto de la templabilidad de aceros. El modo de transformación de la austenita a martensita en todos los aceros al carbono y de baja aleación es relativamente similar, y una vez que se forma la martensita, sus propiedades mecánicas son principalmente dependientes del contenido de carbono. Entonces, el rol crítico de los elementos de aleación es el de permitir disminuir la velocidad de enfriamiento necesaria para formar martensita, o sea, en controlar el tamaño de la sección en la que es posible obtener totalmente martensita. Grossmann encontró que la adición de las primeras pequeñas cantidades de dos o más elementos de aleación eran las más efectivas, y se abrió el camino para el desarrollo de aceros de alta resistencia conteniendo bajas concentraciones de varios elementos de aleación. Muchos de los aceros NE (Emergencia Nacional) de la segunda guerra mundial son ahora los tipos standard AISI 8000.

La mejor comprensión no significó que no había lugar para los descubrimientos fortuitos; Strauss describe el descubrimiento del espectacular efecto del boro sobre la templabilidad de los aceros calmados con aluminio; el boro se pasó inadvertidamente en una aleación de adición de titanio. En

LA MAS AVANZADA TECNOLOGIA EN ALEACIONES DE BRONCE Y METALES BLANCOS.

SORENA es fabricante de repuestos de bronce para chancadoras Cono Symonds con licencia de NORDBERG M.F.G. Co.

- Lingotes normalizados para fundición.
- Bocinas y barrotes de fundición continua y centrifuga
- Bujes y piezas especiales
- Metales blancos
- Remetalado
- Fundición no ferrosa



SORENA

Rodrigo de Araya 96
Fono 513307
Casilla 7553 - Correo 3 - Stgo.

1945 se usaban extensamente los aceros tratados con boro.

La segunda guerra mundial produjo una gran demanda de aluminio y de sus aleaciones, debido a que cerca del 75% en peso de los aviones era de aleaciones de este metal. El ímpetu entonces ganado no ha disminuido, ya que el aluminio continuó conquistando parte importante del mercado.

Metalurgia basada en la ciencia, 1945-1971

Un factor totalmente nuevo en nuestra historia ha afectado fuertemente el desarrollo de mejores propiedades mecánicas de los metales. Este es el compromiso en gran escala de fondos fiscales para la investigación en "tiempo de paz", que a su vez aumentó enormemente la cantidad de científicos bien entrenados. Con el tiraje forzado producido por tales recursos se desarrollaron aleaciones de titanio a comienzos de 1950 en las que la proporción resistencia a peso es la mayor de todos los otros materiales metálicos. La llegada de la turbina a gas como motor de avión condujo a mayor cantidad de aleaciones de alta temperatura de lo que se puede describir aquí; los últimos desarrollos emplean álabes de turbina de monocristales de aleaciones base níquel, endurecidos por precipitación.

Los aceros Maraging, endurecidos por precipitación de compuestos intermetálicos en una matriz martensítica, tienen resistencias útiles de hasta 200 Kg/mm². Estos se originaron a comienzos de 1960.

Los materiales compuestos han atraído mucha atención debido a la posibilidad de usar fibras de carbón con módulo elástico de 41.000 Kg/mm² y resistencias a la tracción de 170 Kg/mm².

En nuestro material más extensamente usado, la hojalata, los avances de este período han llegado por comprensión de la importancia de la textura sobre el grado de conformabilidad. En este aspecto, aún hay mucho que aprender.

Se pueden obtener aceros de baja aleación en la condición de laminado en caliente con resistencia a la fluencia en el rango de 30 a 35 Kg/mm². Estos son principalmente usados para reducir el peso muerto en estructuras estáticas tales como edificios y puentes, y aumentar la capacidad de carga del equipo móvil. El aumento de resistencia se obtiene a través de la combinación de solución sólida, afinamiento de grano y precipitación. De entre los precipitados el más común es el CbC.

Los aceros que siguen en resistencia son aquellos con estructura martensítica de bajo carbono, obtenidos por temple y revenido. Estos son representados por HY-80, el acero standard para cascos de submarinos y por el "T-1", un acero aleado de construcción. Este último y otros similares tienen

una resistencia a la fluencia mínima de 60 a 70 Kg/mm². El siguiente paso son las resistencias a la fluencia de 90 Kg/mm² en los aceros 9Ni-4Co y HY-180 (10Ni-8Co-2Cr-1Mo), acero doblemente endurecido. El desarrollo de las aleaciones soldables de alta resistencia, ha sido factible gracias a la ayuda de los conceptos de la mecánica de fractura elástico-lineal. Para lograr la tenacidad necesaria en piezas gruesas de tales aceros de alta resistencia, es necesario minimizar la concentración de impurezas como S, P, O y N, y disminuir el tamaño de grano originalmente austenítico, muy efectivamente por reaustenización rápida.

La falta de espacio no permite extender la discusión del mejoramiento de propiedades mecánicas por procesos termomecánicos, tales como el aus-conformado. Hasta ahora los límites prácticos en el tamaño y el grado de reducción de la sección durante el procesamiento han impedido aplicaciones más extensas.

Polmeier menciona que la tendencia en años recientes ha sido la de diseñar materiales para satisfacer necesidades específicas de la ingeniería. En gran medida tenemos ahora esa capacidad, si se encuentra al interesado que pueda financiar los costos. Tenemos una inmensa variedad de propiedades mecánicas de las cuales podemos elegir. Sólo en aceros las resistencias de fluencia varían de 5 a 500 Kg/mm², si se incluyen los alambres delgados y de 5 a 20 Kg/mm², si se consideran las secciones más gruesas.

He descrito algunas fallas que en gran medida se debieron por no considerar la experiencia previa, pero esta historia en ningún caso es una de fallas. El enorme mejoramiento en las propiedades mecánicas de los metales de 1871, ha aumentado enormemente la calidad de la vida humana y quedará como un monumento duradero a la ingeniosidad y perseverancia humana.

Algunos lectores de este breve relato podrán pensar que me he cargado algo más que un poco en el énfasis que he dado a las propiedades mecánicas de los aceros. Confieso esa culpa, pero yo les pido que consideren la producción y uso de los metales en los EE.UU. en 1969.

Aceros	102.682.000
Fundición	18.986.000
Total Ferroso	121.668.000 tons.
Aluminio	3.827.000
Cobre	2.274.000
Fundición no Ferrosa	1.757.420
Total no-ferroso	7.858.420 tons.

Tomando como base el peso, 940/o de la producción en los EE.UU. en 1969 correspondió a acero y fundición. En base a volumen, que es una comparación más leal, el acero y la fundición representa alrededor del 880/o del total. En años anteriores del siglo pasado el predominio de las aleaciones ferrosas era aún más pronunciado. Sería ridículo disminuir la contribución del aluminio que ha hecho posible los viajes aéreos rápidos y en gran escala, pero la historia de las propiedades mecánicas entre los años 1871 y 1971 debe ser escrita principalmente en términos del acero.

El Futuro

Al final de esta breve historia de los aceros aleados, Zappfe voceó la esperanza que el siguiente historiador podría describir aleaciones ingenieriles con resistencia a la fluencia y de tracción de 400 y 500 Kg/mm². Tal optimismo fue natural en la atmósfera de confianza de 1948, pero después de 23 años de intensa investigación, una renovación de tal predicción sería algo fatuo. Las propiedades mecánicas de metales y aleaciones continuarán mejorando progresivamente, pero el mejoramiento será primordialmente hacia una mayor confiabilidad, uniformidad y tenacidad más que en resis-

tencia cruda. Las mejoras probablemente vendrán en torno a cuatro maneras:

1. Mayor pureza. Esto significa que los aceros tendrán menores concentraciones en los viejos enemigos, azufre y fósforo, también en oxígeno, hidrógeno y nitrógeno.
2. Afinamiento de la microestructura, especialmente el tamaño de grano.
3. Mayor desarrollo de nuevas morfologías estructurales.
4. Mejor control de la orientación cristalográfica.

La mayor consecuencia será el uso seguro de aleaciones de alta resistencia en secciones más gruesas.

Ya estamos encontrando problemas serios en la unión de materiales de alta resistencia; el uso óptimo de materiales con muy alta resistencia requerirá tolerar grandes deflexiones elásticas. Estos son más bien los problemas que limitarán el uso de aleaciones de alta resistencia y no los de resistencia y tenacidad.

Debemos lograr estas mejoras progresivas con una drástica disminución en el consumo de elementos escasos y un drástico aumento del reciclado de metales; los metalurgistas no tienen tareas más importantes que éstas. La historia de los años 1871 a 1971 nos da la confianza que estos desafíos serán enfrentados exitosamente. □



LABORATORIOS

- Muebles para todo tipo de laboratorios;
- Modulares adaptables a todo espacio;
- Cubiertas de acero inox. o formalita;
- Interiores revestidos en durolac.



Av. B. O'Higgins Esq. San Martín, 2º piso. Fonos: 82354 - 82355 - 67866 - Santiago.

DRILLCO

CONTRATISTAS

Túneles - Sondajes - Perforaciones - Obras Civiles e Ingeniería.

VENTAS

STENUICK (Equipos Down the Hole) - FURUKAWA (Equipos de Perforación) - JKS (Sondajes) - TRI-M (Acero de Perforación) - MOYNO (Bombas).

FABRICACION

Acoplamiento - Equipos Perforación - Carros Decauville. Cuñas para Rompe Pavimentos.

PRINCIPIOS ESTRUCTURALES DE LOS CARBUROS METALICOS

Bajo el término "metales duros" se entienden los boruros, carburos, nitruros y siliciuros de los elementos de transición del cuarto al sexto grupo del sistema periódico.

A		T										B							
1	2	ELEMENTS										3	4	5	6	7	8		
Li	Be											B	C	N	O	F	Ne		
Na	Mg	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	Al	Si	P	S	Cl	Ar		
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr		
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe		
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn		
Fr	Ra	Ac																	

Fig. 1. Ubicación de los componentes de metales duros en el sistema periódico.

Los metales duros, que se preparan usualmente, mediante sinterización (reacción en estado sólido bajo el punto de fusión), tienen una gran importancia técnica, particularmente el WC, TiC y TaC. Se usan como herramientas de corte, y también como materiales de alta temperatura de servicio, por ejemplo, para toberas en cohetería. Los metales duros se caracterizan por sus propiedades físicas excepcionales, las cuales se pueden resumir de la siguiente manera:

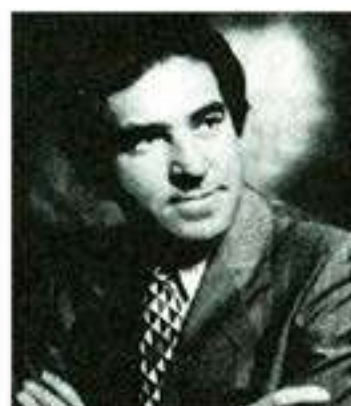
- Extrema dureza (corindón y diamante).
- Gran estabilidad química (insolubles en ácidos).
- Muy alto punto de fusión (en ciertos casos mayor en más de 1.000°C que el del metal componente).

TABLA 1.

Puntos de fusión en °C de los elementos y carburos correspondientes

Ti	1.677	Nb	2.487	Ta	2.997
TiC	2.940	NbC	3.613	TaC	3.825

- Aspecto metálico (frecuentemente mayor conductividad eléctrica que el metal puro).



Profesor Erwin Parthé

Laboratorio de Cristalografía y Rayos X, Universidad de Ginebra, 24 quai Ernest Ansermet

- Gran rango de homogeneidad (TiC por ejemplo, es estable incluso con 50% de los átomos de carbono ausentes).

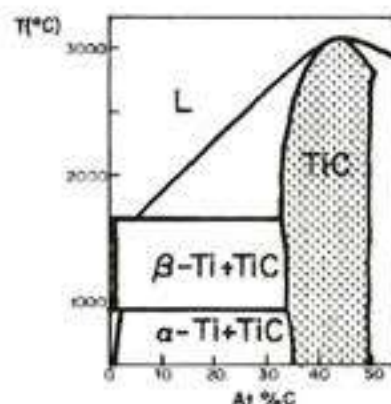


Fig. 2. Diagrama de fases Ti-C. Gran o completa solubilidad sólida entre fases isotópicas (solubilidad sólida completa entre TiC-TiN-TiO₂ & TiC-VC-NbC-TaC).

NOTA: Este artículo fue escrito por el profesor Parthé especialmente para Remetallica y traducido por el Dr. Jorge Garín C.

La mayor parte de los carburos metálicos se pueden clasificar de acuerdo a la estructura, como compuestos intersticiales. Según la definición dada por Gunnar Hägg en 1928, la estructura de un compuesto intersticial se caracteriza por una simple estructura metálica básica, cúbica o hexagonal compacta (o eventualmente una variación de apilamiento de ellas) o una estructura hexagonal simple con un átomo metálico por celda unitaria, en cuyos intersticios están insertados los pequeños átomos de carbono. Esta inserción de átomos extra puede conducir entonces a una expansión limitada de la estructura base. Consideraciones geométricas llevaron a Hägg a la conclusión de que los compuestos intersticiales se forman solamente si la razón de radios r_C/r_T (radio del átomo intersticial/radio del átomo metálico) permanece dentro de ciertos límites, esto es, 0,41 a 0,59.

La tabla 2 contiene una lista de razones entre radios, de la cual se puede concluir que el cromo no forma carburos intersticiales. En realidad, el arreglo de los átomos metálicos en los carburos de cromo es bastante complicado y no puede considerarse como compacto o hexagonal simple.

TABLA 2.

Razón de radios r_C/r_T para carburos metálicos.

Ti	V	Cr
•53	•58	•60
$r_C = 0,77 \text{ (Å)}$		
Zr	Nb	Mo
•48	•53	•56
Hf	Ta	W
•49	•53	•56
$r_T = \text{radio metálico}$		

Consideremos las estructuras metálicas simples y sus lugares intersticiales con mayor detalle. Las estructuras básicas de los carburos metálicos se pueden describir como un empaquetamiento de capas hexagonales, según se muestra en la figura 3.

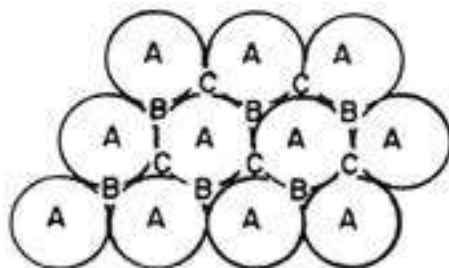


Fig. 3. Capa hexagonal de átomos y la notación de las posiciones de apilamiento.

Las capas se pueden apilar de diferentes mane-

ras unas sobre las otras. Se usarán las letras A, B, y C para denotar las diferentes posiciones de apilamiento. Se debe distinguir entre dos modos de apilamiento, los cuales determinan las diferentes clases de lugares intersticiales.

a. Si las capas se apilan de tal modo que dos de ellas en posiciones adyacentes tienen diferentes letras correspondientes a las posiciones de apilamiento, por ejemplo AB ó AC, se trata de un acomodamiento compacto, en el cual cada átomo tiene 12 vecinos equidistantes. Los lugares intersticiales tienen entonces una coordinación octaédrica de átomos metálicos, habiendo sólo un hueco de esa naturaleza por cada átomo. Cálculos geométricos sencillos muestran que el radio de una esfera inscrita en ese tipo de huecos es 0,41 veces el radio del átomo metálico.

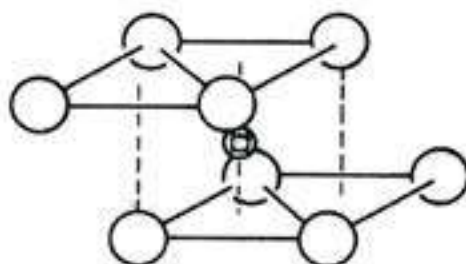


Fig. 4. Lugares intersticiales octaédricamente coordinados entre dos capas de empaquetamiento compacto. Para mayor claridad los átomos metálicos se dibujan con círculos no contactados entre ellos. El centro del hueco octaédrico se indica mediante un cuadrado inscrito en un círculo.

b. Si las capas se acomodan de tal modo que dos de ellas en posiciones adyacentes tienen la misma letra de apilamiento, por ejemplo AA, el acomodamiento ya no es compacto, teniendo cada átomo metálico 8 vecinos equidistantes, esto es, 6 en la misma capa hexagonal, y los dos restantes ubicados sobre y bajo ella. Los lugares intersticiales exhiben entonces una coordi-

CARDOEN
EXPLOSIVOS INDUSTRIALES

CARLOS ANTUNEZ 1824 - OF. 102
TELEFONOS 749269 - 496991
SANTIAGO

nación metálica tipo trigonal prismática, con dos huecos por cada átomo. El radio de una esfera inscrita en el hueco es en este caso 0,53 veces el radio del átomo metálico.

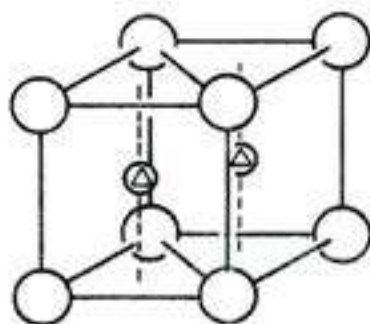


Fig. 5. Lugares intersticiales con coordinación trigonal prismática entre dos capas hexagonales no compactas. Los átomos metálicos se dibujan con círculos no contactados entre sí. Los centros de los huecos prismáticos se indican con triángulos inscritos en círculos.

Dado que hay fuerte interacción entre el átomo de carbono y los átomos metálicos, y debido a que los átomos de carbono deben estar en contacto con aquellos, no es posible predecir carburos intersticiales con carbono en lugares octaédricos para $r_C/r_T < 0,41$ o con carbono en lugares trigonales prismáticos para $r_C/r_T < 0,53$. En este caso el átomo de carbono quedaría "suelto" en el espacio disponible, resultando entonces imposible las fuertes interacciones con los átomos de metales de transición. Sin embargo, si las razones son mayores que los valores dados, la formación de carburos es posible, aunque no todos los átomos metálicos quedan en contacto entre sí.

Para una comparación adecuada de las diferentes estructuras de carburos intersticiales, éstas se describirán con celdas unitarias hexagonales, presentando entonces el arreglo de átomos metálicos y de lugares intersticiales, sobre los planos (1120).

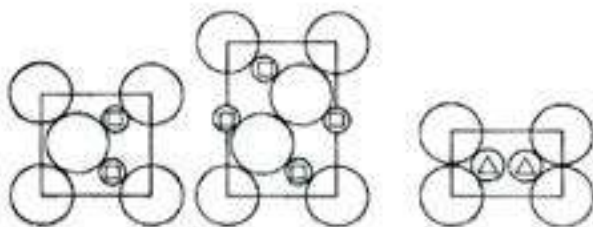


Fig. 6. Diferentes arreglos de átomos metálicos y lugares intersticiales sobre planos (1120).

En la Fig. 6 se presentan solamente las estructuras básicas hexagonal compacta. Posteriormente se comprobará que existen variaciones de api-

lamiento compacto, todas con intersticios octaédricos. Las estructuras que exhiben sólo huecos trigonales prismáticos, no presentan variaciones de apilamiento ya que en tal caso ocurrirían intersticios octaédricos.

Dado que hay un intersticio octaédrico por cada átomo de una estructura básica compacta y dos del tipo trigonal prismático por átomo en la estructura básica hexagonal simple, se podría esperar que la composición ideal de todos los carburos metálicos es TC o TC₂ respectivamente. Ello no ocurre debido a que existe un principio de exclusión que restringe la ocupación completa de los intersticios vecinos del tipo octaédrico o trigonal prismático, de acuerdo a lo siguiente:

- De dos lugares octaédricos que comparten una cara trigonal de los poliedros de coordinación, sólo uno puede ser ocupado por un átomo de carbono. Los dos lugares están uno sobre el otro en el plano (1120), como por ejemplo en la estructura básica hexagonal compacta. El carburo de la estructura metálica hexagonal compacta tiene entonces la composición ideal T₂C, mientras que el carburo con la estructura metálica cúbica compacta muestra ocupación completa de todos los lugares octaédricos. La composición es entonces TC. Esta estructura se describe convencionalmente con una celda unitaria cúbica, del tipo NaCl. Se puede resumir que la composición ideal del carburo metálico depende del tipo de apilamiento de la estructura metálica básica.
- De dos lugares trigonales prismáticos con una cara rectangular de sus poliedros de coordinación en común, sólo uno de ellos puede ser ocupado por un átomo de carbono. Tales lugares se encuentran lado a lado sobre el plano (1120). El carbono metálico con una estructura básica hexagonal simple, tiene entonces composición TC, como por ejemplo el WC.

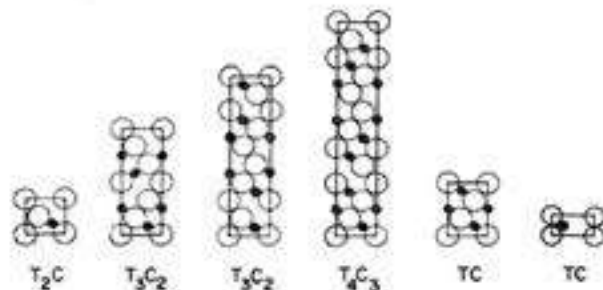


Fig. 7. Estructuras de los carburos metálicos presentadas por sus arreglos atómicos sobre el plano (1120). Las primeras cinco tienen átomos de carbono octaédricamente coordinados y la última, átomos de carbono coordinados en forma trigonal prismática.

En la Fig. 7 se presentan las diferentes estructuras de los carburos metálicos que pueden ser considerados como compuestos intersticiales, por medio de sus planos $(11\bar{2}0)$, junto con una lista completa de los ejemplos conocidos. Es posible notar que hasta ahora se han encontrado cinco tipos diferentes de apilamiento de la estructura metálica básica. La aplicación del principio de exclusión determina las composiciones ideales dadas bajo cada dibujo. La mayoría de los carburos presenta gran rango de homogeneidad, correspondiendo la composición ideal al límite superior de carbono.

Estudio mediante difracción de neutrones de carburos con estructura metálica básica del tipo hexagonal compacta y composición T_2C , han de-

mostrado que existen muchas maneras diferentes de ordenar los átomos de carbono y las vacancias de los lugares intersticiales disponibles, siempre sin embargo, bajo conservación estricta del principio de exclusión.

A pesar de que los principios estructurales básicos de los carburos metálicos son actualmente bien entendidos, aún restan algunos problemas no resueltos, como por ejemplo la explicación para la ocurrencia de los apilamientos complejos de átomos metálicos en el V_4C_3 , o las razones para la formación de las diferentes fases ordenadas del tipo T_2C . La solución de esos problemas deberá esperar el desarrollo de teorías más avanzadas sobre aleaciones. □

FORJADORES DE UNA NUEVA CIENCIA

ALAN ARNOLD GRIFFITH

Ingeniero Rodrigo Palma H.
Profesor Jornada Completa
del Departamento de
Metalurgia de la U.T.E.

Dos hechos marcaron profundamente la vida de A.A. Griffith: la inquieta e imaginativa personalidad de su padre y el comienzo y acelerado desarrollo de la Ciencia de Materiales con las guerras mundiales, época en la cual vivió.

Su padre, George Griffith, fue un experimentado explorador y corresponsal de un periódico londinense en Sud Africa y también escritor de novelas. En una de ellas, publicada en 1895, describía una nave, fantástica para aquella época, con propul-

sores que le permitían desplazamientos verticales y horizontales en el aire. Su hijo se encargaría de hacer realidad esta idea años más tarde, como culminación de su brillante carrera en el campo aeronáutico.

El desarrollo de sus actividades investigadoras estuvieron cimentadas en estudios de Ingeniería Mecánica en la Universidad de Liverpool, obteniendo el grado de Doctor en Ingeniería a los 28 años, en 1921.

Ya entonces, desde hacía 6 años, trabajaba en la Royal Aircraft Factory (R.A.F.), y fue en

este período en que produjo sus dos más grandes obras relacionadas con el Comportamiento Mecánico de Materiales: el trabajo ampliamente difundido sobre la analogía de la membrana en análisis elástico, y el otro "The phenomena of Rupture and Flow in Solids", al cual los metalurgistas e ingenieros de materiales reconocen como el punto de partida, a nivel de ciencia, de la Mecánica de Fractura.

En otra investigación, concluida el año 1926, Griffith aplicó la teoría de circulación aerodinámica al diseño del álabo de

turbina con el propósito de suprimir el "stalling" de los álabes, causado por turbulencias. Estos estudios lo condujeron a la necesidad de concebir y diseñar el compresor axial de etapas múltiples para lograr mayores eficiencias en las turbinas.

Posteriormente, en 1938, ingresó a la Rolls-Royce como ingeniero investigador, e inició el desarrollo de los motores Avon y Conway para interceptores supersónicos de ascenso vertical y aviones de transporte por reacción, respectivamente. En esta industria permaneció hasta su retiro, en 1960, contribuyendo al diseño de otros importantes motores y equipos aeronáuticos.

Como se puede deducir de esta breve reseña de algunas de sus actividades científicas e ingenieriles, fue en los primeros años de su carrera en que se interesó en el fenómeno de fractura, y esto resultó de aplicar la teoría de analogía de la membrana a ejes y otras piezas con entallas macroscópicas para el estudio de los esfuerzos alrededor de ellas. Así Griffith se dio cuenta de la existencia y magnitud de concentraciones de esfuerzos, pero al aplicar estas ideas a defectos microscópicos con curvaturas del orden de las dimensiones atómicas, su análisis predecía esfuerzos infinitos actuando en la punta de estas fisuras, es decir, estos materiales tendrían una resistencia nula, lo que distaba mucho de la realidad. Griffith solucionó este dilema con la nueva, simple y elegante argumentación de que la fractura de un material conteniendo una grieta, podría ser tratado como un problema de equilibrio termodinámico en que si el aumento de la energía superficial resultante de la creación de una nueva superficie en las paredes de la grieta propagada, era igual a la disminución de la energía de deformación alrededor de la grieta, el proceso de propagación de ella ocurriría entonces sin requere-

rir de aumento del esfuerzo externo.

Esta deducción teórica fue complementada con experimentos que establecieron tres importantes aspectos: la teoría previa sobre fractura era inadecuada, la condición de energía era cumplida por los vidrios y por último, que si se tenía el cuidado de remover de un sólido los defectos similares a las grietas, aumentaba la resistencia de él.

En aquella época, y aún hoy en día, su trabajo sobre fractura llamó poderosamente la atención de los investigadores, no sólo porque presentó nuevas y poderosas ideas técnicas y describió claramente sus bien planificados y cuidadosos experimentos, sino también porque combinó estos elementos de manera magistral. De esto resultó una coherencia y englobamiento que es muy raro encontrar en publicaciones individuales.

Estas características, además de la importancia intrínseca de sus conclusiones, constituyen los atributos que una publicación debe tener para ser considerada un clásico en su género, y así lo estimó la revista especializada *Transactions of the American Society for Metals (ASM)*, que lo incluyó en 1968 en la serie "Metallurgical Classics", cinco años después del deceso del gran autor.

Junto a sus ideas y deducciones centrales sobre fractura frágil, esta publicación presentó muchas otras que son aparente-

mente originales. Por ejemplo, desarrolló un método para la medición de tensiones superficiales en vidrios a bajas temperaturas, y también demostró que probetas de vidrio recién preparadas tenían una gran resistencia, pero ésta disminuía rápidamente con el tiempo. Así las probetas ensayadas inmediatamente después de confeccionadas, eran capaces de soportar deformaciones elásticas hasta de un 100/o.

Otra significativa deducción consistió en que al superponer, deliberadamente, presiones durante los procesos de conformado en frío, debería facilitarlos, al crear un estado de esfuerzos que dificultaría la propagación de grietas, y también explicó, sobre una base simple y racional, la conveniencia de obtener tamaños de granos pequeños para aumentar la resistencia de los materiales policristalinos.

Estos conceptos y los métodos experimentales someramente descritos aquí, no sólo sirvieron de base a la mecánica de fractura, sino que también lo han sido en varias otras áreas del conocimiento: en Física del estado sólido, para la determinación de tensiones superficiales, en Geología para caracterizar la resistencia de la propagación de grietas en materiales, en Ingeniería Metalúrgica, en Tecnología de Cerámicas y Polímeros para ayudar al diseño de mejores materiales.

(Continúa en la Página 82)

BIBLIOGRAFIA

1. A.A. GRIFFITH, "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids", *Philosophical Transactions of the Royal Society*, 221 A, (1920).
2. A.A. GRIFFITH and G.I. TAYLOR, "The Use of Soap Films in Solving Torsion Problems", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Londres, (1917).
3. O. STEWART, "Aviation: The Creative Ideas" Frederick A. Praeger, Inc., New York, (1966).
4. I.J. GILMAN, "Griffith's Crack Theory", *Transactions of the ASM*, (1968).



Eduardo Cubillos Artigas
Estudiante de Ingeniería Civil 612.

TECNICAS DE COLADA, SOLIDIFICACION DIRECCIONAL Y MONOCRISTALES EN ALABES DE TURBINAS

Traducido y condensado desde: "The Development of Columnar Grain and Single Crystal High Temperature Materials Through Directional Solidification", Francis L. Vernynder and M.E. Shank, Materials Science and Eng. Vol. 6 (1970), 213-247.

La intención de este trabajo es dar alguna información sobre la fabricación de álabes de turbinas y paletas de ventilador a la vista de nuevas superaleaciones y sobre todo de la incidencia de factores tales como, la estructura direccional y de tipo monocristalina, logradas como respuesta a tratamientos térmicos y técnicas especiales de fundición.

Las mejoras actuales han sido significativas con respecto a ductilidad, resistencia al choque térmico a alta temperatura y resistencia al creep; todas ellas sensibles a las variables dirección de esfuerzo, número y dirección de bordes de grano.

1. Desarrollo de nuevas Superaleaciones

Si bien en un comienzo las aleaciones de alta resistencia y refractariedad eran fabricadas tanto en base Cobalto como en base Níquel y el material era usado en la forma de colada o trabajado, la tendencia actual, 1970, ha sido la forma colada y

el empleo de superaleaciones de Níquel. Aún a riesgo de sobresimplificar, es posible caracterizar a la mayoría de las superaleaciones base Níquel con una simpleza estructural y cierta complejidad química. Fundamentalmente dependen para su resistencia de una precipitación de γ' (Ni_3Al) en γ (solución sólida Ni) con una fracción en volumen de γ' del orden de 60% o más, aunque cuidando de no bajar el contenido de Cromo del rango 6-10% (peso) para no perder las características de inoxidabilidad.

También es común la adición de metales refractarios como endurecedores por solución sólida y la de C, B y Zr. El Carbono reacciona formando una variedad de fases carburo (MC , M_{23}C_6 , M_6C , M_7C_3) dependiendo de la composición y del tratamiento térmico.

En la Tabla I se listan las superaleaciones base Níquel más importantes junto a sus respectivas composiciones nominales:

TABLA I
Composiciones nominales de superaleaciones
típicas en base Níquel

Nombre de la Aleación	Composición química (%o en peso)									
	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	C	B	Zr	Otros
Hastelloy X	22.0	1.5	9.0	0.6	—	—	0.10	—	—	18.5 Fe
M-252	20.0	10.0	10.0	—	2.6	1.0	0.15	0.005	—	—
Nimonic 90	19.5	18.0	—	—	2.4	1.4	0.07	—	—	—
Waspaloy	19.5	13.5	4.3	—	3.0	1.3	0.08	0.006	0.06	—
René 41	19.0	11.0	10.0	—	3.1	1.5	0.09	0.005	—	—
U 700	15.0	18.5	5.0	—	3.3	4.3	0.07	0.03	—	—
IN 100	10.0	15.0	3.0	—	4.7	5.5	0.18	0.014	0.06	1.0 V
Mar-M200	9.0	10.0	—	12.5	2.0	5.0	0.15	0.015	0.05	1.0 Nb
B 1900	8.0	10.0	6.0	—	1.0	6.0	0.10	0.015	0.10	4.0 Ta
TRW-NA5A VIA	6.0	7.0	2.2	5.8	1.0	5.3	0.16	0.18	0.12	0.34 Nb 8.3 Ta 0.6 Re 0.5 Hf
NX 188	—	—	18.0	—	—	8.0	0.04	—	—	—

Como ya se mencionó, es sobre el creep donde se muestra más claramente la dependencia de cómo las propiedades del borde de grano afectan el comportamiento de la fractura. Se ha centrado en él la atención puesto que es allí donde la mayoría de los sucesos adversos están ocurriendo; se ha notado deslizamiento de los bordes, cavitación intergranular y nucleación de huecos durante el creep, precipitación en los bordes dejando zonas adyacentes despojadas, etc.; todos estos aspectos revelan la complejidad de la deformación y fractura en el creep de policristalinos. Un hecho significativo, y causa de los ya mencionados efectos adversos, es el notar que todos ellos ocurren sobre los bordes orientados en forma normal al eje de esfuerzo principal, lo que sugiere como solución el eliminar estos bordes de la estructura, ocupando para ello formas y técnicas diversas de colada, solidificación direccional y obtención de monocristales.

En los metales y aleaciones colados se presentan dos tipos de granos, descritos como equiaxiales y columnares. El mecanismo de formación de cada uno, depende de muchas variables como ser: composición, temperatura de colada, temperatura del molde y su gradiente térmico, tamaño y forma, etc.

Las estructuras columnares, deseadas, se darán en los casos en que se encuentren condiciones tales como: primero, el flujo de calor debe ser unidireccional provocando que el movimiento de la interfase sólido-líquido y el crecimiento de granos se efectúe en una sola dirección; segundo, no debe haber nucleación en el líquido frente a la interfase de avance.

En general se encuentra que bajo las condiciones de un gradiente de temperatura, que puede ser

impuesto por un enfriador, el crecimiento de granos con dirección [001] es preferente.

Los medios para controlar la dirección de crecimiento y la orientación cristalina han sido dados por Versnyder y Guard¹ para aleaciones Ni:Cr:Al. En experiencias Versnyder desarrolló álabes solidificados direccionalmente usando moldes calentados por resistencias o equipos de inducción, todos ellos en condiciones de vacío y enfriamiento controlado.

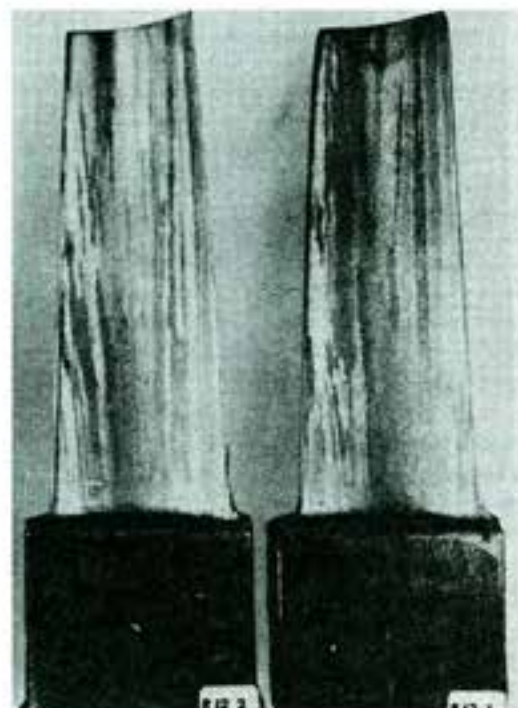


Fig. 1. Sección longitudinal de álabes macroatacados.

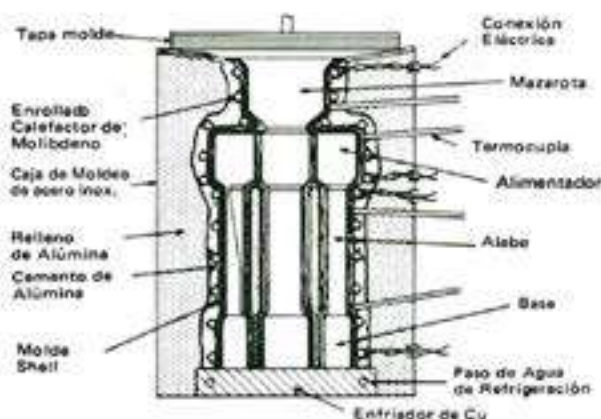


Fig. 2. Arreglo Molde Resistencia para la colada de álabes solidificados direccionalmente.

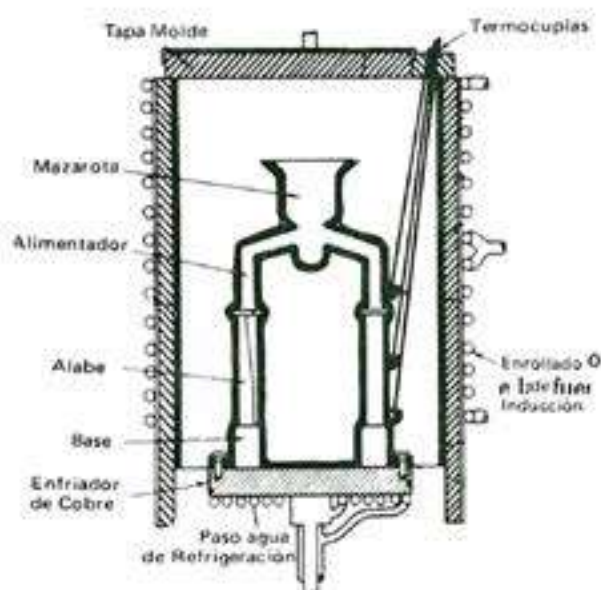


Fig. 3. Molde tipo Shell calentado por inducción para colada de álabes solidificados direccionalmente.

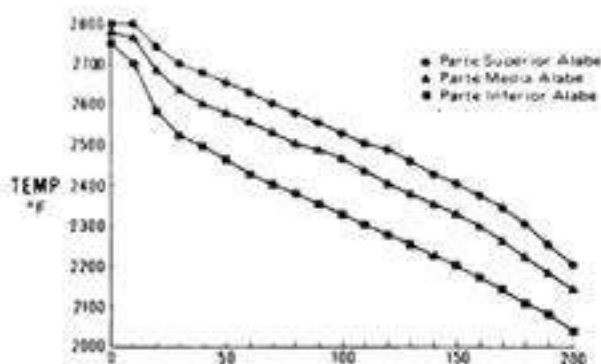


Fig. 4. Curva de enfriamiento típica del proceso en fig. 2 y fig. 3.

En las figuras 1, 2 y 3 se aprecian los esquemas generales de los arreglos utilizados y la sección longitudinal de álabes macroatacados que exhiben desarrollo columnar.

2. Obtención de Monocristales:

Este método, dependiente en parte de la solidificación direccional, es plenamente reproducible y adaptable a una fundición comercial. Doce álabes han sido colocados simultáneamente usando una técnica algo modificada del Shell Molding. El molde es precalentado a una temperatura más alta que la T_f de la aleación y efectuando la solidificación con un riguroso control tanto de la temperatura del molde como de los gradientes térmicos, obteniéndose como resultado una orientación de crecimiento preferencial tipo [001].

El molde es muy similar al usado en la solidificación direccional, siendo la única diferencia la colocación de una constricción de vueltas múltiples en el camino de crecimiento de los granos columnares para seleccionar un grano orientado [001]. Una cavidad rectangular, llamada Iniciador, es usada para crear grano columnar cercano al enfriador.

Agrupaciones de pequeños granos columnares, movidos por el gradiente térmico controlado, crecerán a través del molde que contiene constricciones angulosas de manera que, en tales sitios sólo algunos de los granos podrán continuar su desarrollo bloqueando el avance de todos los otros granos menos favorablemente orientados.

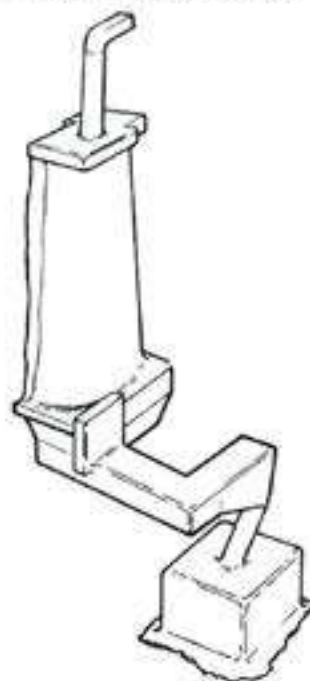


Fig. 5. Molde que muestra la constricción para producir álabes monocristalinos.

La figura 5 muestra uno de los primeros diseños; el iniciador en el fondo del molde produce grano columnar [001] con un gradiente térmico dado por el enfriador de Cobre-Agua. Una constricción de pequeño diámetro que sale en 30° hacia arriba es usada para seleccionar varios de los granos columnares, el más favorablemente orientado crecerá a lo largo de toda esta constricción y encontrará un cambio de dirección en una zona de expansión. En esta área a cada grano le es permitido crecer más rápidamente en la dirección de uno de sus planos horizontales [001] y el mejor orientado de éstos gradualmente impedirá el desarrollo a los otros granos y alcanzará la otra cara de la zona de expansión.

Un segundo cambio en ángulo recto es usado para dar seguridad que sólo uno de los granos continúa creciendo, siendo éste el que crece desde el fondo hacia arriba y a través del álabe en un gradiente térmico controlado del molde.

Un diseño más reciente, permite el llenado desde el fondo del molde y la colada de dos piezas desde cada iniciador. Una barra rectangular sirve como jito para el llenado y como uno de los elementos de la constricción. La gran sección transversal de este diseño produce un mejor control de la orientación debido al llenado rápido y uniforme del iniciador como, asimismo, mejora la conductividad térmica promoviendo la competencia de un crecimiento preferente. La característica de llenado por el fondo entrega una fundición limpia debido a la reducida turbulencia en el álabe y al atrape en el jito de materiales cerámicos.

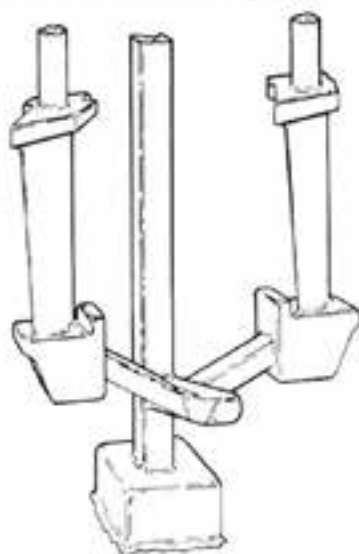


Fig. 6. Diseño de molde mejorado para dos hojas por iniciador y llenado por el fondo. Con este diseño se obtienen hojas monocristalinas para ensayos en máquinas y barras monocristalinas para ensayos mecánicos y programas de desarrollo de aleaciones.

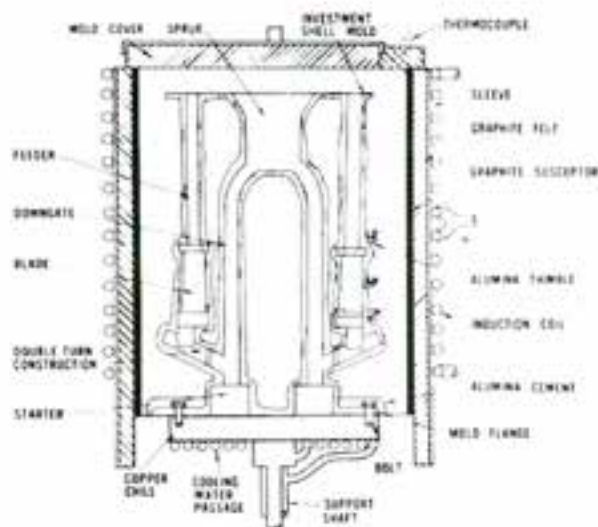


Fig. 7. Molde tipo Shell calentado por inducción para la colada de álaves de tipo monocristalino.

El molde para obtener monocristales es colocado en el horno calentador como se aprecia en la figura 7.

Lo usual es calentar el molde a 1565°C durante 15 minutos y sobrecalentar el metal en más o menos 190°C para prevenir la nucleación no deseada en las paredes del molde y sobre el enfriador.



Fig. 8. Monocristal macroatacado mostrando estructura paralela dendrítica y completa ausencia de bordes de grano. Compárese con figura inicial.

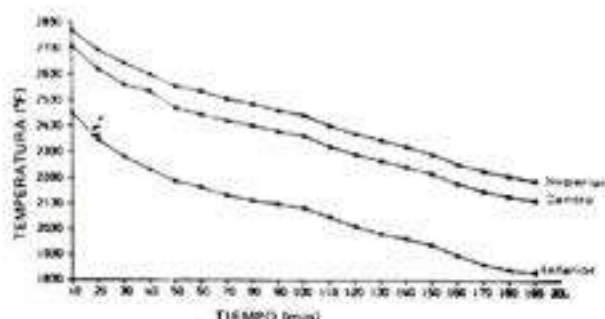


Fig. 9. Curvas típicas de enfriamiento controladas por el aporte de potencia a distintas zonas de la bobina inductora.

La estructura ideal del álabo solidificado direccionalmente consistiría en un arreglo de granos columnares paralelos al eje mayor de la pieza y con una orientación preferente [001].

La estructura ideal del monocristal estaría constituida por un monocristal puro y la orientación cristalográfica debería ser tal que la desviación entre el eje mayor y la dirección [001] no fuese más de 10° . Sin embargo, se encuentran ciertos defectos los cuales identificados apropiadamente son de fácil solución y generalmente atribuibles a dos causas principales, ya sea por variación en la estabilidad de las relaciones de tiempo-temperatura, necesaria para el control de crecimiento direccional, o por el uso de material o equipo inapropiado.

Deficiencias en el control de temperatura redundan en pérdidas de orientación preferente, formación de granos equiaxiales, segregación, fractura intergranular longitudinal en el caso de grano columnar y rechupes o porosidades.

La utilización de equipo o material inapropiado es causante de porosidad por gas, reacciones metal-molde, pérdidas de las dimensiones exactas o divergencias de granos en el caso de estructura de granos columnares.

Los defectos estructurales, debido a su potencial efecto adverso sobre las propiedades mecánicas, son de primera importancia, por lo tanto, durante la inspección se deben colocar estándares para la aceptación ya sea del monocristal o del material solidificado direccionalmente.

Los defectos típicos que se pueden presentar en materiales solidificados direccionalmente son: divergencia del grano columnar con el eje mayor, la nucleación de granos columnares de orientación distinta a la [001] y granos equiaxiales. En monocristales, una orientación fuera del ya dicho rango de los 10° constituye el defecto más común.

Se admite² que las propiedades transversales de un material solidificado direccionalmente son equivalentes a las propiedades que posee uno colado convencionalmente (policristal); luego es dable es-

perar un deterioro proporcional a la divergencia con el eje mayor. La nucleación de granos desorientados, tiene un marcado efecto sobre las propiedades mecánicas; una investigación de la orientación cristalográfica y tiempo de uso en monocristales de la aleación Mar-M200 mostró que a una temperatura de 760°C y a una presión de 10^5 psi, la vida útil variaba desde 5 horas a más de 190 horas para cristales de orientaciones [011] y [001] respectivamente. Los granos desorientados son el producto de permitir que la temperatura del molde sea inferior a la del metal líquido lo que provoca la nucleación heterogénea y al azar.

3. Propiedades Ingenieriles v/s Tipo de Estructura

La superaleación Mar-M200 cuando es solidificada direccionalmente es una de las aleaciones base Níquel más resistentes y refractarias; dado lo representativa de su grupo, ha sido elegida para efectuar el desarrollo siguiente.

Su estructura en estado de colada presenta una pronunciada segregación interdendrítica durante la solidificación. Las dendritas son ricas en W y Co, mientras que las zonas interdendríticas lo son en Cr, Ni, Ti y C. La fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), presente en un 60% en volumen, precipita coherente en la matriz γ -diseminada en las regiones interdendríticas y con menos carburos y eutéctico ($\gamma - \gamma'$).

Tanto la fase γ' como el eutéctico contienen más Al, Ti, Ni y menos W, Co y Cr que la matriz γ . Esta segregación se remueve parcialmente por tratamiento térmico, eliminando el eutéctico y refinando la dispersión γ' generándose además un carburo semicoherente: M_{23}C_6 .

Por norma general, el tratamiento térmico mejora la resistencia de borde de grano y la resistencia general en el caso de monocristales; el tratamiento térmico usualmente involucra un recocido a temperatura intermedia ($871-900^\circ\text{C}$) por un tiempo que va entre 20 a 60 horas. Para monocristales se muestra efectivo un envejecimiento a $1,231^\circ\text{C}$ por 1 hora. Sólo a modo de indicación, según el proceso seguido y la propiedad que se desea desarrollar, los tratamientos térmicos acostumbrados se pueden resumir como:

Colado Convencional:

Enfriado en Horno, 871°C por 50 horas.

Direccionalmente Solidificado:

Enfriado en Horno.

Monocristal (sometido a tracción):

Enfriado en Horno.

Monocristal (sometido al creep):

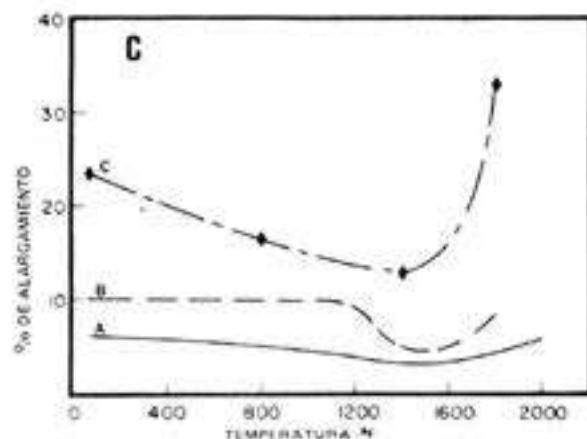
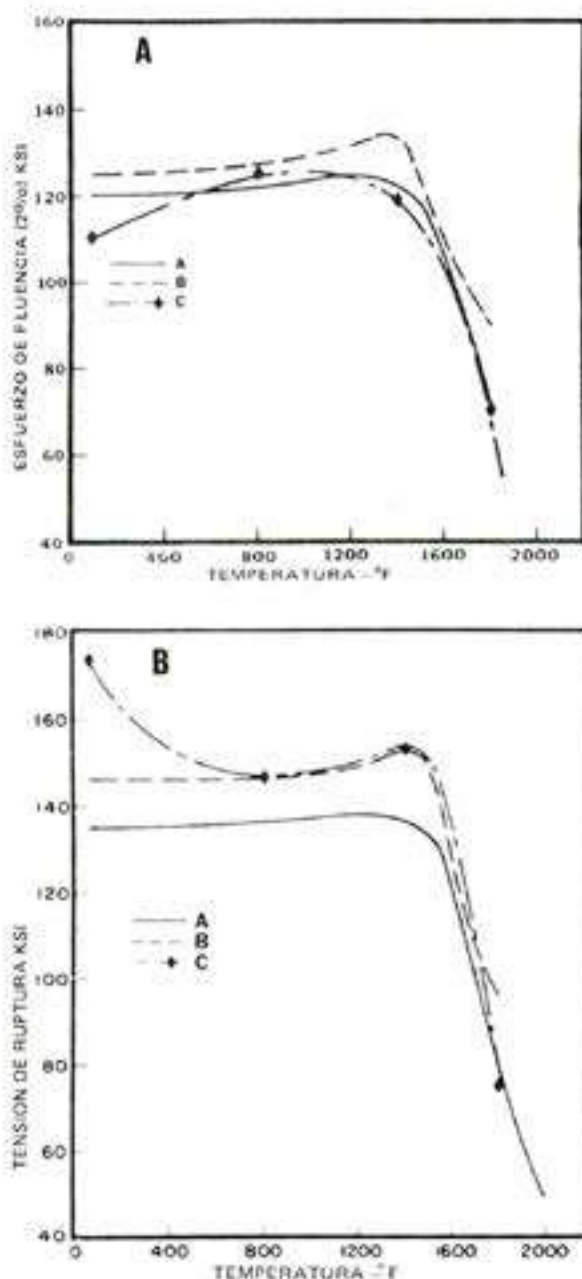
Enfriado al Horno, 871°C por 32 horas y envejecido a $2,250^\circ\text{F}$ ($1,231^\circ\text{C}$) por una hora.

Propiedades de Tracción

Las propiedades de tracción de los tres tipos colados de la aleación Mar-M200 se comparan en los gráficos de la figura 10.

El alargamiento muestra un mínimo en aproximadamente 1400-1500°F (760-815°C) para todos los materiales. Esto indica que el fenómeno es una propiedad intrínseca de la aleación y no está asociada a los bordes de grano aunque la importancia de este comportamiento puede ser enmascarado por fractura por bordes como en el caso de la probeta colada en forma convencional.

Fig. 10. Propiedades de tracción.



Con respecto a temperatura:

- Variación del esfuerzo de fluencia.
- Variación de la tensión de ruptura.
- Variación del porcentaje de elongación.

Siendo respectivamente:

- A = Colada Convencionalmente.
- B = Direccionalmente Solidificada.
- C = Monocristal.

Propiedades de Resistencia al Creep

Una significativa importancia adquieren los materiales monocristalinos y columnares sobre los colados convencionalmente o policristalinos. Como ejemplo se puede ver que la cantidad de esfuerzo que produce ruptura en una probeta testada por 100 horas es mayor para la Mar-M200 solidificada direccionalmente que para la convencional y aun mayor que una aleación del tipo trabajada (forjada) policristalina como es la Udimet-700 (Ver tabla 1 de composiciones).

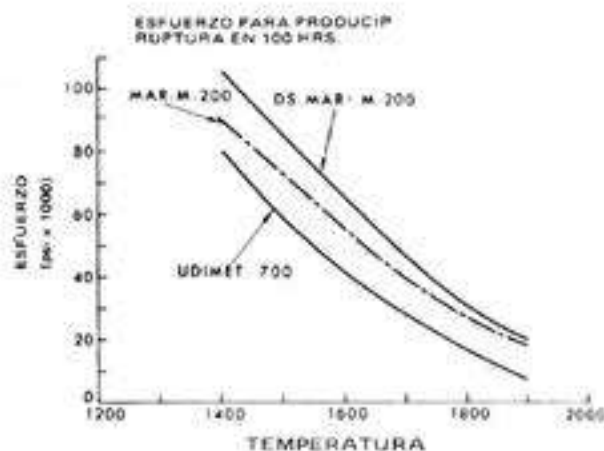


Fig. 11. Comparación de esfuerzos de ruptura a varias temperaturas del Udimet-700 (trabajado) con el Mar-M200 en estados colado convencional y solidificado direccionalmente.

El efecto más marcado de la solidificación direccional está ilustrado en la figura 12 para un número de aleaciones. La banda inferior está referida a los materiales colados convencionalmente y los valores de elongación varían desde menos del 50/o a 1400°F a menos de 100/o a 2000°F. La banda superior tiene un mínimo de 50/o a 1400°F incrementando a sobre 150/o a 2000°F y corresponde a las aleaciones solidificadas direccionalmente.

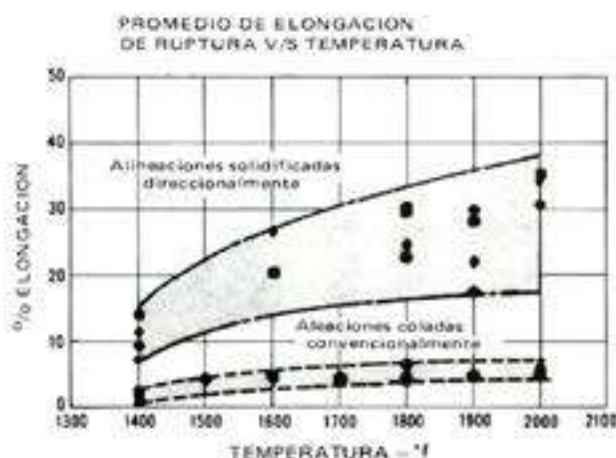


Fig. 12. Elongaciones comparadas de aleaciones en condición de solidificación direccional y convencional versus temperatura (°F).

A modo de resumen, se presenta la Tabla II en donde se reúnen las propiedades de creep, elongación y vida media para diversas temperaturas y cargas (°F y Ksi) respecto a su estado de colada.

Propiedades afines a la Fatiga

Los granos columnares y monocristales exhiben el mismo comportamiento de resistencia a la fatiga a distintas temperaturas, sin embargo, el policristal tiene un tiempo de vida que es uno o dos órdenes de magnitud menor a los materiales solidificados direccionalmente. A altas temperaturas, la iniciación y propagación de la grieta ocurre en los bordes de grano y la velocidad de iniciación y propagación de tipo intergranular es considerablemente

mayor que el tipo transgranular para las mismas condiciones de ensayo. Las superaleaciones de Níquel poseen un modo muy heterogéneo de deformación a causa de una alta fracción volumétrica de γ' en su microestructura³; la iniciación de una grieta ocurre en los defectos tales como microporos y fases frágiles como carburos, nitruros y otros, propagándose hasta la fractura. Otros centros de agrietado son los localizados en bordes de grano normales al eje de mayor esfuerzo.

Aun en materiales solidificados direccionalmente, la iniciación de una grieta puede ser intergranular y comenzar en segmentos de granos columnares que están transversales al eje de mayor esfuerzo. Estas pequeñas secciones transversales actúan de la misma forma que policristales en el material convencional y según su intensidad pueden disminuir grandemente las propiedades óptimas logradas.

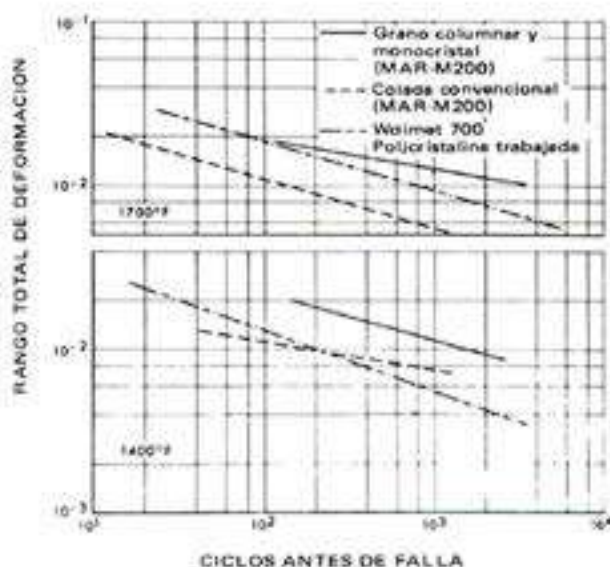


Fig. 13. Comparación de propiedades de resistencia a la fatiga a 1400°F y 1700°F para la Udinet-700 (trabajada) y la aleación Mar-M200 en sus diversos estados.

TABLA II
Propiedades de Creep y ruptura por esfuerzo de Mar-M200 según su estado de colada.

	1400° F/100 k.s.i.			1600° F/50 k.s.i.			1800° F/30 k.s.i.		
	Rupture life (h)	Elongation (%)	Min. creep rate (in./in./h)	Rupture life (h)	Elongation (%)	Min. creep rate (in./in./h)	Rupture life (h)	Elongation (%)	Min. creep rate (in./in./h)
Conventionally cast	4.9	0.45	70.0×10^{-5}	245.9	2.2	3.4×10^{-3}	35.6	2.6	23.8×10^{-3}
Directionally solidified	366.0	12.6	14.5×10^{-5}	280.0	35.8	7.7×10^{-3}	87.0	23.6	25.6×10^{-3}
Monocrystal	1924.0	14.5	2.2×10^{-5}	548.0	18.1	1.4×10^{-3}	107.0	25.6	16.1×10^{-3}

4. Desarrollo futuro en la Solidificación Direccional y nuevas superaleaciones

Los beneficios alcanzados por las propiedades a altas temperaturas de partes monocristalinas y solidificadas direccionalmente, están ahora siendo más ampliamente reconocidos y se puede así esperar nuevos desarrollos adicionales, nuevas técnicas, nuevos aparatos, modernos diseños de moldes y nuevos métodos de estabilizar el gradiente térmico y velocidad deseados durante la solidificación. En el área de investigación, Kear y colaboradores⁴ han descrito un nuevo método para tener cristales orientados con diferentes composiciones y en el área de producción, Chandley y Fleck^{5,6,7}, han descrito técnicas para obtener o mantener solidificación direccional en álabes, Bolling⁸ ha descrito la solidificación direccional para obtener discos y hojas de turbinas; mientras Copley y colaboradores⁹, han inventado un resorte para alta temperatura monocristalino.

Ya que la solidificación direccional y los monocristales abren un nuevo camino al diseño de aleaciones, pueden desde ya esperarse algunas "hechas a la medida" para las propiedades deseadas; de hecho una anunciada por Pratt and Whitney Aircraft,

designada como NX188 y descrita por Maxwell¹⁰ posee un punto de fusión mejorado, excepcional resistencia a la ruptura por creep y estabilidad estructural, estos pocos ejemplos dan alguna anticipación del futuro. □

BIBLIOGRAFIA

1. F.L. VERSNYDER y R.W. GUARD, Trans. Am. Soc. Metals, 52 (1960), 485.
2. B.J. PEARCEY y B.E. TERKELSEN, Trans. AIME, 239 (1967), 1143.
3. M. GELL y G.R. LEVERANT, Proc. Third Bolton Landing Conf. on Ordered Alloys, 1969.
4. B.H. KEAR, S.M. COPLEY, M.F. HORNBECKER y L.W. SINK, Trans. AIME, 245 (1969), 1361.
5. G.D. CHANDLEY, U.S. Pat. 3,376,915, (1968).
6. G.D. CHANDLEY, U.S. Pat. 3,441,078, (1969).
7. D.G. FLECK, U.S. Pat. 3,411,563, (1968).
8. G.F. BOLLING, Seminar Solidification, Am. Soc. Met. (1969).
9. S.M. COPLEY, D.N. DUHL y B.H. KEAR, U.S. Pat. Pending (1970).
10. D.H. MAXWELL, Pratt and Whitney Aircraft, FRDC, Report GP69-168, (1969), a publicarse en Metals Eng. Quart.

CONTRIBUCION DE Compañía Minera Disputada de Las Condes S.A.

- ARENAS CUARZOSAS PARA MOLDEOS Y ALMAS
- TIERRAS PARA MOLDEO DE ALEACIONES
FERROSAS Y NO FERROSAS

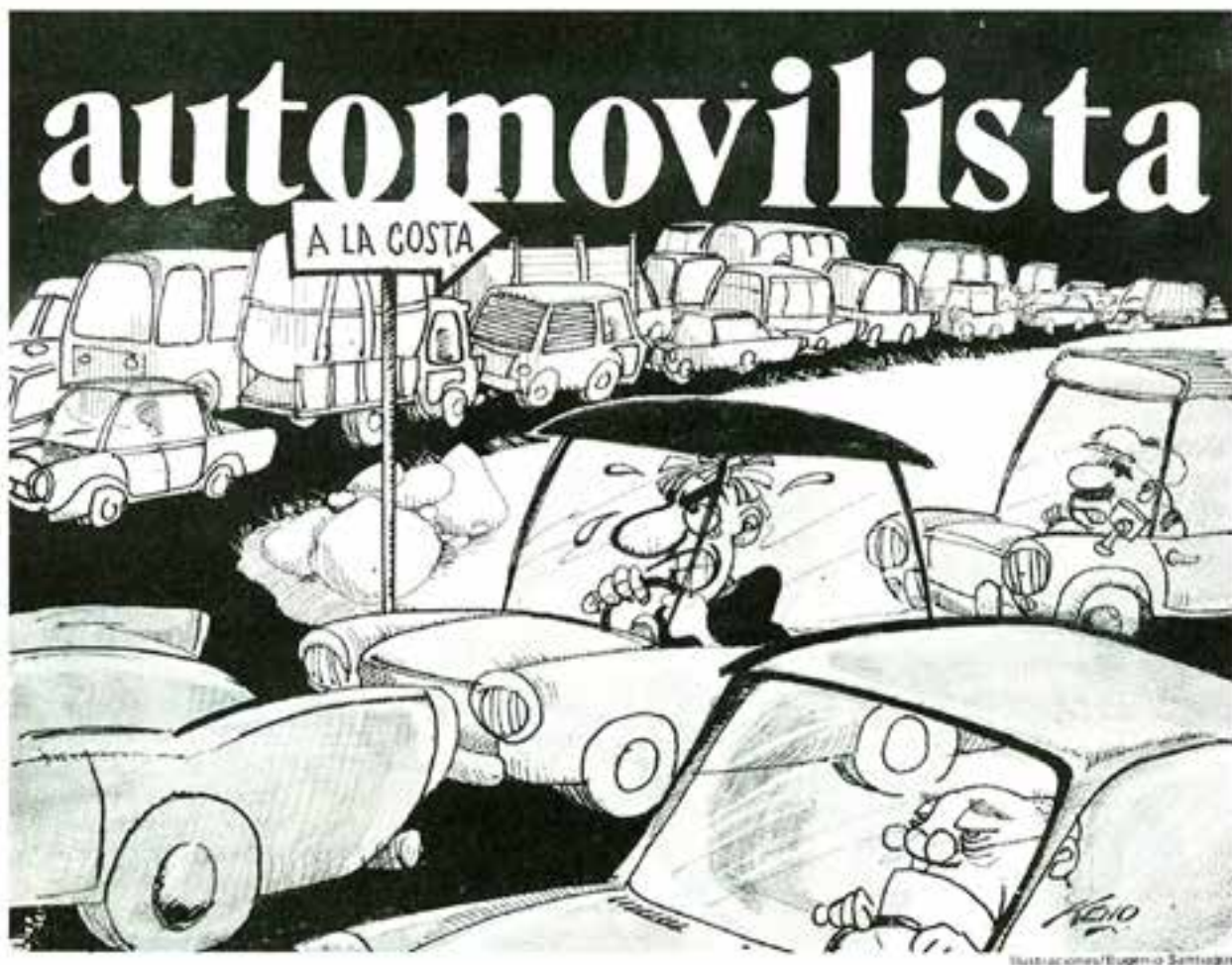
GRANALLAS DE CUARZO PARA ARENADO -
ARENAS PARA FILTRO -

PRODUCTORA DE CUARZO "EL PERAL" LTDA.

SEMINARIO 143. OF. 306

TELEFONO 221850

Especifique sus requerimientos.... Fabricaremos el producto exacto que Ud. necesita.



Ilustraciones/Eugenio Santiago

Ya sé amigo, que usted es peatón igual que yo, y conoce los problemas que pueden sucederle a todo aquel que anda en el auto de Armando.... ¡A propósito de autos! como peatón que se respeta, tengo varios amigos con cuatro ruedas y naturalmente, ocasión de ver cómo su personalidad va adquiriendo nuevas facetas desarrolladas con el uso de ese artefacto, sueño de muchos y problemas de otros muchos.

Tienen un especial concepto de la categoría de su "coche". Si es un último modelo, se refieren a él como el "cacharro"; si es verdaderamente un ídem, entonces lo mencionan con nombres, apellidos y fecha de nacimiento: Volkswagen Karman 1960, Ford Thames 1959. Pero el cambio se inicia inmediatamente con la compra del primer automóvil,

todos sus amigos tendrán que soportarlo y conocer las gracias de la adquisición y el rendimiento bárbaro que es capaz de sacarle. Además, preocupa a todo el mundo con las odiseas de los repuestos o el proceso de las descomposturas y sus reparaciones.

Conocí hace años, a uno de estos especímenes que había adquirido un Ford 30, todos nos enteramos de la calidad de la diéhsa antigualla. Un día, como de costumbre, nos amargaba con un problema: — ¡Ustedes no saben lo preocupado que me tiene! — nos decía. — Una vibración muy fuerte que se presenta cuando comienzo a acelerar, pero lo raro es que cuando voy emballado, cesa la vibración... De inmediato saltó un chusco: — No debieras preocuparte, eso sucede siempre que se atraviesa la barrera del sonido...

¡Son tan exagerados! Recuerdo a un amigo que me decía: — Fíjate que el tren delantero lo tenía como la mona (el del auto, entiende) lo llevé a un garage que me recomendaron y no sé si me lo dejaron muy bueno o se pasaron. Con decirte que cada vez que paso por encima de esas marcas de pintura amarilla



Juan Valencia.

que ponen en las esquinas, las siento de inmediato...

También adquieren gran sensibilidad auditiva: uno va tranquilamente con ellos, conversando animadamente cuando de improvisto interrumpen y dicen: — ¡Mira! — Uno no halla dónde mirar. — ¿Sientes? — Como no sentimos nada se pone cara de inteligente para evitar una mala opinión. Por suerte nos ilustra: — ¡Ese ruido me tiene loco! , he desarmado varias veces el tren delantero y no lo he podido ubicar. Este sábado desarmaré el tren trasero.

Uno trata de detectar el famoso ruido sin conseguirlo, el interior parece tumba, y consideramos la posibilidad que el amigo tenga los platinos gastados o le patine el embrague, o sea, un caso avanzado de "ruiditis", típica enfermedad "tuerca".



En una ocasión me pasé de listo. Cuando me dijeron ¡mira! yo dije — ¡Sí! — Y cuando me preguntaron — ¿Sientes? — Usando un tono de entendido contesté:

— ¡Claro! , y no hay duda de que el grillo se te alojó en la bisagra de la puerta.

Me quedó mirando con estupor, después con enojo y en seguida reaccionó: — ¡Animal! , te pregunto si te has dado cuenta que ya instalé la calefacción...

Pero donde la transformación es más notable es en la facilidad para expresarse de sus congéneres y toda la familia; pareciera que han seguido cursos especia-

les de adjetivación. Sin embargo, tal como relataba una turista norteamericana, poseen gran sentido social y siempre están prontos a saludar a todos los colegas, pero con la palma de la mano hacia arriba.

¡Y qué me dicen de las famosas puertas! , yo no le achunto nunca cuál es la manilla o para qué lado se mueve para salir; después al cerrarla, si se hace suave para cuidarle el cacharro al amigo, ésta queda semi cerrada y se oye un severo ¡¡¡quedó abierta!!! Si se cierra fuerte para asegurarse, el reto que viene es peor: — ¡Otro portazo y me desarmas el cacharro, cavernícola!



Otra cosa, yo les escribiría a todos los fabricantes de autos proponiéndoles una idea para evitar la frustración del acompañante. Se trata de instalar en el piso, al lado del conductor, otro freno, de pedal y que no frene nada, pero con un buen resorte, así el acompañante lo puede usar a su antojo en cada esquina, especialmente cuando el otro se sienta un Salazar (el corredor). Al final no tendrá que oír esa frase irónica del capo: — Oye atado de nervios, me dejaste el piso hundido.

Sin embargo, sufren mucho, sobre todo los que le pegan poco a las tuercas. Tienen que pagar hasta las ganas cualquier arreglo, aunque sea cambiar un perno. A veces su entusiasmo y deseos de ahorrar los decide a arreglar personalmente las panas. Se meten debajo del cacharro y sa-

len tan cochinos que las esposas ponen el grito en el firmamento, puede oírse:

— ¡Pero m'hijito! Cómo se le ocurrió meterse con esos pantalones y esa camisa. ¡Mira cómo los dejaste de tierra y grasa! Y eso no sale tan fácil, hay que lavarlas aparte. — ¡Noo! no entre por aquí, entre por el patio, y por favor cámbiese, cuidado con sentarse en el living.



Finalmente, cuando ya está totalmente ambientado con su cacharro, la esposa inicia un siniestro plan destinado a quitarle esa prenda que tanto ama. Los comienzos son siempre suaves:

— M'hijito. ¿Cuándo me enseñan a manejar? ¡Debe ser lindo!

Silencio.

— Si yo supiera manejar te evitaría un montón de problemas. Sigue el silencio.

— Los chicos tienen que estar temprano en el colegio y después hay que traerlos. Como tú no tienes tiempo, yo me puedo encargar si supiera manejar.

Continúa el silencio. Pasa un tiempo corto y...

— M'hijito te tengo una grata sorpresa, una amiga me dio la idea, fíjate que me inscribí en un curso para aprender a manejar, si me ayudas con la mitad no tendré problemas, y así no te quito tiempo ni te sale tan caro.

Ya no hay tanto silencio, porque después vendrá la orden:

— ¡Juan, dame las llaves del auto!

Y así un día cualquiera, encontramos en la calle al amigo que antes nos acarrea a la casa.

— ¡Y viejo, está malo tu auto?

— No, lo tiene mi mujer, prometió venirme a buscar y ya llevo una hora esperándola. ¡Tengo una rabia!

Otra cosa que me da mucha pena, es la imposibilidad que tienen estos viejos de disfrutar un buen fin de semana, de real descanso. Este placer exclusivo de nosotros los peatones, se ve negado por la presencia de esa máquina que poco a poco va dominando a su dueño. Veamos: El jueves que es muy buen día porque ya se acerca el fin de semana, se ve ensombrecido por una frase dicha en el momento más preciso para evitar negación.

— M'hijito, qué te parece que mañana viernes me lleves al cine, hay una película estupenda, la María la vio y dice que no hay que perdérsela.

— Bueno, y no la dan en la tele...

— Te digo que es un estreno y pasará mucho para que la den en la tele. Además en la noche no tiene problemas de estacionamiento.

Para el sábado hay un programa nutrido: en la mañana viaje a la feria y al autoservicio; en la tarde un paseo a ventilar a los suegros o a los niños. Para el domingo un viajecito a los alrededores de Santiago con toda la familia. — Es tan lindo el Cajón del Maipo. — Si se reclama, la respuesta es seca:

— ¡M'hijito, yo me he sacrificado toda la semana en la casa trabajando y lidiando con esos barrabases!

Sin embargo, estos viejos, cuando el cacharro está enfermo, andan más amargados que los que se han sacado 12 puntos. ¡Quién los entiende! □



CIA. MINERA TAMAYA S.A.

Con plantas de concentración en
Tamaya y Mantos de Punitaqui.

Productores de:

- Cobre
- Oro
- Plata
- Mercurio

Contribuye a la minería en la
4ª Región.

MIRAFLORES 353, 7º PISO.

EMPRESA MINERA DE AYSÉN

EMA

Promueve el desarrollo minero en la
zona del Lago General Carrera. XI
Región de Aysén Plantas en Puerto
Cristal, Puerto Sánchez y Puerto
Guadal. Producción Concentrados
de Zn, Pb y Cu.

Miraflores 353, 7º piso
Fonos: 392304 - 392239
Santiago

REFRACTARIOS PARA HORNOS DE CAL

1. INTRODUCCION

La cal es una sustancia de gran importancia industrial. En particular, la industria siderúrgica la emplea como escorificante en el proceso LD de fabricación de acero, y como aditivo en la elaboración de los aglomerados autofundentes en las plantas de pellets. La industria cuprefa, por su parte, la emplea como agente controlador del pH en los circuitos de flotación de las plantas concentradoras. En las fundiciones de cobre se usan lechadas de cal para "calear" los recipientes de transporte de escoria, y para proteger tubos de calderas recuperadoras de calor. Además del sector metalúrgico, hay diversas industrias químicas que consumen cal, tal es el caso de las plantas azucareras y las fábricas de carburo de calcio y ferroaleaciones.

Los viejos hornos Siemens-Martin empleaban caliza como escorificante, sin embargo, los modernos procesos básicos al oxígeno han promovido el empleo de cal altamente reactiva, por lo que las especificaciones actuales de la cal exigen análisis químico, grado de reactividad, y granulometría muy controlados. Exigencias análogas provienen hoy de otras industrias consumidoras de cal como las azucareras y las papeleras, en las cuales las continuas mejoras en los controles de procesos exigen productos de la mejor regularidad. Esto, a su vez, ha incentivado el estudio más a fondo de los procesos de calcinación del carbonato de calcio, y como consecuencia se han mejorado los diseños de los calcinadores antiguos y se han introducido los hornos de solera giratoria.

El precio relativamente bajo de la cal ha incentivado la idea de emplearla (cocida y densificada) como materia prima para fabricar ladrillos de hor-



Dr. Ing. Nelson Santander

Profesor Jornada Completa
Departamento Metalurgia de la U.T.E.

nos LD. Aunque no se han usado ladrillos de cal en operaciones comerciales, sí se han fabricado diversos productos experimentales en base a cal sinterizada, o bien con cal fundida. Desgraciadamente, los resultados no han sido satisfactorios debido a la fuerte corrosión que presentan frente a las escorias ricas en óxidos de hierro. Mejores resultados, sin embargo, han dado los ladrillos experimentales de cal con adiciones de aproximadamente 30% Al_2O_3 . El problema de hidratación ha sido, al menos experimentalmente, controlado.

El incremento de las velocidades de producción de los calcinadores, y las mayores exigencias al producto calcinado han hecho más severas las condiciones de operación de los hornos lo que ha traído consigo una tendencia al empleo de refractarios de 70 y 80% Al_2O_3 , e incluso de ladrillos básicos en aquellos casos en que las condiciones son las más severas.

El Cuadro 1 nos presenta un catastro de los hornos de cal que operan en nuestro país según su diseño, y según el tipo de industrias que los emplean. Cabe comentar aquí que de los hornos rotatorios usados en la industria cuprera, los 2 de Chuquicamata presentan un moderno sistema de enfriadores planetarios (Satélites), y el de la División El Teniente tiene en su interior incorporado un intercambiador trifoil. La mayoría de los calcinadores de las papeleras han incorporado ladrillos básicos en sus mamposterías. Acerca de los hornos verticales primitivos usados para calcinar conchuelas, existentes en la IV Región, no hay muchos antecedentes de su número total, debido a que no emplean ladrillos refractarios propiamente tales.

CUADRO 1
Catastro de hornos de cal en nuestro país

Tipos de Hornos	Industrias				Totales
	Metales Cobre Hierro	Azúcar	Papel	Otras	
Rotatorios	6		4	3	13
Verticales		7		2 *	9 *
De Solera Giratoria	2				2

* Hornos verticales primitivos, para calcinar conchuelas. No hay antecedentes.

El presente artículo sólo se referirá a los hornos que emplean el carbonato de calcio para calcinarlo, y producir de esa manera cal viva. Debemos recordar, sin embargo, que hay un gran número de hornos que emplean caliza, pero no con ese objetivo, ejemplos típicos son los altos hornos, los hornos reverberos de cobre, y los hornos de fabricación del clínker de cemento.

2. EL PROCESO DE CALCINACION

En los hornos de cal, el objetivo fundamental que se persigue es la calcinación o descomposición térmica del carbonato de calcio. Dicho carbonato puede emplearse como piedra caliza, como conchuelas marinas, o bien, como barro o pulpa. Según el tipo, la temperatura y la duración de la calcinación, la cal resultante será de calcinación parcial, o de calcinación a muerte. La cal formada es en general bastante reactiva, por lo que se le da el nombre de cal viva. Al hidratarla, o al formar lechada de cal, pierde esa reactividad, por lo que se le llama entonces cal apagada.

La calcinación procede según la conocida reacción heterogénea endotérmica siguiente:



La termodinámica de la reacción de descomposición de la caliza queda evaluada a través de la relación:

$$\Delta G_T^\circ = \frac{40.250 - 34,4 T [\text{cal}]}{168.519 - 144 T [\text{J}]}$$

expresión que es válida en el rango 450 a 1.150 K. El comportamiento del carbonato de calcio en función de la temperatura, y en función de la presión parcial del CO_2 en contacto con él queda gráficamente representado en la **Figura 1**. Se ha destacado allí la presión parcial que normalmente tiene el CO_2 en el aire. En la práctica, los gases de combustión son ricos en CO_2 de modo que la isobara correspondiente se desplaza significativamente hacia abajo con lo que sube apreciablemente la temperatura a la cual se descompone el carbonato. En una atmósfera hipotética de CO_2 puro a 1 at, la descomposición térmica de la caliza ocurre a los 1.156 K. En las condiciones operacionales comunes el carbonato comienza ya a perder estabilidad térmica a los 810 K (550°C).

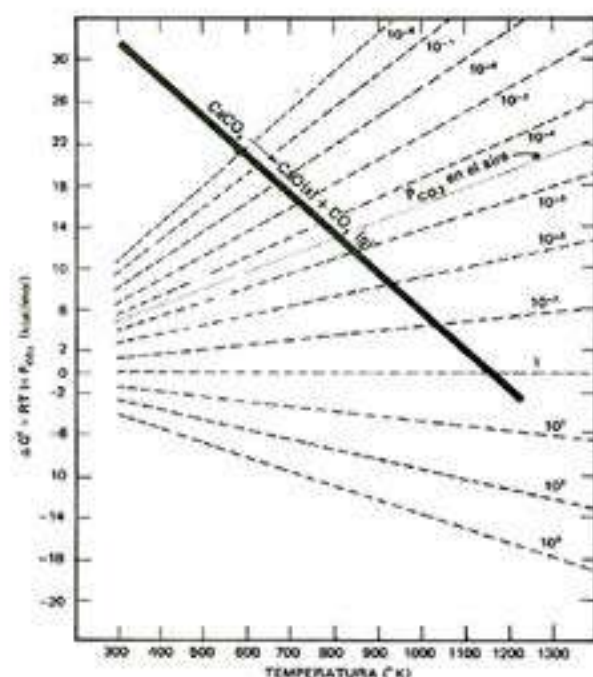


Fig. 1. Descomposición del carbonato de calcio en función de la temperatura y de la presión parcial de CO_2 .

Por su parte, la cinética de la reacción está afectada por los fenómenos de transferencia de masa y de calor, por lo que, según la naturaleza de la materia prima, y de las condiciones de la operación, tal como se aprecia en la **Figura 2**, puede quedar

controlado por las transferencias de calor, por las transferencias de masa, o bien, por la reacción química misma. En dicha figura se ha adoptado el modelo de núcleo no reaccionado, que corresponde en gran medida a lo que ocurre en el caso de emplear como materia prima las conchuelas o la piedra caliza. Se han añadido allí además las ecuaciones necesarias en las transferencias. La velocidad de la reacción se ve seriamente afectada al aumentar la presión parcial del CO_2 , y al bajar la temperatura de la calcinación.

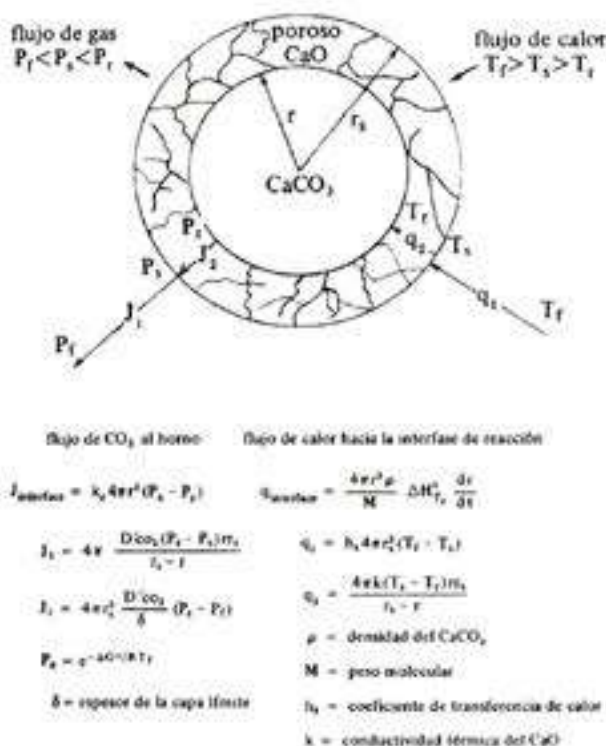


Fig. 2. Representación esquemática de la descomposición térmica de una partícula esférica de CaCO_3 . Los subíndices f, s, r, significan horno, superficie exterior e interfase de reacción, respectivamente.

Estudios experimentales señalan que los procesos que ocurren fuera de la partícula inciden en forma comparativa con los procesos externos, de modo que no es posible despreciar uno frente al otro cuando se analiza la cinética del proceso total. Los procesos externos eso sí tienen una gran dependencia de la temperatura lo que se debe a la gran dependencia que tiene ésta en la radiación. Entre los procesos externos pesa más el flujo calórico sobre el flujo másico como proceso controlante. En cuanto al efecto de la porosidad del material que se está calcinando, al crecer ésta dismi-

nuye la resistencia al flujo másico, pero aumenta la resistencia al flujo calórico. Hasta aquí no ha sido posible determinar cuantitativamente en forma separada las resistencias másicas por un lado y las resistencias térmicas por el otro.

REACCIONES ENTRE LA CAL Y LOS REFRACTARIOS

Ya hemos visto que el producto de la calcinación es una cal muy reactiva, por lo tanto, resulta de interés tener antecedentes de las reacciones que pueden ocurrir entre esta cal, y los refractarios que constituyen el revestimiento de trabajo de los hornos. Como en la generalidad de los casos los refractarios empleados son silicoaluminosos, es interesante revisar el sistema ternario $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Una reproducción de dicho ternario se muestra en la Figura 3.

El polvo de cal que inevitablemente se forma en mayor o en menor grado en el interior de los hornos de cal, penetra con facilidad en los poros de los ladrillos, y allí se centra entonces el efecto de interacción química de la cal con el refractario. El ataque ocurre preferencialmente sobre la liga de silicato que une los granos del refractario, ya que ésta puede presentar líquidos de baja fusión. Resulta entonces del mayor interés conocer la naturaleza y las temperaturas de aparición de líquidos en el ternario.

Los refractarios silicoaluminosos comúnmente empleados en la zona de calcinación varían desde un mínimo de 30 a un máximo de 80% Al_2O_3 , por lo que quedan representados en una franja composicional en la arista $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. El entrar en acción el CaO , debemos desplazarnos hacia el vértice del CaO en la figura. En los refractarios de baja alúmina pueden formarse líquidos eutécticos a 1.345°C , a 1.170°C y a 1.265°C , temperaturas factibles de alcanzar en la cara caliente de una mampostería en operación. El fenómeno ocurre mediante la disolución del óxido de calcio en la matriz de silicato aluminoso (liga de silicato del ladrillo). En las vecindades del 45% Al_2O_3 ocurre una transición en el diagrama, de modo que para mayores contenidos de Al_2O_3 los líquidos invariantes aparecen a temperaturas superiores: 1.495°C y 1.380°C . En general, puede decirse que la alúmina aumenta la refractariedad del material, no obstante, por sobre el 80% de alúmina, al menos en principio, el uso de los ladrillos quedaría limitado hasta el rango de $1.335\text{-}1.350^\circ\text{C}$ tal como se aprecia en los invariantes de baja temperatura de la figura adjunta. Una vez enfriados los ladrillos atacados, se detecta en ellos cantidades variables de los compuestos ternarios congruentes formados durante el enfriamiento: anortita y gelenita.

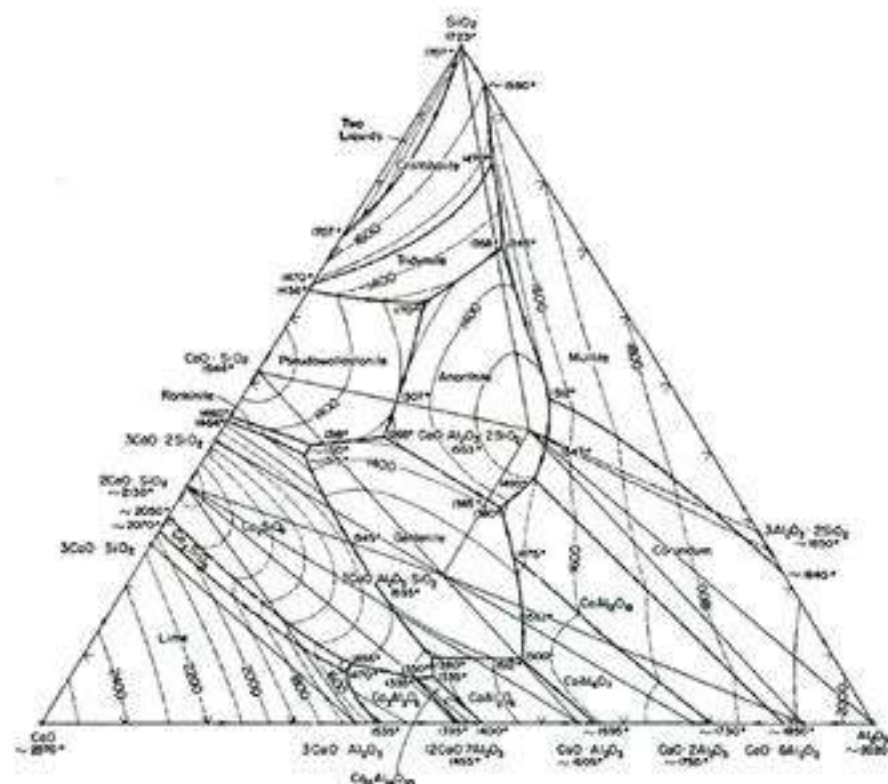


Fig. 3.
Diagrama ternario
 $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$.

Obviamente que si hay impurezas contenidas en las materias primas refractarias, en general, puede decirse que éstas afectarán en forma adversa al comportamiento antes descrito.

Si se emplean revestimientos básicos de magnesita-cromo, se aprecia una mayor resistencia química frente a la cal. El óxido de calcio ataca inicialmente la matriz ligante constituida por silicato de magnesio, formando líquidos ricos en CaO. Estos líquidos pueden a su vez disolver granos de cromita. Sin embargo, el líquido formado al comienzo es altamente viscoso, de modo que la reacción con la cromita es muy lenta y sólo tiene lugar en forma apreciable a temperaturas sobre los $1,450^\circ\text{C}$. Incluso a estas temperaturas, el líquido es aun muy viscoso y no se aprecia desintegración del ladrillo. Si se usan refractarios de magnesita, la velocidad del ataque del CaO es muy lento, pero como la magnesita tiene muy alta conductividad térmica y no es resistente al spalling, su uso en hornos de cal no se justifica en la actualidad, y por ello se utilizan los de magnesita-cromo.

3. PRACTICAS REFRACTARIAS ACTUALES

En lo que sigue se revisarán las prácticas refractarias actuales según los 3 tipos de hornos clasificados en el cuadro 1.

3.1. Hornos Verticales

Los diseños primitivos de hornos de cal se basaban en un carguío similar al de los cubilotes, es decir, el combustible sólido (coque o carbón) se introducía en capas alternadas con la piedra caliza por la parte superior del horno. Este tipo de operación se conoce con el nombre de "carga mixta", y puede operarse con tiraje natural, o bien, con tiraje forzado. Esto último exige mucho a la mampostería, pero permite obtener altas productividades.

Este simple principio de operación se aprovecha en las cercanías de Coquimbo para calcinar conchuelas en forma rudimentaria. Como las conchuelas son una excelente materia prima, se obtiene una cal de buena calidad.

Al diseño de carga mixta siguió posteriormente el diseño basado en el empleo de quemadores en la parte inferior, o bien, con cámaras de combustión exteriores. Más tarde se perfeccionó el diseño introduciendo un arco de restricción hacia la mitad del horno. Esto permite regular el flujo de la carga en la zona de calcinación dejando huecos bajo el arco por donde puede introducirse el combustible. Este diseño se puede ver en la Figura 4.

Los controles de calidad limitan el uso de estos hornos, debido a la contaminación de la cal con combustible, pero es posible convertir el proceso de modo de usar quemadores de petróleo o gas natural con lo que se mejora notablemente la calidad de la cal.



FABRICANTES DE LA LINEA MAS COMPLETA DE
REFRACTARIOS DEL PAIS

LADRILLOS Y ESPECIALIDADES • BASICOS • ALTA ALUMINA
SILICO ALUMINOSOS • CARBURO DE SILICIO • AISLANTES
FIBRAS CERAMICAS.



REFRACTARIOS CHILENOS S.A.

PANAMERICANA NORTE 3076 · CASILLA 1335 SANTIAGO

FONO: 771305 STGO.

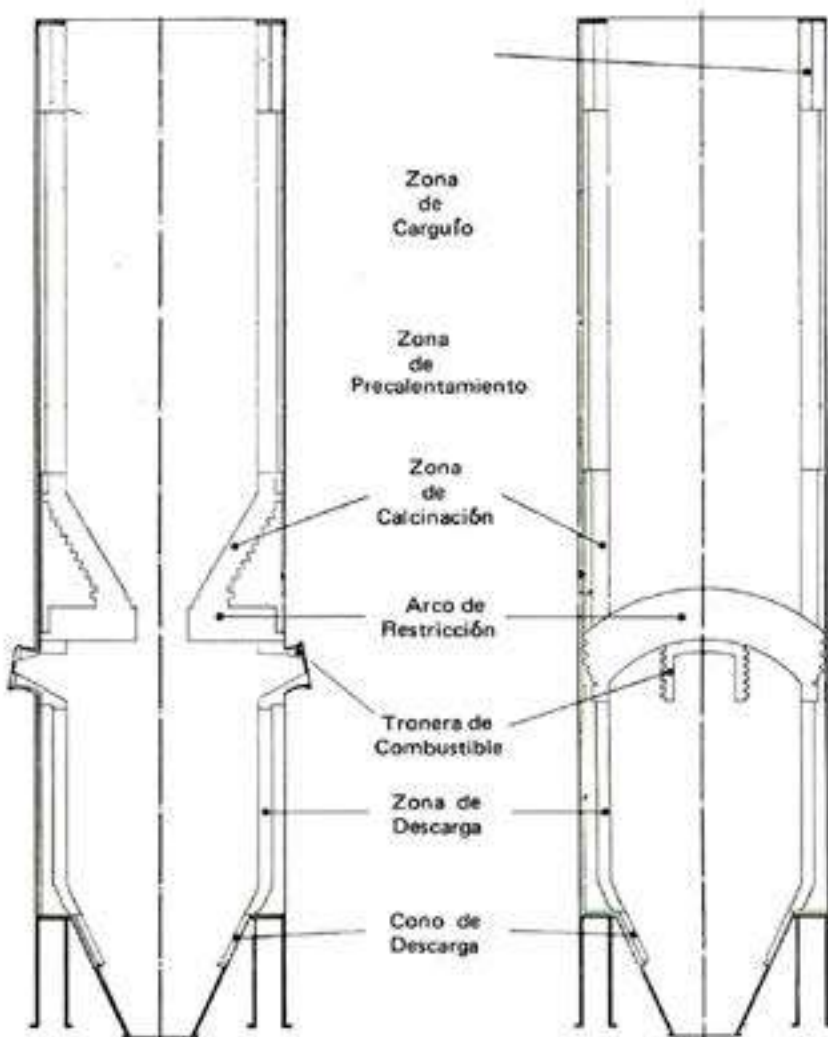


Fig. 4.
Horno vertical de calcinación de cal.

Pese a las dificultades que han tenido los hornos de carga mixta para producir caliza de alta calidad sin un horneo selectivo, estos hornos aun son económicos y en ellos pueden obtenerse altas producciones.

En general, las condiciones de calcinación de estos hornos son razonablemente favorables y los problemas se limitan a atascamientos que generan zonas de altas temperaturas.

Para el estudio de la albañilería consideraremos el horno de la Figura 4 dividido en las siguientes secciones:

- i) Zona de carguío
- ii) Zona de precalentamiento
- iii) Zona de calcinación
- iv) Zona del arco de restricción
- v) Troneras para combustible
- vi) Zona y cono de descarga

i) Zona de Carguío: aquí el revestimiento está sujeto a impacto y abrasión severas por la carga que

ingresa al horno. La temperatura en esta zona puede llegar a un máximo de 500°C gracias a la contracorrente de gases provenientes de los productos de la combustión y de la calcinación de la caliza. La refractariedad es aquí entonces de importancia secundaria comparada con la abrasión, y puede usarse un ladrillo denso de 25% Al_2O_3 . En aquellos casos en que las condiciones de calcinación se consideren muy severas, o existan posibilidades de spalling (ejemplo: con carga húmeda), puede usarse un ladrillo de mayor grado, digamos 42% Al_2O_3 .

ii) Zona de Precalentamiento: la reacción de calcinación comienza en esta zona, en la que pueden esperarse temperaturas en el rango de 500 a 700°C, y en algunos casos, debido a dificultades en el control del proceso, puede estar esta zona sujeta a amplias variaciones de temperaturas. Esto ocurre usualmente cuando la llama y los gases calientes se canalizan a través de pasajes entre la carga, o bien entre la carga y el revestimiento. Esto origina el

efecto de "soplete" que produce localmente temperaturas extremadamente altas. En esta zona, la abrasión aún es muy importante por lo que es recomendable usar ladrillos densos con 42% Al_2O_3 .

iii) Zona de Calcinación: esta es la zona más exigida del horno, y donde el posible efecto de "soplete" puede elevar la temperatura del material a valores por sobre los 1.350°C en áreas localizadas. El refractario en esta zona debe cumplir con lo siguiente:

- buena resistencia a la abrasión a elevada temperatura
- constitución mineralógica y química que resista el ataque de la cal a las temperaturas de trabajo
- buena resistencia al spalling para evitar deterioro del enladrillado al apagar o al encender el horno.

En los hornos en los cuales la operación es sencilla, basta emplear un ladrillo denso de alta alúmina tipo 70%. En aquellos casos de mayor severidad pueden usarse ladrillos de magnesita-cromo 50 de alta resistencia a la abrasión y al ataque por CaO .

iv) Zona del Arco de Restricción: la zona del talud del arco controla el flujo de caliza a la zona de calcinación, pero debido al flujo de gases calientes y al efecto de chimenea que provoca el arco, la calcinación comienza por sobre la restricción, lo que somete a la superficie superior del arco a gran abrasión a altas temperaturas. Se recomienda usar aquí 70% Al_2O_3 .

Si las operaciones exigen altas producciones o se producen en ellas elevadas temperaturas de calcinación, en el arco y en la parte baja de la zona de calcinación se requiere emplear ladrillos básicos densos de magnesita-cromo 50.

Hay hornos que en lugar del arco llevan un emparrillado que sirve para canalizar la carga y para favorecer la circulación de gases calientes. Aquí la abrasión es muy severa por lo que se exige un ladrillo denso y de alta refractariedad.

En aquellos hornos que no tienen ni arco ni emparrillado, la carga al salir de la zona de calcinación entra a la zona de descarga, que normalmente tiene un diseño tronco-cónico invertido. Su revestimiento se verá en el párrafo (vi) que sigue más adelante.

v) Troneras: se emplean aquí refractarios similares a la zona iv).

vi) Zona de Descarga: esta sección del horno no está sometida a muy alta temperatura, ya que la caliza que abandona la zona de calcinación aproximadamente a 1.000°C se enfría con el aire introducido por la boca de descarga. No obstante, el

refractario está sujeto a considerable abrasión por la cal que desciende, y a fluctuaciones de temperaturas por el efecto del aire frío que se filtra al extraer la cal. Pueden usarse aquí entonces ladrillos densos de 42% Al_2O_3 . El efecto abrasivo es particularmente severo en el cono de descarga.

Revestimiento de Aislación: al usar aislaciones la decisión económica es fundamental, ya que mayor aislación significa ahorro de energía pero también mayor consumo de refractarios.

La Figura 4 nos ilustra una mampostería con aislaciones de diversos espesores. Un material aislante profusamente empleado en estos casos es la diatomita.

Revestimientos Monolíticos: en la zona de carguío es posible emplear concreto proyectable de 1.100°C en situaciones en que se requieran reparaciones de emergencia. El proyectado debe hacerse sobre la zona deteriorada previamente limpiada mediante granallado.

La zona de precalentamiento puede repararse proyectando concreto de alta alúmina de 1.700°C. En la descarga puede emplearse el mismo refractario monolítico mencionado para la zona de carguío. Las aislaciones monolíticas pueden hacerse con mezcla proyectable en base a diatomita.

3.2. Hornos Rotatorios

La obtención de cal en hornos rotatorios no es tan económica en cuanto a consumo de combustible como en los hornos verticales, pero permite producir cal de alta calidad adecuada para las exigencias siderúrgicas.

En general, los problemas de abrasión, de spalling y de ataque químico son similares a los que aparecen en el horno vertical, pero las condiciones de temperatura dentro del calcinador son superiores debido a la radiación desde el lecho de material hacia la mampostería.

Para analizar la albañilería de un horno rotatorio de cal es útil seccionarlo tal como se aprecia en la Figura 5. El perfil del dibujo es el mismo a lo largo de todo el horno, excepto en la entrada misma. Hornos más modernos muestran perfiles bastante diferentes, y sobre ello se discutirá más adelante.

Los perfiles térmicos para los gases, las paredes y la carga, junto a las condiciones de operación de los refractarios se muestran en la Figura 6.

Obviamente que para perfiles geométricos y condiciones operacionales diferentes pueden esperarse perfiles de temperaturas diferentes. En todo caso se ve allí que en la zona más exigida del horno, el refractario en su cara caliente puede llegar a trabajar hasta unos 1.500°C.



Fig. 5. Corte longitudinal de un calcinador rotatorio de cal.

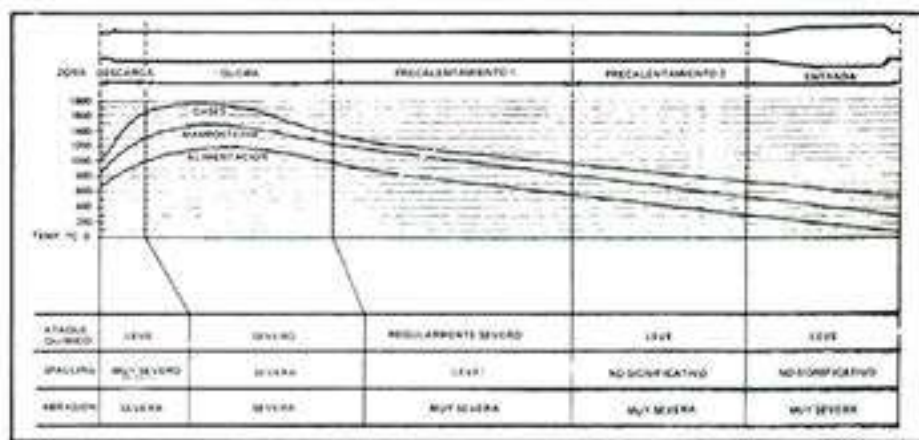


Fig. 6. Condiciones de operación típicas en hornos rotatorios para cal.

Tal como lo ilustran las figuras anteriores, es adecuado estudiar el horno de acuerdo a las siguientes zonas:

- Zona de carguío o zona fría
- Zona intermedia o de precalentamiento
- Zona de calcinación o de alta temperatura
- Zona de descarga

i) Zona de Carguío: la carga ingresa al horno a través de un tubo o embudo alimentador revestido con material refractario, el que obviamente no está sujeto a exigencias térmicas, pero sí debe ser capaz de resistir una abrasión moderada, y a la deposición de sales alcalinas. Basta aquí con un ladrillo refractario común resistente a los álcalis.

La carga toma luego contacto directo con el revestimiento del horno en su extremo de carguío, generando una abrasión tal que pasa a constituir el factor controlante de la vida del refractario.

ii) Zona de Precalentamiento: aunque en esta zona la abrasión es aún importante, hay un notable incremento de la temperatura a medida que se acerca la carga a la zona de calcinación. Las mejores campañas entonces se obtienen usando calidades que junto con presentar buena resistencia a la abrasión, tengan mayor refractariedad y mayor contenido de

alúmina hacia las zonas más calientes. Por ello se usan refractarios $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ con contenidos crecientes de alúmina en las zonas más calientes, para reducir las posibilidades de ataque químico.

iii) Zona de Calcinación: en los hornos rotatorios de cemento los refractarios de la zona de calcinación tienen la ventaja de quedar recubiertos por clínker durante la mayor parte de su vida en servicio. En los hornos de cal en cambio, sólo es usual una delgada capa adherida de modo que la protección dada a la cara caliente del revestimiento es mínima. Puede esperarse entonces que el revestimiento esté sometido a temperaturas de 1400°C , además de los efectos de abrasión, ataque químico, y spalling cuando se para el horno. En condiciones operacionales moderadas puede usarse alta alúmina, sin embargo, cuando las temperaturas superan los 1350°C , para evitar posibles reacciones CaO-Alúmina , se requiere un revestimiento básico del tipo magnesita-cromo 60 de alta quema.

El ladrillo básico se emplea usualmente enlizado, de manera que sus placas metálicas queden formando las uniones entre ladrillos siguiendo líneas paralelas al eje longitudinal del horno, con lo que se obtiene un alto grado de estabilidad estructural. Al entrar en operación la zona caliente de las

placas se oxida y el óxido de hierro formado se combina en parte con el material refractario para formar una estructura monolítica que resiste la penetración, disminuye el spalling y tiende a retener la capa protectora.

iv) Zona de Descarga: en los calcinadores rotatorios las temperaturas en la zona de descarga son considerablemente superiores que en otros procesos, puesto que el enfriamiento del material tienen lugar en un sistema aparte. Por tal razón se emplean aquí refractarios resistentes a la abrasión y al spalling a temperaturas hasta 800°C.

REVESTIMIENTO DE APOYO

Hasta hace poco los fabricantes no recomendaban el uso de aislaciones de apoyo en los hornos de calcinación rotatorios, debido a la posibilidad de movimiento entre los 2 tipos de recubrimientos (el de trabajo y el de apoyo). Sin embargo, los problemas energéticos hacen hoy recomendable estudiar soluciones técnicas para las aislaciones de estos equipos.

REVESTIMIENTOS MONOLITICOS

En los últimos años ha sido particularmente exitosa la aplicación de monolíticos en los calcinadores rotatorios de cal en áreas que requieren ladrillos de formas complejas, o zonas que necesitan continuas reparaciones. Pueden usarse alternativas monolíticas en las zonas de descarga, de precalentamiento y de entrada.

DETERMINACION DEL NUMERO DE LADRILLOS

Para la determinación del número de ladrillos de cada anillo que va conformando el revestimiento de un horno rotatorio, puede recurrirse al uso de tablas elaboradas por los propios fabricantes, o bien, puede emplearse el método gráfico ilustrado en la **Figura 7**.

En la figura se ha tomado como ejemplo un espesor de 180 mm y un diámetro interior del palastro (o del interior del revestimiento aislante, en caso que exista) de 3,5 m. Cada anillo estará compuesto por:

29 arcos 198 x 180 x (103 - 84) \leftrightarrow Trazo \overline{AB}

76 arcos 198 x 180 x (103 - 95) \leftrightarrow Trazo \overline{AC}

lo que da un total de 105 ladrillos por anillo. Se ha supuesto aquí que se ha dejado una tolerancia de 1,26 mm para la chapa metálica en cada unión.

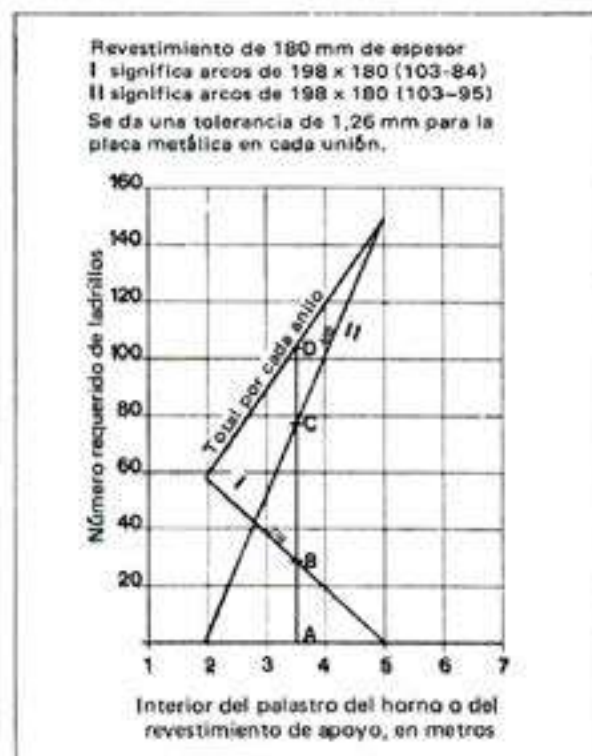


Fig. 7. Método gráfico de calcular el enladrillado de un horno calcinador rotatorio.

INTERCAMBIADORES Y OTROS

En muchos diseños de hornos rotatorios, con el fin de mejorar sus eficiencias térmicas, se ubican adecuadamente elevadores, vallas retenedoras, cuadrantes, trifoils, etc. cuyos objetivos son promover un contacto más íntimo entre la carga y los gases calientes. Ejemplos típicos de estas construcciones se muestran en la **Figura 8**.

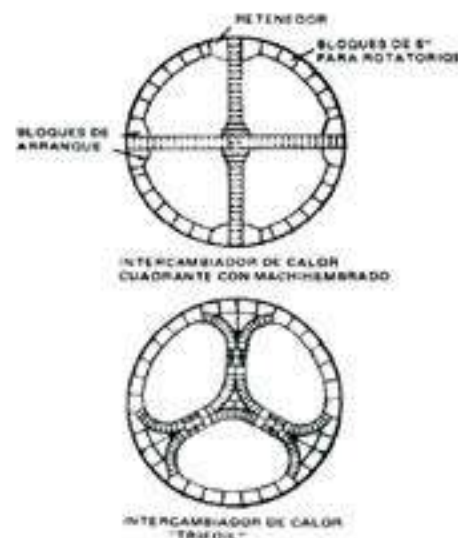


Fig. 8. Ejemplos de construcciones intercambiadoras en hornos rotatorios de cal.

Otra forma de afectar la retención, y con ello el intercambio, es variando el perfil geométrico del horno a lo largo de su eje de rotación.

Cabe mencionar aquí que existe un tipo muy interesante de diseño, que lleva incorporado al horno el sistema de enfriadores, lo cual se logra con 12 satélites o más localizados exteriormente, en la zona de descarga del horno. Este sistema se conoce también con el nombre de enfriadores planetarios.

CALENTAMIENTO

El calentamiento de un horno rotatorio frío no debería presentar problemas. Algunos proveedores recomiendan un itinerario que puede variar de 8 a 16 h dependiendo del diámetro del horno y del espesor del revestimiento. Es usual llevar un control de la temperatura del gas de salida, y es deseable mantener una velocidad de incremento de la temperatura lo más uniforme posible. Durante esta etapa el horno debería girarse lentamente, a intervalos, y debería añadirse carga si es necesario, para prevenir temperaturas excesivas en el extremo. Como la vida del revestimiento depende en gran medida de la operatoria del horno, hay que tener presente que la campaña se ve deteriorada si:

- hay operación intermitente, en particular si hay calentamientos y enfriamientos bruscos.
- hay sobrecalentamiento del horno, causado por variaciones en la alimentación o en el flujo del combustible.
- hay deficiente ajuste de la llama.
- hay un deficiente recubrimiento protector de los ladrillos.

3.3. Hornos de Solera Giratoria

Este tipo de calcinadores, conocidos también como hornos calcimatic, se desarrolló no hace muchos años atrás, debido a la creciente demanda por cal de alta calidad para emplearla en el proceso LD.

En este horno, la piedra caliza precalentada cae a través de tolvinas a la solera móvil para formar un delgado lecho de material. El calor necesario para calcinar la piedra caliza se entrega mediante quemadores ubicados en los muros, y luego de una vuelta completa (con tiempos de residencia entre 30 a 120 min), el material se remueve mediante un rastrillo de paletas. Para controlar el proceso puede regularse ya sea la altura del lecho, la temperatura y/o la velocidad de rotación de la solera.

Al igual que en los otros equipos de calcinación, el horno puede dividirse en zonas en las cuales ocurren las diversas etapas del proceso, sin embargo, como los gradientes térmicos son más continuos, las zonas no quedan aquí tan definidas como en otros procesos.

Debido al alto grado de control requerido para

este proceso, las condiciones operacionales que pueden afectar la vida del revestimiento refractario son usualmente menos severas que en cualquier otro tipo de calcinador. El lecho relativamente delgado de material requiere una temperatura moderada para la calcinación total, y como la carga no se mueve sobre la solera, se minimiza con ello la generación de polvo. La posibilidad de reacción química entre la cal, el combustible y el refractario, es pequeña, por ello pueden usarse materiales en base a alúmina en todas las secciones del horno.

Para los efectos de estudio del revestimiento el horno puede seccionarse en 3 órganos estructurales, como muestra la **Figura 9**.

Ellos son:

- i) El piso, o solera giratoria
- ii) Los muros: interior y exterior
- iii) La bóveda

i) Solera Giratoria: puesto que todas las secciones de la solera están sometidas a las temperaturas de calcinación durante casi todo su giro, se requiere una sola calidad de refractario en todo el piso. En general las condiciones operacionales son favorables y las temperaturas de trabajo son relativamente bajas. Las posibilidades de spalling del refractario son sólo leves debido al control preciso de temperaturas. Por otra parte, la acción abrasiva de la carga se restringe sólo al momento de carguío de la materia prima para formar el lecho, y al momento en que el raspador mecánico remueve el material ya calcinado. Para poder mantener una operación continua lo fundamental es que se mantenga estable el perfil del piso, por cuanto cualquier pequeña ondulación afecta el control del proceso.

Para cumplir con las exigencias de buena estabilidad dimensional a las temperaturas de trabajo, y buena resistencia al ataque químico por el CaO en el rango de 1,200°C, se deben emplearse exitosamente ladrillos superduty tipo 450/o Al_2O_3 , densos, y con contenidos de óxidos de hierro tales que minimicen las posibilidades de ataque químico por la cal.

Para reducir al máximo las pérdidas de calor a través del fondo del piso giratorio, se coloca un revestimiento aislante detrás del revestimiento de trabajo. Dicha aislación debe cumplir 2 objetivos: reducir puntos calientes, y mantener lo más pareja posible la temperatura de toda la superficie superior del piso. Para ello se adecúa una mampostería compuesta por una capa de unos 150 mm de ladrillos aislantes (diatomita por ejemplo), y una capa de 75 mm de concreto aislante semidensado.

ii) Muros: tanto el muro interno como el externo

del cuerpo anular del horno son estructuras estáticas que constan de una capa refractaria de trabajo y de una pared compuesta aislante que constituye el revestimiento de apoyo. En general puede decirse que las condiciones de trabajo no son severas, las temperaturas de operación no crean ningún problema serio a los refractarios, y la única condición que pudiera influir en la vida del revestimiento es la posibilidad del ataque alcalino. En la base de los muros, donde están en contacto con la carga, también hay posibilidad de abrasión entre el revestimiento y la piedra caliza a medida que gira el piso, sin embargo, esta condición es sólo leve comparada con los otros procesos.

Algunos fabricantes recomiendan como revestimiento de trabajo un monolítico hecho con plástico refractario. El primer tercio del horno (zona de precalentamiento en la Figura 9) se apisona con un plástico de 45% Al_2O_3 . La zona de calcinación se reviste con un plástico de mayor refractariedad (aproximadamente 78% Al_2O_3). Estos materiales se apisonan neumáticamente en torno a piezas cerámicas de anclaje, tal como se muestra en la figura. El espesor de estos muros es de 180 a 200 mm. Para enfrentar la abrasión, y las posibilidades de spalling, la parte inferior de los muros se construye con un ladrillo tipo 55% Al_2O_3 alúmina de alta quema. El revestimiento de apoyo debe brindar la máxima eficiencia térmica, buena estabilidad volumétrica para evitar cualquier desplazamiento

que fracture la cara caliente monolítica, y buena resistencia mecánica como para permitir el apisonado del revestimiento de trabajo. Una buena combinación es, por ejemplo, unos 115 mm de ladrillo aislante 23, y un apoyo de 50 mm de tablillas de aislación.

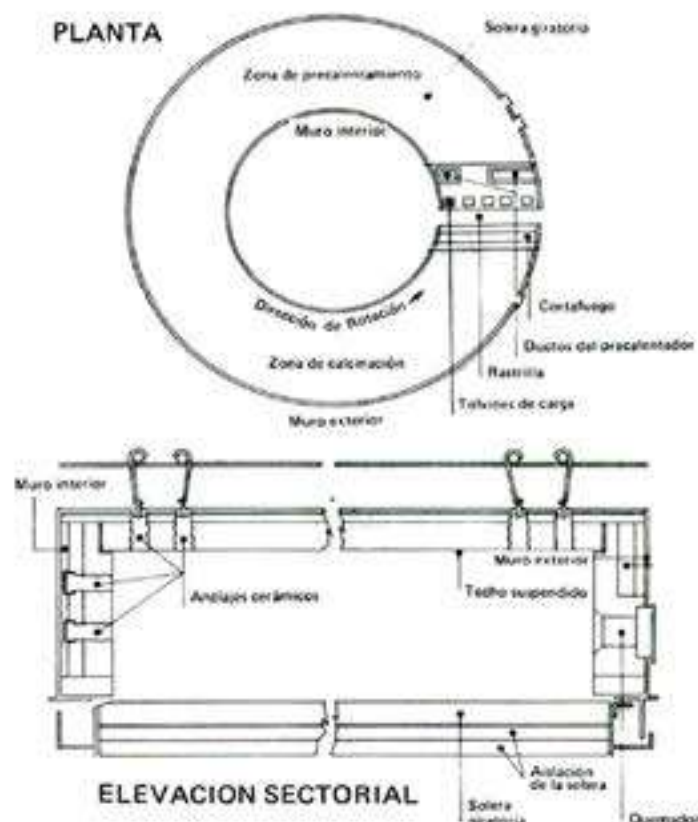
iii) Bóveda: el techo también es estático y sólo está sometido a las condiciones de temperatura que se encuentran en el proceso de calcinación. Pueden usarse ladrillos o bien monolíticos dependiendo de las exigencias del usuario, en calidades tales que tengan estabilidad dimensional a las temperaturas de calcinación y una composición mineralógica que permita resistir ataques alcalinos.

Se recomienda usar aquí monolíticos similares a los usados en la construcción de los muros, los que deben sostenerse mediante anclajes cerámicos colgantes de 55% Al_2O_3 . Dichos anclajes van sujetos por colgadores metálicos que penden de las vigas radiales del techo estructural. Como revestimiento de apoyo para la bóveda puede usarse una capa de concreto liviano aislante de vermiculita y una delgada capa de concreto semiliviano.

Finalmente, puede añadirse que en el precalentador se emplea 42% Al_2O_3 y aislación de diatoma, el cortafuego se construye con bloques de alta alúmina resistentes al choque térmico, y los tolvinos de carguío se revisten con ladrillos densos de 42% Al_2O_3 para soportar la fuerte abrasión a que están sometidos. □

Fig. 9.
Planta y
elevación sectorial
de un horno
calcimático.

Las recomendaciones refractarias aquí contenidas han sido tomadas del Catálogo de GR-Stein de Refractarios para hornos cal, de las recomendaciones técnicas de la Harbison-Walker y del Catálogo de hornos rotatorios de Pickford-Holland.



FLUIDIZACION:

APLICACIONES INDUSTRIALES

Por fluidización se denomina a una de las varias operaciones que tienen por objeto contactar un sólido con un fluido. Cuando una columna de material sólido granular es sometida a la acción de un flujo ascendente de fluido, se expande y en esta circunstancia la columna de sólido puede presentar, en condiciones particulares, propiedades que se asemejan bastante a las propiedades de los fluidos; motivo por el cual este tipo de lecho se denomina "lecho fluidizado".

Las características de fluido más relevantes que presentan los lechos fluidizados son las siguientes:

- El lecho toma la forma del recipiente que lo contiene.
- La superficie superior conserva la horizontal, aunque el lecho se incline.
- Un objeto cuya densidad sea inferior a la densidad del lecho flotará y uno de densidad superior se hundirá.
- Al conectar dos lechos de distinta altura, éstos tienden a igualarse por el principio de los vasos comunicantes.
- La diferencia de presión entre dos puntos a distinta altura del lecho es aproximadamente igual al peso del lecho entre los dos puntos por unidad de sección del lecho.
- El lecho escurre como un líquido a través de orificios

con un flujo proporcional a la raíz cuadrada de la altura del lecho sobre el orificio.

DESCRIPCION DEL FENOMENO DE LA FLUIDIZACION

Cuando hacemos pasar una corriente ascendente de fluido a muy baja velocidad a través de un lecho de partículas sólidas, el fluido escurre por los huecos que dejan las partículas con una pérdida de carga que es función de la velocidad del fluido. Esta situación se denomina lecho fijo o lecho percolado.

Al aumentar gradualmente la velocidad de flujo, la fricción entre el fluido y las partículas aumenta, observándose por lo tanto, una mayor pérdida de carga del fluido. A una cierta velocidad, las partículas comienzan a separarse unas de otras, vibrando alrededor de su posición, pero sin cambiar la situación relativa con respecto a las demás partículas. Este estado se llama lecho expandido.

A velocidades mayores se llega a una situación en la que todas las partículas están suspendidas en la corriente ascendente de fluido. En este punto la fuerza de roce entre la partícula y el fluido es igual al peso de la partícula, la componente vertical de las fuerzas compresivas entre partículas desaparece y la pérdida de carga del lecho es igual al peso del lecho por unidad de sección

(peso del sólido más peso del fluido). El lecho se considera en estado incipiente de fluidización o lecho en el mínimo de fluidización.

El comportamiento del lecho fluidizado, a velocidades superiores al mínimo de fluidización dependerá si el fluido es un líquido o un gas.

FLUIDIZACION CON LIQUIDOS

Este tipo de fluidización se denomina comúnmente como fluidización homogénea o particulada.

El aumento del flujo por sobre el mínimo de fluidización produce una expansión progresiva y homogénea del lecho. Bajo condiciones normales no existen mayores inestabilidades y no se observan burbujas grandes o he-



Dr. Ingeniero Marco A. Solar B.
Profesor Jornada Completa
del Departamento de Metalurgia
de la U.T.E.

terogeneidades. El lecho presenta una superficie superior definida y se denomina fluidización en fase densa. A mayor velocidad algunas partículas son arrastradas por el fluido y forman una fase diluida sobre el lecho. Este estado se denomina fluidización en dos fases. Las partículas más finas forman la fase diluida superior y las más pesadas, la fase densa inferior. Esta es una condición relativamente inestable y eventualmente la mayor parte de las partículas livianas se perderán del sistema.

A velocidades aún mayores, el lecho entero es arrastrado por el líquido, formando una fase diluida de sólido en suspensión, que habitualmente se refiere como transporte hidráulico.

FLUIDIZACION CON GASES

Este tipo de fluidización se denomina generalmente como fluidización agregativa, fluidización heterogénea o simplemente fluidización gaseosa.

Este modo de fluidización tiene un comportamiento totalmente diferente al anterior. Aumentando la velocidad por sobre el mínimo de fluidización, se producen grandes inestabilidades con formación de burbujas y acanalamiento. A velocidades aún mayores, el movimiento de las partículas es más vigoroso, haciéndose más violenta la agitación; la expansión del lecho es mínima, ya que no aumenta mucho más que la correspondiente al inicio de la fluidización.

Se llama lecho fluidizado en fase densa cuando el lecho tiene una superficie superior claramente definida. Sin embargo, a una velocidad suficientemente alta puede excederse la velocidad terminal de las partículas livianas y estas comienzan a ser arrastradas fuera del lecho, desapareciendo la superficie superior. En este punto tenemos lecho fluidizado en fase difusa o diluida con

transporte neumático de sólido.

ACANALAMIENTO DE LECHOS GRANULARES

El lecho fijo con una porosidad ϵ_0 , puede expandirse de manera no uniforme hasta alcanzar la porosidad del mínimo de fluidización ϵ_{mf} . Incluso no se produce la fluidización en algunos casos, ya que el fluido toma ciertos caminos preferenciales, quedando el resto de las partículas relativamente sin contactar. Los parámetros que inciden en la aparición de este fenómeno son: La granulometría del sólido a fluidizar, el tipo de distribuidor utilizado para dispersar el fluido, y la razón altura a diámetro del lecho.

El acanalamiento se presenta, tanto en equipos pequeños como en grandes instalaciones. Las causas precisas de la formación de estos caminos preferenciales, no son del todo conocidas, por lo tanto, sistemas que tienen tendencia a canalizarse ofrecen grandes dificultades de escalamiento. Desde el punto de vista del proceso, el acanalamiento es desfavorable, ya que la eficiencia del contacto entre el sólido y el fluido, así como las transferencias de calor y masa disminuyen. Además, los perfiles de temperatura en el lecho son erráticos. El acanalamiento se produce de preferencia para velocidades cercanas al mínimo de fluidización, por lo tanto se recomienda trabajar a la velocidad más alta que permita el sistema. Otra manera de minimizar el acanalamiento es un diseño adecuado de la placa distribuidora del gas de fluidización, y la inserción de baffles en el interior del lecho.

Dependiendo de la magnitud del acanalamiento, puede no producirse la fluidización y a velocidades suficientemente altas, el sistema pasa directamente al estado de fase dispersa con arrastre de sólidos.

SLUGGING EN LECHOS GRANULARES

Se define por este término una condición en la cual las burbujas de gas coalescen formando burbujas de diámetros cada vez mayores y que pueden llegar a ser del orden de magnitud del diámetro del lecho. Debido a su tamaño, las burbujas empujan fuera del límite superior del lecho porciones de material sólido, originando así una masa dispersa sobre la fase densa.

El fenómeno no depende solamente de las características del sólido, el lecho puede comenzar a fluidizar normalmente produciéndose el slugging sólo a velocidades elevadas.

El slugging se produce de preferencia en equipos que tienen grandes razones altura-diámetro, y tiene un efecto negativo en el tiempo de contacto gas-sólido.

El uso de baffles especialmente diseñados logran minimizar o impedir totalmente este fenómeno.

VENTAJAS Y DESVENTAJAS DEL LECHO FLUIDIZADO FRENTE A OTROS CONTACTORES FLUIDO-SÓLIDO

El lecho fluidizado tiene aspectos deseables e indeseables frente a otro tipo de contactores fluido-sólido.

Ventajas

- El comportamiento de fluido que tiene el sistema permite operaciones continuas controladas automáticamente y con gran facilidad de manejo.
- La mezcla rápida del sólido lleva a condiciones de operación con gradientes de temperatura casi nulos dentro del lecho, por lo que la operación puede ser controlada en forma simple.
- La circulación de sólidos entre dos lechos fluidizados hace posible el transporte entre ellos de grandes cantidades de calor.

- Es aplicable a operaciones en gran escala.
- Las velocidades de transferencia de masa y calor entre el fluido y la partícula son grandes cuando se comparan con otros métodos de contacto.
- La velocidad de transferencia de calor, entre un lecho fluidizado y un objeto sumergido en él, así como con las paredes del lecho, es alta.

Desventajas

- La gran desviación del fluido al escurrimiento pistón, así como el by pass del sólido por las burbujas, representa un sistema de baja eficiencia en el contacto fluido-sólido. Esto es especialmente serio cuando se requiere una alta conversión del fluido.
- La rápida mezcla de sólidos en el lecho produce una distribución de tiempos de residencia no uniforme. Para operaciones en continuo, las partículas presentan diferentes grados de conversión, y con eficiencia global baja, si se trabaja en equipos de una sola etapa.
- Los sólidos fácilmente desmenzables se destruyen rápidamente siendo arrastrados por el fluido fuera del lecho.
- La abrasión, de las cañerías, fittings, y equipos, producida por las partículas puede ser severa.
- En operaciones no catalíticas a altas temperaturas, la aglomeración y sinterización de las partículas finas exige bajar la temperatura de operación, reduciendo, por lo tanto, la velocidad de reacción.

Aplicaciones Industriales del lecho fluidizado

A pesar de las desventajas enumeradas anteriormente, comparativamente las ventajas son mayores y son las responsables de la exitosa aplicación del lecho fluidizado en escala industrial.

El lecho fluidizado encuentra su campo de aplicación en una

gran variedad de procesos industriales fluido-sólido, de naturaleza tanto física como química.

Aplicaciones a procesos físicos

Comprende todos aquellos procesos en que tanto el sólido como el fluido no experimentan transformación química, produciéndose sólo una transferencia de masa y/o calor entre ambas fases, o entre el lecho y el ambiente. Entre estos procesos destacan.

Transporte de polvos

Las características del fluido que presenta el lecho fluidizado permite el transporte de material sólido pulverizado. El sistema de transporte consiste normalmente en un ducto de sección rectangular, con una leve inclinación horizontal, dividido en dos cámaras por un tamiz que cumple las funciones de placa distribuidora del gas. Al estado fluidizado, el sólido escurre fácilmente por efecto de la gravedad.

Este sistema tiene un bajo consumo de energía, no tiene partes móviles, y es apropiado para el transporte horizontal de partículas finas y secas, tales como cemento, ceniza de soda, harinas, resinas, etc.

Mezcla de polvos

Con las técnicas convencionales es difícil de mezclar íntimamente diferentes clases de materiales sólidos finamente divididos. Sin embargo, la fluidización de los sólidos hace posible la recirculación de ellos en el recipiente que los contiene produciéndose, por lo tanto, una buena mezcla. El grado de mezcla y el tiempo necesario para uniformar el lecho depende del flujo de gas y del tipo de placa distribuidora.

Intercambio de calor

Los lechos fluidizados han sido utilizados extensamente, para el intercambio de calor, debido a su gran capacidad para transportar calor y de mantener

una temperatura uniforme a través del lecho.

Los procesos que requieran una eficiente transferencia de calor entre un sólido y un fluido, emplean la técnica del lecho fluidizado para alcanzar dicho fin.

También son utilizados como fluidos térmicos, ya sea para transportar calor, entre dos equipos de procesos, o como fuente de calor a temperatura constante.

Secado

La gran velocidad de transferencia simultánea de calor y masa que presenta el lecho fluidizado hace posible el secado de grandes cantidades de sólidos granulares con tiempos de contacto relativamente cortos, dando un producto de mejor calidad y con menor consumo de energía que los secadores convencionales.

La alta eficiencia térmica se debe a la gran diferencia de temperatura entre los gases caliente de entrada y la baja temperatura del lecho en el cual ocurre el secado. Sin embargo, para materiales térmicamente sensibles, es necesario bajar la temperatura de entrada de los gases, disminuyendo, por lo tanto, la eficiencia térmica.

APLICACIONES A PROCESOS QUÍMICOS

Las aplicaciones químicas pueden agruparse a grandes rasgos en:

- Procesos en los cuales interesa la conversión del fluido: en este grupo se encuentran todas las reacciones en que el sólido se comporta como un catalizador o como fuente de calor.
- Procesos en los cuales interesa la conversión del sólido: en este grupo se encuentra la mayoría de las reacciones de interés metalúrgico; reducciones, tostaciones, calcinaciones, etc.

Procesos de conversión del fluido

El sólido actúa generalmente como catalizador. Se emplea el lecho fluidizado en este tipo de procesos, porque permite un control estricto de la temperatura en la zona de reacción, puesto que las reacciones catalíticas pueden:

- ser explosivas fuera de rangos muy estrechos de temperatura.
- originar productos secundarios indeseables fuera del rango de operación normal.
- generar puntos calientes en el lecho que destruyen localmente el catalizador, ya sea físicamente por choque térmico, o desactivándolo químicamente por recristalizaciones.
- generar grandes cantidades de calor que deben ser evacuadas rápidamente del sistema reaccionante.

Ya que el fluido generalmente tiene malas características de transferencia de calor y baja capacidad calórica comparada con el calor de reacción, es difícil de alcanzar el control de la temperatura en lechos fijos. Se necesita grandes superficies intercambiadoras y a menudo se requiere una gran dilución de los gases respectivos. Este control de temperatura es mucho más fácil de obtener en los lechos fluidizados; ya que la rápida circulación de los sólidos de capacidad calórica relativamente alta distribuye eficientemente el calor dentro del sistema y ayuda a prevenir la formación de posibles puntos calientes.

Algunas de las reacciones catalíticas más importantes que industrialmente se realizan en lecho fluidizado son:

Reacciones de síntesis.

- Oxidación controlada de olefinas y aromáticos: tenemos entre ellas la obtención de óxidos de propileno y etileno,

oxidación parcial del naftaleno para obtención de anhídrido ftálico, obtención de acrilonitrilo, etc.

- Halogenación de olefinas: para la obtención de halogenuros de alquilo, materia prima básica para la alquilación de aromáticos.
- Síntesis de hidrocarburos por la reacción de Fischer-Tropsch: obtención de hidrocarburos a partir de H_2 y CO a bajas presiones.

Reacciones de cracking y reforming catalítico de hidrocarburos

El rompimiento de los hidrocarburos en moléculas de menor peso molecular (reacciones de cracking) o su síntesis en moléculas de mayor peso molecular (reforming) tienen dos hechos comunes: las reacciones son endotérmicas y producen un depósito de carbón sobre las superficies sólidas. Estas dos características y el hecho que deban tratarse grandes cantidades de reactivos hacen atractivo el uso del lecho fluidizado para tales operaciones. Básicamente, estos procesos utilizan dos lechos fluidizados, en el primero llamado reactor se produce la reacción catalítica depositándose el carbón sobre el catalizador, el cual es retirado y mediante transporte neumático es llevado al regenerador donde se insufla aire para quemar carbón, regenerándose y calentándose el catalizador el cual es retornado nuevamente al reactor aportando de este modo el calor necesario para la reacción endotérmica. Prácticamente todos los procesos industriales de cracking y reforming operan de este modo.

La mayor aplicación para este tipo de procesos se encuentra en la industria de refinación del petróleo, la cual en la década del 40 fue la pionera en el desarrollo de la técnica del lecho fluidizado, debido principalmente al alto consumo de gasolina durante la Segunda Guerra Mundial.

Procesos que interesa el sólido

En este tipo de procesos generalmente se requiere una alta velocidad de transferencia de masa y calor entre el fluido y el sólido. El lecho fijo presenta el inconveniente que las velocidades de transferencias son pequeñas comparadas con el lecho fluidizado. Normalmente las reacciones en lecho fluidizado no están limitadas por las transferencias en la capa límite, ya que éstas son mucho más rápidas que las transformaciones que ocurren en el interior del grano, siendo todo lo contrario para el caso del lecho fijo.

Por otra parte, el lecho fluidizado permite tratar grandes cantidades de sólido en forma fácil, sin embargo presenta el inconveniente que si el reactor es de una sola etapa, el sólido no sale con una conversión uniforme.

La mayor aplicación para este tipo de procesos se encuentra en la industria metalúrgica, la cual lo emplea en:

Tostación de sulfuros:

Estas operaciones se caracterizan todas por ser altamente exotérmicas, generalmente son reactores de una etapa, no se necesita calor externo, sino que, por el contrario, están provistos de refrigeración. Comparado con otro tipo de reactores poseen una mayor capacidad, requieren un menor exceso de aire sobre el teórico, produciendo por lo tanto un gas de mayor contenido de SO_2 apto para la fabricación de H_2SO_4 .

El primer tostador industrial de sulfuros fue construido por Dorr-Oliver en 1947 en Ontario, Canadá, para tostar minerales auríferos arsenopiríticos a fin de producir una calcina apta para cianuración. En 1952, Dorr-Oliver instaló en New Hampshire, un tostador de sulfuros para la obtención de SO_2 .

Independientemente BASF, en Alemania inició los estudios

de tuesta en lecho fluidizado, instalando en 1950 Ludwigshafen un tostador con una capacidad de 30 ton/día, construyéndose en 1952 una planta de 120 ton/día.

Al mismo tiempo, la Compañía de Manufacturas Químicas Sumimoto de Japón desarrolló un sistema de tostación en lecho fluidizado, publicando en 1952 antecedentes sobre la producción industrial de SO_2 en alta concentración, construyendo su primera unidad en su planta de Niihasma.

Los tostadores de lecho fluidizado reemplazaron progresivamente los tostadores de lecho fijo y de horno rotatorio empleados en la industria del ácido sulfúrico y en la industria metalúrgica.

La principal aplicación está en la tostación de piritas, y de

concentrados de minerales sulfurados de Cu, Zn y Mo.

Reducción de óxidos metálicos:

El lecho fluidizado ha sido aplicado principalmente a la reducción de óxidos de hierro. El estudio se intensificó en los últimos 20 años especialmente en los Estados Unidos. El propósito de estos estudios ha sido desarrollar un proceso para producir hierro y acero a partir de finos de alta ley, o más importante aún, el posible reemplazo del alto horno, como proceso básico para producir hierro.

A continuación presentamos una tabla donde se indican los principales procesos industriales en lecho fluidizado aplicados, así como sus características generales.

Finalmente, podríamos señalar

que el gran auge comercial de los procesos en lecho fluidizado ha sido el resultado de numerosos ensayos y pruebas no siempre exitosas. Las dificultades en el escalamiento desde la etapa de laboratorio a planta industrial se deben a la falta de respuestas adecuadas a las muchas interrogantes en que se basan las decisiones para el diseño y esto se debe a su vez a la carencia de buenas correlaciones que predican el tiempo de contacto fluido-sólido en el interior del lecho en función de las variables de operación. Sin embargo, las utilidades que han acompañado los desarrollos exitosos en el pasado, hacen que se continúen haciendo esfuerzos en las investigaciones y desarrollo de aplicación del lecho fluidizado a nuevos procesos.

PROCESOS EN LECHO FLUIDIZADO PARA LA REDUCCION DE OXIDOS DE FIERRO

1. PROCESO	H-Iron	Esso Research	Nu-Iron	Noralfer
2. PAIS	U.S.A.	U.S.A.	U.S.A.	Francia
3. MODO DE FUNCIONAMIENTO				
Etapas	3	2	—	—
Continuo	No	Sí	Sí	Sí
Recirculación de gas	Sí	No	Sí	Sí
Tipo de instalación	Industrial	Piloto	Piloto	Piloto
Producción Ton/día	50	1	5	10-15
Temperatura de trabajo ($^{\circ}C$)	500	700-900	600-760	750-800
Presión de trabajo (Atm)	35	0-2	0-4	Normal
4. MATERIAL A REDUCIR				
Especie	Mag. Hem. Conc. (33-72%)	Hem (60-70%)	Hem (60-70%)	Hem (40-70%)
Granulometría (mm)	1	3	3	1
5. GAS REDUCTOR				
Composición gas reductor	H_2 97%, N_2 3%	CO 21%, H_2 41%, N_2 38%	H_2 75%, CO 14%, N_2 10%	CO 40%, H_2 30%, N_2 30%
6. MATERIAL PRODUCIDO				
Tipo de producto	Fierro esponja	Fierro esponja		
Fierro total %	98% máx.	95 máx.	95 máx.	90-92
Fierro metálico %	96% máx.	90 máx.	90 máx.	90
Porcentaje de reducción	98% máx.	95 máx.	95 máx.	90-92
Utilización briqueta o polvo	Briqueta	Briqueta	Briqueta	Polvo



INTERCAMBIO TECNOLOGICO

Luís E. Mazzarini G.
Ing. Ejec. Metalúrgico UTE.

CONSULTA

Se nos ha encomendado la fabricación de piezas en fundición gris con las siguientes exigencias:

Resistencia a la tracción : 25 a 30 Kg/mm²
Dureza Brinell : 200 a 220 Kg/mm²

Los espesores de las piezas varían de 25 a 35 mm.

Hasta el momento los resultados que obtenemos son:

Resistencia a la tracción : 11- 13 Kg/mm²
Dureza Brinell : 150-155 Kg/mm²

Agradeceremos nos indiquen la composición química que deberíamos usar en el material a fin de lograr las exigencias antes señaladas.

RESPUESTA

Si bien es cierto que es importante conocer y determinar la composición química del metal fundido, no es menos cierto que la velocidad de en-

friamiento de las piezas resulta decisivo. En la práctica, de una misma cuchara y con el mismo metal, es posible obtener clases de fundiciones tan variadas como la blanca, la atruchada, la gris normal, la gris de estructura resistente, la gris de estructura abierta y de bajas características mecánicas.

Ante esto, y a fin de prever la velocidad de enfriamiento, sería preciso conocer otros antecedentes tales como:

- Tamaño y forma de las piezas
- Temperaturas de colada
- Tipo de molde o capacidad de éste para disipar el calor
- Grado de sobrecalentamiento logrado en el horno
- Si efectúan inoculaciones y qué productos emplean
- Composición química de las cargas metálicas.

Sin embargo, creemos que generalizando el problema que se nos ha planteado, será posible aportar información técnica para contribuir a su solución.

En primer término, los resultados de resistencia

y dureza que han obtenido, nos indica que están empleando un carbono equivalente (C.E.) excesivamente alto y que es necesario reducir. Para tal efecto, será preciso disminuir los contenidos de Carbono y Silicio de las cargas.

Mediante el uso de un C.E. más bajo es posible tender a obtener una matriz metálica más resistente como sería la perlítica fina con una adecuada forma, distribución y tamaño del grafito libre.

Para superar el problema de la carencia de datos necesarios para determinar la velocidad de enfriamiento, fijaremos a lo menos dos variables: consideraremos que los espesores medios de las piezas es de 30 mm y que se utilizan moldes de arena estufados.

Buscaremos las composiciones que den matrices perlíticas mediante el empleo del diagrama de SIPP. (Figura 1), que indica la relación entre la composición química, expresada como "grado de saturación", y el espesor de las piezas para obtener diversas matrices metálicas.

El grado de saturación, Sc, establece la dependencia entre el C y Si, mediante la fórmula:

$$Sc = \frac{\%C \text{ total}}{4,23 - 1/3 (\%Si + \%P)}$$

De acuerdo al diagrama 1, se obtiene que para la pieza ejemplarizada, las composiciones a utilizar para obtener matrices perlíticas, están comprendidas entre valores de Sc de 0,70 y 0,90.

Si se empleara un 30% de C y un 1% de Si, el valor de Sc sería 0,77; si el C fuera 3,20% y el Si 1,90 a 2%, el grado de saturación sería 0,90. En ambos casos se ha considerado un contenido máximo de P de 0,20%. Si bien ambos grados satisfacen el obtener matriz perlítica, es recomendable utilizar el de mayor valor, es decir, 0,90.

Resta ahora perfilar y centrar la composición recomendada, C = 3,20% y Si = 1,90 a 2%, dentro de las propiedades mecánicas exigidas.

Para predecir aproximadamente la resistencia a la tracción, usaremos las fórmulas de Heller y Jungbluth, que para cada espesor establecen la relación entre los grados de saturación, Sc, y la resistencia a la tracción de las fundiciones. La Tabla 1 indica estas fórmulas desde 7,5 a 90 mm de espesor y de acuerdo a ella para la pieza del ejemplo se tiene:

$$30 \text{ mm} : Rt = 102 - 82,5 \times Sc$$

Reemplazando en esta fórmula el grado de saturación de 0,90, la resistencia a la tracción obtenida es de 27,75 Kg/mm², con lo que se cumpliría con la exigencia planteada.

Para establecer la dureza a obtener, utilizaremos la fórmula de Patterson:

$$\text{Dureza Brinell} = 100 + 4,3 \times R \text{ tracción}$$

En el ejemplo que nos ocupa, la dureza sería:

$$\text{Dureza Brinell} = 100 + 4,3 \times 27,75 = 219 \text{ Kg/mm}^2$$

Esta cifra se encuadra perfectamente a lo solicitado.

La composición completa, determinados los elementos principales C y Si, sería la siguiente:

Elementos	Sc = 0,90
Carbono	3,20
Silicio	1,90 - 2,00
Manganeso	0,70 - 0,80
Fósforo	0,20 máx.
Azufre	0,10 máx.

Esperamos que con las informaciones entregadas y el ejemplo que hemos desarrollado, les sean útiles para resolver el caso concreto que nos han planteado.

ANEXOS

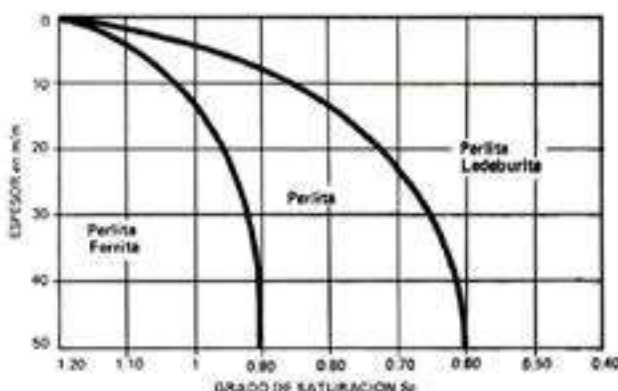


Fig. 1. Diagrama de SIPP.

TABLA 1.
Fórmula de Heller y Jungbluth

Espesores		
7,5 mm:	Rt = 84 - 41,5 Sc.	
10 mm:	Rt = 92 - 48,5 Sc.	
15 mm:	Rt = 99 - 70 Sc.	
20 mm:	Rt = 101 - 77 Sc.	
30 mm:	Rt = 102 - 82,5 Sc.	
40 mm:	Rt = 101,5 - 85 Sc.	
50 mm:	Rt = 100,5 - 85 Sc.	
60 mm:	Rt = 99 - 85 Sc.	
90 mm:	Rt = 95 - 85 Sc.	



REMETALLICA

UNIVERSIDAD TÉCNICA DEL ESTADO - FACULTAD DE INGENIERÍA

MARZO 1981

SANTIAGO / CHILE

Nº 2