



revista

remetallica

Aperturas de la ingeniería metalúrgica / Noticias de la ingeniería / Actualidad de los usos de la vida

AÑO XLIV N.º 103 JULIO 2014

SANTIAGO - CHILE

ISSN 0704-201X



Editorial

El Departamento de Ingeniería Metalúrgica fue pionero en la Universidad al editar en los años 70 una revista de divulgación institucional con el nombre de revista Contacto. Su sucesora, la revista Remetallica ya cumple 23 años de vida. Desde el último número hasta éste pasaron prácticamente 10 años. Por diferentes razones la revista dejó de aparecer. Hoy la relanzamos y esperamos que la comunidad metalúrgica, egresados y alumnos se sientan tan felices como nosotros por este acontecimiento.

Muchas cosas han pasado en estos años; el Departamento de Ingeniería Metalúrgica se ha convertido en un "departamento complejo". A las actividades propias de docencia de pregrado e investigación se han agregado las de postgrado y asistencia técnica. Nuestro Departamento es centro del Programa de Doctorado en Ciencias de la Ingeniería, mención Ciencia e Ingeniería de Materiales además de los Programas de Magíster en Ciencias de la Ingeniería, en las menciones Metalurgia Extractiva e Ingeniería de Materiales. La investigación continúa siendo una de las actividades que destacan a este Departamento dentro de la Universidad.

Hoy somos una comunidad formada por: 16 profesores de jornada completa, 17 profesores por horas de clases, 18 profesionales, técnicos y administrativos, 350 estudiantes de pregrado y 26 de postgrado. Pero a esta comunidad debemos agregar a todos los profesionales egresados de nuestras aulas y laboratorios. Queremos, tal como lo fue antes, que la revista Remetallica vuelva a ser uno de los nexos con nuestros ex - alumnos. Deseamos que no pierdan el contacto con su alma mater. Desde estas páginas les informaremos del quehacer del Departamento.

En este número, todos los artículos que en él encontrarán han sido escritos por profesores del Departamento; sin embargo, a partir del próximo número contaremos con una sección para nuestros egresados, donde cada uno de ustedes tendrá la oportunidad de contarnos vuestras experiencias y vivencias profesionales que seguramente serán de gran utilidad para las futuras generaciones de ingenieros que se están formando.

“ELECTRONES, ÁTOMOS, METALES Y ALEACIONES” de W. Hume-Rothery. ■

Adaptado y traducido por Linton Carvajal Ortega
email: licarvaj@lauca.usach.cl



En 1948, William Hume-Rothery, Profesor de Metalurgia de la Universidad de Oxford, publicó el libro “Electrons, Atoms, Metals and Alloys”^{*} con el objetivo de describir de qué se trataban las nuevas teorías sobre estructuras de metales y aleaciones a un público constituido tanto por estudiantes universitarios como por industriales del área metalúrgica. Pensando en que para estos últimos un texto tradicional les resulta poco atractivo, debido a la falta de tiempo, el autor experimentó presentar el libro en 45 capítulos cortos, presentando el tema en la forma de un diálogo entre un industrial de la metalurgia y un científico. Los avances en el área después de 1948 condujeron a realizar correcciones en la edición de 1955 y a añadir, en la edición de 1963, epílogos a varios de los capítulos del libro. La excelente discusión que se produce tanto en la primera parte como en la conclusión del texto sobre, entre otras cosas, la importancia que el estudio y el desarrollo de la ciencia metalúrgica tienen para las empresas y, consecuentemente, para el país que las aloja, nos ha motivado a traducir y reproducir estos pasajes.

PRIMERA PARTE

Se pide al lector que imagine que la siguiente conversación ocurre entre un joven científico y un viejo metalurgista. El joven científico ha obtenido un Honours Degree en Física o Físico Química en algún momento entre 1930 y 1945, es decir, desde el establecimiento de la Teoría del Quantum. El viejo metalurgista cursó un Honours Degree en Metalurgia o Química en el período 1910-20; desde entonces ha estado ocupado (con conspicuo éxito) con problemas industriales. Los dos se han encontrado por casualidad después de la reunión de una Sociedad Metalúrgica en la cual ambos están interesados. La fecha de la reunión es 1945.

Viejo Metalurgista: Sabe, es muy triste, pero me estoy sintiendo cada vez más y más deprimido por causa del estado de la ciencia metalúrgica actual.

Joven Científico: ¡Oh, ya veo! ¿Qué lo ha estado deprimiendo?

VM: Bueno, pensé que me gustaría una pequeña distracción de mis problemas de producción. Así que fui por cuatro días a la conferencia sobre Teoría de Estructuras de Aleaciones organizada por el nuevo Instituto de Metalurgia Física.

JC: ¡Ah! ¡Ése fue un buen show! Los físicos matemáticos comenzaron a aclararse y uno realmente podía ver lo que estaba ocurriendo. Fue un gran contraste con los tipos de exhibiciones usuales, donde repiten todas las frases típicas y luego discretamente eluden las dificultades reales. Debe haber aprendido un montón ahí, así que ¿por qué toda esa depresión?

^{*} William Hume-Rothery, “Electrons, Atoms, Metals and Alloys”, Dover Publications, Inc. (1963)

- VM: Para ser bien honesto, no pude entender una palabra de lo que pasaba. Había un montón de cháchara sobre funciones de onda y algún símbolo extraño ψ , y cosas raras llamadas Zonas de Brillouin, y un montón de hombres escribieron ecuaciones en el pizarrón que involucraban $e^{2\pi i}$, y algo sobre factores de estructura. Esto continuó por unos dos días, y entonces el presidente dijo que se debe recordar que toda la teoría se refería al modelo simple del cristal ideal, y que la resistencia de metales reales dependía del problema mucho más difícil de la estructura secundaria del cristal real.
- JC: Ya veo. ¿Y entonces?
- VM: Bueno, sentí que, habiendo pasado dos días sin ser capaz de entender la cuestión simple, no valía la pena quedarme más tiempo.
- JC: ¿Así que se rindió?
- VM: ¡Sí! Me parece que hay actualmente un gran peligro de que la ciencia metalúrgica se separe en dos secciones herméticas —el trabajo práctico con el cual yo lidio, y este nuevo trabajo teórico hecho por físicos matemáticos que hablan un lenguaje que nadie más puede entender.
- JC: Bueno, de todo hay en la viña del Señor, así que no debe ser tan impaciente. Después de todo, no sé mucho sobre fundir aleaciones, pero hay bastantes cosas en física matemática que yo entiendo y usted no.
- VM: Ése no es el punto. Usted puede no saber mucho sobre colada de lingotes, pero le puedo explicar cómo se hace. Sus amigos matemáticos, por otro lado, o no quieren o no pueden explicar lo que están haciendo de un modo en que pueda entenderlos. No parecen darse cuenta de que para el hombre medio sus símbolos no tienen sentido, y no tienen idea de la brecha entre sus propias ideas y las matemáticas limitadas del metalurgista común. Parecen bastante incapaces de dar una revisión simple y directa sobre sus nuevas ideas. Después de todo, no soy muy irrazonable. Soy un hombre práctico que trata con metales todo el día, y aquí están esos jóvenes diciendo que toda la idea de lo que constituye un metal ha sido revolucionada en los últimos treinta años, y entonces, cuando pido una explicación simple, basada en el sentido común, de lo que están haciendo, sencillamente no la pueden dar.
- JC: Dígame qué tan atrás quiere comenzar.
- VM: Bien, de hecho, estudié física y química elementales cuando estudié metalurgia.
- JC: Ya veo —física y química elementales— ¿matemáticas?
- VM: Ese no era uno de mis puntos fuertes, pero sé qué significan $\frac{dy}{dx}$ y $\int y dx$; pero $e^{2\pi i}$, no.
- JC: Está bien. Ahora, ¿qué quiere exactamente?
- VM: Quiero un relato simplificado, basado en el sentido común, de estas nuevas teorías de metales. No es mucho pedir, ¿o sí?
- JC: Espero que no me encuentre demasiado pedante, pero ¿qué quiere decir exactamente con “sentido común”?
- VM: ¿Qué quiere decir?
- JC: Quiero decir exactamente lo que digo. ¿Qué quiere decir con “sentido común”?
- VM: De seguro eso es obvio, ¿o no?
- JC: No, no lo creo. Si usase la expresión literalmente, significaría, supongo, alguna experiencia con la cual es familiar por medio de sus cinco sentidos. —vista, audición, olfato, sabor y tacto.
- VM: ¡Espere! ¿Es necesario que nos pongamos tan filosóficos?
- JC: Generalmente reprendo a mis alumnos a menos que puedan explicar las palabras que usan. Aun así, podemos encontrarnos a mitad de camino, de modo que ¿podríamos decir que por una descripción basada en el sentido común, usted quiere decir una descripción en términos de eventos con los cuales es familiar en su vida diaria?
- VM: Es eso.
- JC: Bien, ¿no le impacta que usted esté realizando un supuesto colosal y muy arbitrario?
- VM: ¿Qué quiere decir?
- JC: Dijo que había cursado química y física elementales, así que supongo que se da cuenta de que los átomos de los que están hechos los metales son cosas muy pequeñas.
- VM: Sabe, esa era una de las cosas que me choqueaban. La imaginación parece simplemente sobresaltarse ante la pequeñez de los átomos. Si mal no recuerdo, hay aproximadamente 10^{22} átomos en un gramo de aluminio.
- JC: Sí, correcto. El número de moléculas en el peso de la molécula gramo de una sustancia es llamado Número de Avogadro y equivale a aproximadamente $6,0247 \times 10^{23}$. El mismo número da el número de átomos en un átomo-gramo de un elemento; el peso atómico del aluminio es 26,96, de modo que 26,96 gramos de aluminio contienen $6,0247 \times 10^{23}$ átomos y un gramo de aluminio contiene $2,23 \times 10^{22}$ átomos.
- VM: Números como esos son casi inconcebibles. Creo poder imaginar números hasta 10^{10} , pero más allá de eso simplemente no puedo alcanzarlos. ¡Eso es lo que toma todo tan fascinante! Es impresionante pensar que se puedan resolver las posiciones de los átomos en cristales cuando toda la escala de las cosas es tan pequeña. Por eso es que me interesa tanto esto, y por qué quiero una descripción simple basada en el sentido común de la teoría atómica de metales.

JC: Sí. ¿Pero no logra ver lo grande del supuesto que usted está haciendo?

VM: Pero no estoy asumiendo nada.

JC: Oh, sí que lo está. Lo que está asumiendo es que a pesar de la inmensamente pequeña escala del átomo, su comportamiento pueda ser explicado en términos de principios que se asemejen a aquellos que son válidos para los eventos en la enormemente mayor escala con la que está acostumbrado. Su continua demanda por una descripción basada en el sentido común es realmente una suposición de que los átomos del orden de 10^{-23} gramos, o sus partículas constituyentes, se comportarán de la misma manera que las partículas del orden de, digamos, 10^3 gramos y más, con la cual sus sentidos son familiares.

VM: Pero, ¿por qué no deberían?

JC: Bueno, ¿por qué deberían? De seguro es una cuestión para experimentación.

VM: ¿Hay experimentos de eso?

JC: ¡Oh, sí! Se ha reunido un montón de información sobre los procesos atómicos y, aunque parte de ella es una cuestión de inferencia más que de observación directa, está casi definitivamente establecido que muchos procesos en escala atómica no pueden ser comprendidos en términos de lo que usted llamaría principios basados en el "sentido común".

VM: ¿Quiere decir que hay dos conjuntos de leyes, uno aplicable a eventos en escala atómica y el otro, a fenómenos de gran escala?

JC: No, ésa no es precisamente la manera correcta de plantearlo. Las mismas leyes son válidas siempre, pero cuando se lidia con eventos en la escala ordinaria algunas de las leyes o ecuaciones pueden ser expresadas en una forma relativamente simple. Tal vez la siguiente ilustración cruda pueda ayudarle. Supongamos que tenemos dos cantidades x e y conectadas por la ecuación

$$y = a \left(x + \frac{1}{x^4} \right)$$

Luego, si x es muy grande, $1/x^4$ es mucho menor que x , de modo que sólo hay un pequeño error al escribir

$$y = ax$$

Inversamente, si x es muy pequeño, $1/x^4$ es muy grande comparado con x , y tenemos justificación para escribir

$$y = \frac{a}{x^4}$$

La misma ecuación es válida en ambas ocasiones, pero si uno siempre ha lidiado con casos donde x era grande, se imagina-

ría que se tiene una proporcionalidad simple, y tendría gran dificultad en reconocer que la ley de cuarta potencia inversa era la misma ecuación aplicada a pequeños valores de x . Este ejemplo no debe ser forzado demasiado lejos, porque en él los dos términos de la ecuación, ax y $1/x^4$, pueden ser fácilmente entendidos en términos de matemáticas común, mientras que la teoría de la estructura atómica conduce a ramas más complejas de las matemáticas. Pero el principio general es el mismo, y tiene que aceptar como un hecho que algunas de las nuevas teorías atómicas no pueden ser entendidas en términos de "sentido común".

VM: Entonces, ¿quiere decir que es imposible que la teoría sea comprendida por el hombre común?

JC: Si habla de entender la teoría, creo que podemos reconocer tres líneas principales de aproximación. Primero está el hombre que quiere hacerlo todo, y que apunta a un trabajo original en el tema. Eso está mucho más allá de sus capacidades y, para ser honesto, no le recomendaría que animase a su hijo a intentarlo por ahí tampoco. Es un trabajo exclusivo para un matemático de primera, y ya hay demasiados hombres perdiendo su tiempo en ello, cuando es claro que sus matemáticas no son lo suficientemente buenas.

Segundo, está el hombre preparado para dejar las matemáticas a otros, pero que quiere obtener una real comprensión de los principios subyacentes, de modo que pueda estar atento al asunto y ver cómo nuevas investigaciones pueden aplicarse a su propio trabajo. Esto es posible para algunos hombres, pero requiere un esfuerzo mental considerable, y francamente no lo recomiendo para usted, aunque creo que debería hacer lo posible para animar a su hijo a hacer el esfuerzo. Esto significa, que si lo va a llevar a su fábrica, debe estar preparado para tomarlo desde la universidad sin conocimiento de tecnología. En un curso de 4 años no hay tiempo para que una persona estudie tanto tecnología como teoría de metales, y la una o la otra deben ser sacrificadas. Puedo entender muy bien cuán atractivo le resulta que llegue un hombre a su fábrica sabiendo exactamente cómo funcionan las distintas máquinas, pero comprobará que en el largo plazo su hijo será una mejor inversión si llega a usted con un conocimiento real de lo que constituye un metal, y luego aprende la tecnología. Hay muy pocas universidades donde se otorgue el tipo correcto de enseñanza, y yo le recomendaría que lo dejase estudiar físico química, para luego volcarse a metalurgia. Esto le dará una buena base general, y verá que si él es bueno, aprenderá la práctica de la fábrica rápidamente.

Finalmente, está el tercer tipo de hombre representado por us-

ted, mi amigo. Usted está demasiado ocupado, y, si no le importa que lo diga, demasiado en la vieja ola, para entrar realmente de lleno en los trabajos nuevos, aunque no hay razón para que no pueda entender las ideas generales, y captar lo que los hombres jóvenes están buscando.

VM: ¿Significará demasiado trabajo?

JC: No es tanto una cuestión de dificultad o tiempo, como de estar preparado para pensar. El asunto no es para leerlo en el tiempo libre en el tren, o durante el almuerzo en un restaurante. Pero si está dispuesto a sentarse tranquilamente de tiempo en tiempo, y elaborar las ideas, no hay razón para que no capte lo que está ocurriendo; podría obtener una idea general, de modo que algunas cosas de este nuevo Instituto se le harían más interesantes.

Mire, ¿me daría una lista de libros o publicaciones, que yo haré el esfuerzo?

La verdad es que me temo que hay poco que sirva. Las revisiones "populares" son en su mayoría demasiado prematuras - algunas contienen errores misteriosos- o se preocupan mucho de demostrar cómo funciona la matemática para problemas simples. Hay varios libros profundos -Mott y Jones es el mejor- sobre metales, pero asumen un conocimiento demasiado grande de parte del lector.

Entonces ¿qué puedo hacer?

Lo único que puedo sugerirle es que yo le dé algunas tutorías. Oh, ya veo. Bien, mire, ¿realmente vale la pena?

Depende de lo que quiera decir. Si quiere decir, le permitirá volver a su fábrica y producir mejores piezas fundidas, la respuesta es "No". Por otra parte, puede haber algunas ventajas definitivas.

En primer lugar, como usted mismo lo ha señalado, la situación actual es insatisfactoria. Es casi absurdo que un así llamado "metalurgista" sea una de las últimas personas en ser capaz de entender lo que es un metal.

Segundo, siempre existe la posibilidad de aplicaciones prácticas y nuevos descubrimientos. Actualmente se está realizando un gran trabajo para probar estas teorías de una u otra manera, y uno nunca sabe lo que puede descubrirse -¡recuerde a Faraday y el dínamo! Pero, aparte de esto, no hay cómo decir cuándo estas nuevas teorías serán de uso práctico. En algunos casos, como magnetismo y emisión termiónica, este estado ya ha sido alcanzado. En problemas como aquellos concernientes a la resistencia de metales, la teoría electrónica probablemente está más lejos de aplicaciones directas. Pueden ser cinco años o cincuenta, pero lo importante es que cuando llegue el momento, la industria metalúrgica estará en manos de quienes entiendan lo que está ocurriendo. Si se la deja en con-

trol de aquellos que no pueden entender la nuevas ideas, hay una clara posibilidad de que se encuentren repentinamente confrontados con nuevas y mejores aleaciones producidas en algún otro sitio. Podrá, inicialmente, parecerles que aquello fue logrado de pura buena suerte, pero en realidad es el resultado de una sagaz aplicación de la teoría de aleaciones a problemas prácticos. En este caso, el éxito irá al país cuyos metalurgistas son capaces de entender las nuevas ideas, y esto implica un método de pensamiento que no puede ser adquirido de prisa. Usted no debe imaginar que la situación pueda ser resuelta llamando súbitamente a físicos y matemáticos para que le ayuden. Tales hombres estarían demasiado desconectados con el lado práctico de la metalurgia. La mejor solución al problema es educar una generación de metalurgistas a quienes las ideas subyacentes de la teoría electrónica de los átomos les sean tan familiares como ya lo son para un químico bien preparado. Mientras tanto, gente como usted debería obtener una idea general del nuevo panorama.

VM: ¿Puede hacerse de manera que lidiemos sólo con metales y aleaciones?

JC: No. La teoría electrónica de metales y aleaciones es demasiado complicada, y sus ideas sólo pueden entenderse si inicialmente se lidia con problemas más simples. Como pronto se dará cuenta, no es fácil describir la naturaleza de un átomo, y todas estas dificultades deben ser superadas antes que haya alguna posibilidad de que entienda el conjunto de átomos que constituye un cristal metálico. En consecuencia, deberemos discutir muchas cosas que no tienen relación directa con los metales, y si no está preparado para hacer esto, mejor que abandone toda la idea.

CONCLUSIÓN

Viejo Metalurgista: He estado ojeando las notas que he escrito sobre nuestras discusiones, y debo confesar que estoy un poco desilusionado. Espero realmente entender un poco más de lo que se tratan las nuevas teorías, y puedo ver lo fascinante que son algunas de ellas, pero no parecen ser de un valor muy práctico. Quiero hacer aleaciones más resistentes, y mejores piezas fundidas, y sus teorías no ayudan, y no parecen estar de forma alguna cercanas al estadio en que puedan ayudar. No estoy sugiriendo que usted me haya engañado a propósito, pero sí digo que me ha llevado a una larga escalada, sólo para encontrar al final que el nuevo paisaje a la vista es -¿digamos?- hermoso, pero sin perspectivas industriales.

Joven Científico: Ese punto de vista es muy común, y en ningún caso

es fácil de responder brevemente. Los primeros pasos en una Ciencia nueva raramente son de aplicación práctica directa, y en la actualidad sólo estamos al comienzo.

VM: Eso es una tontería. Metalurgia es una de las ciencias más antiguas.

JC: Al contrario, es una de las artes más antiguas, pero una de las ciencias más recientes. Ese es el punto que encuentro más difícil que algunos de mis amigos metalurgistas más viejos entiendan. Sólo aquellos que han venido a la metalurgia desde ciencias tales como química y física pueden apreciar la falta de una base científica apropiada que tiene la metalurgia.

VM: No concuerdo con eso para nada. Por miles de años ha habido una metalurgia cruda, y una industria química cruda. Después de todo, los antiguos sabían cómo hacer vidriados, y eso era un tipo de química; y sabían cómo refinar oro y plata, y eso era un tipo de metalurgia. La una tiene tanta base como la otra.

JC: Creo que usted vería que a esos estados iniciales de la química y la metalurgia aplicadas, mucha gente los llamaría de artes u oficios, en vez de ciencias; pero no necesitamos reñir por la terminología exacta. Pienso, sin embargo, que concordará con que no importa lo mucho que se haya aprendido en los tiempos remotos, fueron los grandes desarrollos de los siglos diecisiete, dieciocho y diecinueve que pusieron a la química y a la física sobre firmes cimientos científicos.

VM: Pero eso era ciencia de laboratorio y no industria.

JC: ¡Exactamente! Y ésa es justo la diferencia entre química y metalurgia. En casi todos los casos, los procesos involucrados en la industria química moderna son los antiguos experimentos de laboratorio llevados a gran escala. Por supuesto que todo se ve diferente, pero eso es natural -se puede calentar 5 gramos de una sustancia en un tubo de vidrio, pero se requiere de mucha ingeniería hábil para calentar 5 toneladas. Le aseguro que no estoy exagerando. Hace sólo uno o dos años me fue mostrada la planta de amoníaco sintético de las Industrias Químicas Imperiales en Billingham, y mientras mi amigo allí me paseaba por los alrededores, continuamente explicaba cosas y citaba ecuaciones simples como $H_2O + C = CO + H_2$ (agua-gas).

Estas son las reacciones cuyos detalles fueron resueltos por químicos cincuenta o cien años atrás, y es su base científica bien fundada la que ha posibilitado los inmensos avances en la industria química.

En contraste, la industria metalúrgica se ha desarrollado en gran parte a partir de los antiguos artes y oficios metalúrgicos. Comparativamente, sólo en años recientes ha sido llevado a cabo un

trabajo fundamental sobre metales y aleaciones, y en muchos casos este trabajo ha perdido gran parte de su valor, porque el así llamado "trabajo fundamental" se ha concentrado en aleaciones que parecían ser de uso práctico inmediato.

VM: Eso es ir demasiado lejos. Admito la diferencia entre los desarrollos de las industrias químicas y metalúrgicas modernas, pero no puede poner por los suelos el trabajo fundamental hecho en nuestras universidades y asociaciones de investigación. Apenas es sentido común concentrarse en metales de valor práctico.

JC: Es ahí donde se equivoca. Sólo piense un poco en sus lecciones de ciencia, y trate de imaginar donde estaría la industria química hoy si la investigación química se hubiese concentrado en sustancias que parecían de valor práctico inmediato. ¿Cuál era el valor práctico inmediato del descubrimiento de que dos volúmenes de hidrógeno se combinan con uno de oxígeno? ¿Cuál era el valor práctico inmediato del estudio de las tierras raras o de los gases inertes? Usted sabe, como yo, que la respuesta es "ninguno". El trabajo fue realizado para descubrir los principios generales, y cuando estos principios habían sido descubiertos, los químicos se familiarizaron tanto con los diferentes elementos y compuestos que toda la maravilla de la química moderna se hizo posible. En contraste a esto, la ciencia metalúrgica aún es grandemente empírica, y muy pocos de los principios fundamentales han sido descubiertos. Puede estar bastante seguro de que estos principios serán descubiertos sólo por trabajo con metales y aleaciones, muchas de las cuales no tendrán ningún uso industrial inmediato. Si otras ciencias sirven de alguna guía, puede esperar que tal trabajo conduzca a muchos descubrimientos de gran valor práctico, pero el trabajo debe planearse en orden a esclarecer los principios fundamentales, y a menudo ocurrirá que los metales industriales son los menos apropiados para este propósito.

VM: Todo eso puede estar muy bien para jóvenes intelectuales en las universidades, pero no es de mucho valor para mi laboratorio cuando estamos preocupados con una partida de piezas coladas defectuosas. No sirve decirnos que juguemos con aleaciones cobre-germanio cuando los bronce están malos -estamos demasiado ocupados.

JC: ¡Oh, seguro! Los laboratorios de su fábrica están ocupados con problemas prácticos inmediatos e investigación ad-hoc. Ese tipo de trabajo siempre será requerido y siempre tendrá gran valor -en ningún momento estoy sugiriendo que sea de modo alguno menos importante que lo que a veces se llama "ciencia pura". Pero aún en el trabajo ad-hoc encontraría todo

mucho más fácil si la metalurgia tuviese una base teórica firme, como es el caso de la química -es la familiaridad general que el químico tiene con las bases de su tema lo que le da un poder tan grande.

VM: Bien, ¿qué sugiere?

JC: Esa pregunta no puede ser respondida brevemente. En lo que se refiere a su propio estudio inmediato del trabajo, no espere demasiado. No hay magia en los nuevos desarrollos, y poca aplicación práctica inmediata. No es muy probable que las nuevas teorías produzcan mejores piezas coladas por mucho tiempo aún, y si llegan a alcanzar tal estadio, serán aquellos que realmente entienden el trabajo los que irán a la cabeza, y no hombres como usted. Pero si se mantiene al tanto de lo que está pasando, sólo habrá a ganar, de modo que cuando llegue el momento podrá alentar y ayudar a aquellos que están introduciendo las nuevas teorías en el trabajo práctico. Use su influencia para estimular a las sociedades metalúrgicas a las que pertenece a que se mantengan al día en todas las ramas de la física y cristalografía que se relacionen con metalurgia. Las sociedades químicas y físicas son mucho más activas en estos sentidos -publican informes anuales sobre el progreso de las diferentes ramas de sus ciencias, y algunos son excelentes. Trate de persuadir a sus sociedades metalúrgicas a hacer lo mismo, e insista en que en cada reunión haya al menos una conferencia semipopular en física de metales de algún tipo. Deje bien en claro que se rehúsa a conformarse con la situación en la que un metalurgista es el último a comprender lo que es un metal.

VM: Conuerdo con eso, pero de seguro puedo hacer algo para lograr que las nuevas ideas se apliquen a mi propio problema.

JC: ¡Oh, ciertamente! Aliente a sus hombres jóvenes a pensar sobre las aleaciones desde el nuevo punto de vista. Después de todo, el trabajo ya ha conducido a algún lugar. Podemos comenzar a predecir qué combinaciones de metales formarán soluciones sólidas y cuáles no. Los diámetros atómicos y las estabildades de compuestos pueden entregar pistas para la elección de metales que puedan producir aleaciones del tipo envejecibles o endurecibles por precipitación. Asegúrese de que entre su personal haya gente que siga estas pistas y piense en estas líneas de trabajo. Si un joven le trae una idea para una nueva aleación resultante de considerar valencias o tamaños atómicos o concentraciones de electrones o factores electroquímicos, entonces déjelo tener su oportunidad para fabricar la aleación. Y asegúrese de saber suficiente sobre las ideas generales para poder tener un interés inteligente en el trabajo.

VM: Espero que realmente tenga razón, y serán los hombres más jóvenes los que tendrán que encabezar este tipo de cosas. Será mi hijo y no yo. Eso me recuerda de un punto que usted mencionó al inicio de nuestras discusiones y que me ha preocupado bastante. Dijo que pocas universidades darían a mi hijo el tipo correcto de educación, y me recomendó que lo dejase estudiar físico química y que luego se volcase a metalurgia. Pero, ¿en serio piensa que los departamentos de metalurgia de las diferentes universidades son inadecuados?

JC: Si hubiese hecho esta pregunta hace quince años (la fecha de esta reunión es 1947), le hubiese dicho que desde el punto de vista de su hijo, la mayoría de los departamentos de metalurgia eran inútiles. No quiero ser injusto, y se requiere de todo tipo de personas para conformar el personal de cualquier firma o institución metalúrgica, pero hace diez o quince años la mayoría de los departamentos de metalurgia les enseñaban a sus estudiantes tecnología y cosas de aplicación industrial inmediata, en vez de darles una educación real en el método científico. Por supuesto tales hombres eran muy útiles a su manera -encajaban de inmediato en los trabajos, pero cuando se tropezaban con nuevos problemas y nuevas posibilidades, su falta de una educación científica real era muy obvia, y tanto ellos como la metalurgia como un todo sufrían.

VM: Debo confesar que hay algo en eso, pero las cosas han mejorado ahora. Estuve en el departamento de metalurgia de una universidad esta semana, y el profesor enfatizó cuánto trabajo científico puro estaban haciendo ahí, y en otra universidad un profesor dijo más o menos lo mismo cuando estuve ahí.

JC: Toda vez que vea un profesor de metalurgia en estos días, puede estar seguro que le dirá que su laboratorio es el lugar donde los metalurgistas obtienen una firme educación científica, pero desafortunadamente las cosas no son tan simples. Hay ahora un reconocimiento creciente de que el tipo antiguo de educación metalúrgica era insatisfactorio, pero las cosas aún no se han arreglado adecuadamente aún. En algunos casos, lo que se ha hecho es añadir análisis elemental cristalino por rayos X, teoría de electrones, y teoría de aleaciones al programa del curso, reteniendo los tópicos antiguos. El resultado es que a menudo el programa está completamente atestado, y el desdichado estudiante no tiene tiempo de hacer nada a cabalidad. Este es un mal método educacional, y raramente otorga un adecuado entrenamiento en el método científico.

VM: Me parece que usted es completamente parcial. La teoría electrónica no es el único tipo de metalurgia. Tengo que tener hombres que sean buenos tecnólogos o mi planta toda estará desorganizada.

- JC: ¡Oh, ciertamente! En ningún momento he querido sugerir que todos deban tener la misma educación. Lo que estoy diciendo es que un ligero conocimiento de una docena de temas no constituye una educación científica y que hasta que los departamentos de metalurgia no arreglen las cosas, usted como padre mejor envíe a su hijo a una universidad donde pueda tomar un curso completo en físico química. Esto le dará una buena base general, y el tema es lo suficientemente amplio para que él pueda desarrollar sus puntos fuertes -puede hacer cualquier cosa desde mecánica cuántica hasta soplado de vidrio- y al mismo tiempo conseguir una real educación científica. Después que haya hecho esto, usted tiene varias alternativas. Si aspira a que acabe siendo director de su departamento de investigación, lo debería dejar hacer dos años de investigación en el lado puramente científico de la metalurgia, para la obtención de un grado Ph.D. Debo enfatizar la conveniencia de un problema puramente científico y no uno semi-industrial, porque una actitud mental científica es a menudo adquirida más fácilmente con un trabajo científico puro. En el trabajo industrial a veces es necesario realizar un compromiso entre lo deseable en orden a resolver un problema, y lo que es deseable en orden a obtener resultados rápidamente o sin el uso de materiales caros.
- VM: Me parece que va a ser un asunto largo -al menos seis años.
- JC: ¡Oh, seguro! Si quiere darle a un hombre una buena educación científica, y experiencia en investigación, necesita por lo menos seis años. No se engañe con el tipo de educación que pone a un hombre en un problema de investigación por un mes, y llama a eso "experiencia en investigación". Ninguna investigación real se hace en un mes.
- VM: De hecho, no sé si mi hijo querrá dedicarse a la investigación.
- JC: En ese caso, puede estar seguro de que un entrenamiento real en el método científico le será de enorme valor, y a la larga le será de mejor provecho que un curso en tecnología o nociones de un gran número de temas sin nada realmente comprendido. La metalurgia cubre un rango tan amplio que no puedo aconsejar claramente en detalle, pero a menos que su hijo desee irse hacia lo que podríamos llamar el lado ingenieril de la metalurgia, creo que encontrará que la físico química es el mejor camino.
- VM: Me parece tal pérdida de tiempo que no pueda trabajar en metalurgia desde el principio.
- JC: En eso concuerdo completamente con usted. Sería mucho mejor si hubiese cursos de graduación en lo que podríamos llamar la ciencia de la metalurgia. El tema es tan amplio que podría armarse un curso de graduación espléndido de modo que un hombre obtuviese una base científica real y un entrenamiento en el método científico. Pero el que se haga, o cuán pronto se haga, ¿depende de gente como usted!
- VM: ¡Mire que cosa! Concuerdo bastante con que los cursos de las universidades no son lo que debieran, pero esa es culpa de los profesores, no mía.
- JC: No digo necesariamente que usted personalmente, pero indirectamente es culpa de muchos de sus amigos que insisten en que los departamentos de metalurgia deben producir hombres bien prácticos con un conocimiento de tecnología. Es cierto que algunas firmas están ahora más esclarecidas, pero la vieja actitud mental aún es demasiado común, y mientras persista, los profesores sienten que deben producir lo que se les requiere, o de otra manera sus hombres no obtendrán trabajo.
- VM: Entonces, ¿realmente quiere decir que aparte del personal de investigación en sí, todo el personal de una firma industrial debería haber cursado lo que podemos llamar de ciencia de la metalurgia en vez de su tecnología? Debe recordar que de alguna manera debo tener tecnólogos.
- JC: El personal de una firma industrial debe obviamente tener expertos en muchas ramas de la metalurgia, pero el ideal a aspirar es ciertamente aquel en que todos o casi todos han recibido una educación en la ciencia de la metalurgia. Después de todo, los hombres que controlan la industria química no son tontos, y están bastante contentos con dejar que los cursos de química universitarios permanezcan puramente científicos, sin insistir en que deben producir hombres bien entrenados en la práctica con un conocimiento de tecnología química. Por supuesto que necesitan tener ingenieros químicos que lidien con sus problemas ingenieriles y de construcción, así como usted necesita de hombres con un buen entrenamiento en ingeniería. Pero esto no afecta mi punto principal, de que si compara al hombre promedio que entra a la industria química con el hombre promedio que entra a la industria metalúrgica, encontrará que el primero tiene un conocimiento mucho más amplio de la ciencia de su tema, y un menor conocimiento de la tecnología -y aquellos que comparten mis opiniones dirían que es por esto que la industria química ha progresado tan enormemente en los últimos cincuenta años.
- VM: Si se siguen sus sugerencias, pronto no habrá metalurgistas de la vieja escuela. Eso sería una lástima -después de todo, algo hemos hecho. Las aleaciones de los últimos cincuenta años han sido buenas aleaciones y fueron hechas por hombres como yo.
- JC: Ahí ambos podemos concordar. Los antiguos metalurgistas

eran grandes hombres -así como también lo eran los marinos Isabelinos. Pero la grandeza de éstos no yacía en el hecho de que usasen navíos a vela -ese era el método técnico de sus días y fue sucedido por el vapor y el petróleo. Usted está viviendo en el tiempo en que los principios fundamentales de la estructura y propiedades de los metales y aleaciones finalmente están siendo descubiertos, y no debe reclamar si esto conduce a una nueva actitud hacia el trabajo, y si la nueva actitud conduce a nuevos métodos técnicos. Usted y sus amigos pueden muy bien estar orgullosos de llamarse a sí mismos como los últimos de los antiguos metalurgistas. Sus logros están seguros, y las aleaciones que hicieron eran buenas aleaciones -eran muy buenas aleaciones, y sólo el tiempo podrá demostrar si los científicos más jóvenes serán capaces de producir mejores.

EPÍLOGO A LA CONCLUSIÓN

Se pide al lector que imagine que la siguiente conversación ocurre dieciséis años después de la conversación anterior; esto es, en algún momento entre 1961 y 1962. Los participantes son nuestros amigos el Viejo Metalurgista y el Joven Científico, pero el primero se ha retirado recientemente y el último debe ahora ser designado como Científico de Mediana Edad. Los dos se han encontrado por casualidad mientras asistían a una conferencia y aprovechan la oportunidad para considerar el alcance de trabajos recientes sobre su discusión original.

Metalurgista Retirado: Será interesante saber cuánto han cambiado sus opiniones en los últimos dieciséis años. Recordará que una de mis quejas era que el trabajo que describía era científicamente interesante, pero con poca aplicación práctica. ¿Ha habido casos en los que pueda decir que la nueva ciencia de los metales y aleaciones ha sido de alguna utilización práctica?

Científico de Mediana Edad: Las cosas no han estado tan mal. ¿Sabe de los desarrollos de la metalurgia nuclear?

MR: Sí. Ha sido un tema extraño. Por supuesto que el uranio era conocido en los tiempos pasados, pero la cantidad de trabajo hecho sobre él ha sido extraordinario. Y ese curioso metal nuevo plutonio ha sido aun más sorprendente.

CME: Ahí tiene un caso en que un metal nuevo y uno casi desconocido súbitamente adquirieron importancia industrial, y fue necesario descubrir lo máximo posible sobre sus aleaciones de la manera más rápida que se pudiera. La teoría de aleaciones empírica no permitió predecir las formas de los diagramas de

equilibrio de los diferentes sistemas de aleación, pero sí produjo un gran ahorro de tiempo. Las ideas simples del factor de tamaño, valencia, y factores electroquímicos permitieron que se tuviese alguna idea de cuáles metales serían probablemente los más adecuados. De hecho, se me informó que si el plutonio y el uranio hubiesen aparecido de repente en el mercado en 1920, hubiera tomado por lo menos el doble de tiempo alcanzar la compresión actual de sus aleaciones, asumiendo, obviamente, que se hubiese dispuesto de los mismos métodos y horas-hombre que con los que se contó. Ha sido más o menos igual con los nuevos metales, tales como el titanio. Las reglas empíricas simples han sido de gran valor.

MR: Pero no puede predecir las propiedades mecánicas de una aleación.

CME: Aún no. Pero pueden ser mucho mejor comprendidas, y la ciencia de las dislocaciones está teniendo tal progreso que pronto debiera ser de valor real.

MR: ¿Y todo el resto de la teoría de electrones es inútil?

CME: ¡No! ¡No! Ha sido de valor en muchas formas. Hay ahora una inmensa ciencia de semiconductores que simplemente es una extensión de las ideas vertidas en el capítulo 27, y esto está conectado íntimamente con todos los dispositivos electrónicos -transistores, etc.- que son una característica de nuestra vida moderna. Cierto es que la teoría de electrones ha fallado en el sentido de no permitimos predecir la estructura de una aleación dada -aunque reglas empíricas se han generalizado bastante- pero ha sido brillantemente exitosa en muchas otras esferas.

MR: Y ahora, ¿qué le parece el tema de la educación? Mi hijo ahora es director gerente, pero somos una familia metalúrgica. ¿Usted todavía me recomendaría que les diga a mis nietos que estudien físico química en vez de metalurgia en sus universidades?

CME: A ese respecto la situación ha cambiado enormemente. Ahora hay muchas universidades que dan una buena educación científica en metalurgia, con mucho menos énfasis en los detalles tecnológicos, que antes era lo característico. Algunas cometen el error de entregar demasiado a sus estudiantes, y a menudo me pregunto si las cabezas de los estudiantes no revientan con todo lo que tienen que entender. Pero si puede encontrar una de estas buenas universidades con metalurgistas físicos y físicos en metales que puedan explicar sus materias con claridad, puede enviar ahí a su nieto, sabiendo que obtendrá lo que se quiere. Físico química y química inorgánica todavía son una buena introducción a la metalurgia, y si su nieto es matemático quizá encuentre que el mejor camino es la física.

Puede resumir la situación diciendo que hace 15 años yo hubiese dicho que físico química o física eran mejores caminos hacia la metalurgia que la mayoría de los cursos metalúrgicos, pero ahora debiera decir que los tres son igualmente buenos -y si encuentra la universidad ocasional donde el departamento de metalurgia posee buenos físicos en metales que pueden tanto enseñar como investigar, esa puede ser la mejor de todas.

MR: Como metalurgista, estoy feliz de oír eso. Pero tengo un reclamo a hacer sobre su nuevo tipo de joven graduado en ciencias -raramente es capaz de escribir un informe clara y concisamente.

CME: Conuerdo con usted. El gran defecto actual de nuestro sistema educacional es que muy pocos de nuestros estudiantes aprenden a escribir claramente. No puedo hablar por otros países, pero

creo que en Gran Bretaña la responsabilidad yace principalmente en la enseñanza escolar de ciencias. La descripción de un trabajo experimental científico puede transformarse en una prueba excelente de escritura clara.

MR: Usted es un hombre de Universidad y simplemente está pasando la bola.

CME: No, no lo creo. A menos que haya un sistema de tuición individual como existe en Oxford y Cambridge, hay pocas formas en que se le pueda dar a un estudiante la ayuda y criticismo que necesita. Pero concuerdo con usted en que con el gran aumento en el número de científicos, el problema es de gran importancia.

MR: ¡El editor concordaría con nosotros en esto!

CME: Sí. Y ahora bebamos por los editores, tanto ingleses como americanos, que nos han permitido poner sobre papel tantas de nuestras ideas. (*Ambos beben a fondo.*)

TENACIDAD A LA FRACTURA DE CERÁMICAS BASADAS EN NITRURO DE SILICIO

Stella Ordoñez H.
email: sordonez@lauca.usach.cl



RESUMEN

Se ha medido la tenacidad a la fractura de varios cerámicos de Si_3N_4 , obtenidos mediante sinter-HIP y HIP, a través de indentaciones Vickers y ensayos Barker. Con los valores de K_{Ic} y el módulo de Young obtenido en ensayos de flexión en cuatro puntos se ha calculado también la energía de fractura. Las diferencias en los valores de tenacidad se relacionan con los tamaños de grano y el tipo de fractura que presentan las distintas composiciones. El análisis microestructural efectuado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) permitió confirmar que los valores más elevados de tenacidad corresponden a los mayores tamaños de grano y las superficies de fractura con mayor carácter intergranular.

1- INTRODUCCIÓN

El conocimiento de las propiedades mecánicas de cualquier material de ingeniería es necesario para su utilización en aplicaciones estructurales, en donde el material en cuestión será requerido para soportar cargas. Las propiedades mecánicas más estudiadas en el caso del nitruro de silicio son la dureza, tenacidad a la fractura y resistencia mecánica en función de la temperatura hasta 1400 °C.

Los resultados que se obtienen muestran una gran variación que se debe en gran parte a la falta de estándares universalmente aceptados para realizar las medidas, tanto de resistencia como de tenacidad. También influye en la dispersión de los valores los distintos tipos de ensayos y de Si_3N_4 utilizados, tanto por el polvo inicial, como por los aditivos, como por el método de procesamiento, lo cual ha dado lugar a diferencias en la composición química y en la microestructura. Adicionalmente, dentro de un grupo específico de medidas efectuadas utilizando un material "idéntico" la dispersión de los datos indica que la medición de las propiedades mecánicas de los materiales cerámicos es generalmente un factor estadístico⁽¹⁾, fundamentalmente por la falta de reproducibilidad de éstos.

La tenacidad a la fractura se mide en la mayoría de los casos a través de la longitud de las grietas "median vent" producidas al indentar la superficie de las muestras con una carga lo suficientemente grande. Los valores de K_{Ic} medidos en Si_3N_4 han llegado hasta 8 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, si bien los más normales suelen ser de 5-6 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ tanto para los sistemas de sinterización sin presión como para sistemas con adiciones de itria sinterizados por HIP. Para Si_3N_4 "puro" sinterizado por HIP el valor de K_{Ic} baja hasta 3 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁽²⁾.

La tenacidad a la fractura aumenta de manera lineal con la relación de aspecto^(3,4,5) pero contrariamente a la resistencia, sigue aumentando al hacerlo el tamaño de grano por incrementarse las ramificaciones y deflexiones del frente de la grieta en su avance^(6,7). La cantidad de fase intergranular también hace aumentar a la tenacidad, hasta un cierto límite, por favorecer una fractura intergranular y por lo tanto los efectos de deflexión, fricción y ramificación del frente de la grieta⁽⁸⁾. La baja tenacidad del nitruro de silicio sin aditivos se podría explicar por la morfología equiaxial de los granos y las bajas fracciones en volumen de fase intergranular, que conducen esencialmente a una contigüidad elevada y fracturas transgranulares.

2- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales se prepararon por sinterización de compactos de polvos con las siguientes composiciones en porcentaje en peso:

- 1) $\text{Si}_3\text{N}_4 + 5\% \text{MgO}$
- 2) $\text{Si}_3\text{N}_4 + 7\% \text{MgO}$
- 3) $\text{Si}_3\text{N}_4 + 6\% \text{Y}_2\text{O}_3 + 4\% \text{Al}_2\text{O}_3$
- 4) $\text{Si}_3\text{N}_4 + 6\% \text{Y}_2\text{O}_3 + 4\% \text{MgO}$
- 5) $\text{Si}_3\text{N}_4 + 6\% \text{Y}_2\text{O}_3 + 4\% \text{SiO}_2$
- 6) $\text{Si}_3\text{N}_4 + 3\% \text{Y}_2\text{O}_3 + 2\% \text{SiO}_2$

Los polvos mezclados en seco se compactaron uniaxialmente a 50 y 100 MPa obteniéndose densidades en verde de aproximadamente un 55% de la teórica. La consolidación de las cuatro primeras composiciones se llevó a cabo mediante sinter-HIP a 1750 °C, 100 MPa de Ar y un tiempo de mantenimiento de 15 minutos. Las dos últimas se densificaron por HIP, previa encapsulación, a 1750 °C, 150 MPa de Ar y 1 hora de mantenimiento. En todos los casos la densidad de los materiales obtenidos fue igual o superior al 98% de la teórica y el Si_3N_4 era 100% β .

Para la determinación de la tenacidad se realizaron 3 indentaciones por muestra ensayándose más de 10 probetas por composición, de manera tal que se obtuvieron más de 30 medidas por cada material. Las impresiones Vickers generaron grietas semicirculares perpendiculares a la superficie y coincidentes con la orientación de las diagonales de la huella ("mediant vent"). El factor crítico de intensidad de tensiones fue calculado utilizando la expresión desarrollada por Anstis y col.⁽⁹⁾

$$K_{IC} = W (E/H_V)^{1/2} (P/c^3/2)$$

donde E es el módulo de Young (se usó en cada caso el calculado de ensayos de flexión en cuatro puntos), H_V la dureza Vickers, P la carga aplicada (5 kg), c el radio de la grieta y W un factor de proporcionalidad que ha sido determinado para una serie de materiales cerámicos elegidos como referencia dando un valor promedio de 0.016 ± 0.004 .

Otra medida de la tenacidad, en las composiciones 3 y 4, se obtuvo mediante el procedimiento desarrollado por Barker. A tal fin se compactaron probetas cilíndricas a las que una vez presinterizadas se les mecanizó una entalla tipo "chevron", posteriormente las muestras se sinterizaron y finalmente se procedió a realizarles cortes longitudinales con disco de diamante dejando un ligamento en forma de V.

Los ensayos se realizaron en una máquina universal Instron equipada con los utillajes adecuados, utilizando una velocidad del cabezal de 0.005 cm/min.

La expresión utilizada para el cálculo de K_{IC} fue la siguiente⁽¹⁰⁾:

$$K_{IC} = A P_{m\acute{a}x} / B^{3/2}$$

en donde:

$$A = f(B, W, a_0)$$

$P_{m\acute{a}x}$ = carga máxima

B = diámetro de la probeta Barker

Las observaciones microestructurales se realizaron sobre superficies de fractura o sobre muestras pulidas y atacadas con NaOH a 400 °C durante dos minutos, con objeto de eliminar la fase intergranular y poder revelar los granos de nitruro de silicio.

3- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la tabla 1 se resumen los valores de tenacidad obtenidos para las distintas composiciones junto con la fracción en volumen de aditivos.

Tabla 1

Valores de tenacidad obtenidos para las distintas composiciones.

Composición	Fracc. vol. aditivo	K_{IC} (MPa \sqrt{m})	K_{IC} (MPa \sqrt{m})
Si_3N_4 -5 MgO	8.3	4.5 ± 0.1	-
Si_3N_4 -3Y ₂ O ₃ -2SiO ₂ *	9.8	5.7 ± 0.2	-
Si_3N_4 -7 MgO	10.0	4.6 ± 0.1	-
Si_3N_4 -6 Y ₂ O ₃ -4Al ₂ O ₃	10.9	5.2 ± 0.1	5.6 ± 0.2
Si_3N_4 -6 Y ₂ O ₃ -4MgO	11.2	7.0 ± 0.2	8.4 ± 0.3
Si_3N_4 -6 Y ₂ O ₃ -4 SiO ₂ *	14.3	6.0 ± 0.3	-

* composiciones densificadas mediante HIP

Las medidas de tenacidad con probeta Barker sólo se realizaron en dos composiciones debido a lo laborioso de la preparación de las muestras y debido a que se comprobó que este método de determinación de K_{IC} tiende a sobrestimar los valores.

Las diferencias en tenacidad que se muestran en la tabla 1 pueden explicarse en base a las distintas microestructuras que se originan durante la sinterización. Aunque todas las microestructuras observadas, tras atacar con NaOH a 400 °C para eliminar la fase intergranular, se corresponden con estructuras fibrosas y granos de

Si_3N_4 - β alargados, las muestras de mayores tenacidades presentan un tamaño de grano muy superior. En la figura 1 se presentan las micrografías correspondientes a las muestras de mayor y menor tenacidad y en ellas puede apreciarse que la diferencia del tamaño de grano es notable. Puede observarse también que para la composición con adiciones de Y_2O_3 -MgO los granos presentan en su mayoría un diámetro superior a 1 μm .

El efecto del tamaño de grano sobre la tenacidad ya ha sido estudiado por otros investigadores. Matsuhiro y Takahashi ⁽⁷⁾ observan que, en Si_3N_4 policristalino, a igualdad de factor de forma, en las muestras con tamaño de grano más grande hay una mayor oposición a la propagación de las grietas, dándose con frecuencia desvíos alrededor de granos grandes y dispersiones en grietas secundarias. Estos investigadores determinan un diámetro crítico de alrededor de 1 μm por encima del cual se presenta desvío y bifurcación de la grieta en su propagación, ambos mecanismos contribuyen a aumentar el factor de trabajo de la grieta. La tenacidad aumenta linealmente con este factor, por lo tanto cuanto mayor sea el número de desvíos y bifurcaciones mayor será el valor de K_{Ic} . Esto se corresponde con lo observado ya que la composición que presenta mayor valor de tenacidad tiene granos con diámetros en su mayoría superiores al valor crítico.

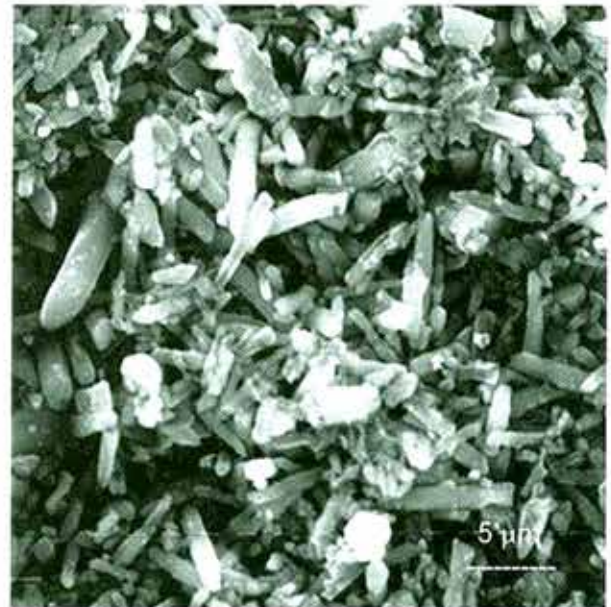
En la tabla 2 se presentan los valores obtenidos para la energía de fractura calculada mediante la expresión:

$$\gamma_i = \frac{K_{Ic}^2 (1 - \nu^2)}{2 E}$$

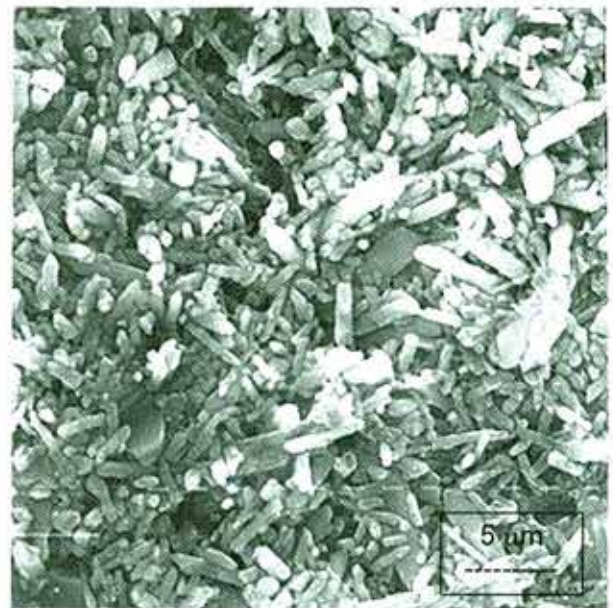
donde es el módulo de Poisson.

Tabla 2
Energías de fractura para Si_3N_4 con distintos aditivos.

Composición	γ_i (J m ⁻²)
Si_3N_4 -5 MgO	46 ± 2
Si_3N_4 -3 Y_2O_3 -2 SiO_2	66 ± 6
Si_3N_4 -7 MgO	47 ± 2
Si_3N_4 -6 Y_2O_3 -4 Al_2O_3	53 ± 2
Si_3N_4 -6 Y_2O_3 -4MgO	90 ± 5
Si_3N_4 -6 Y_2O_3 -4 SiO_2	68 ± 6



a)



b)

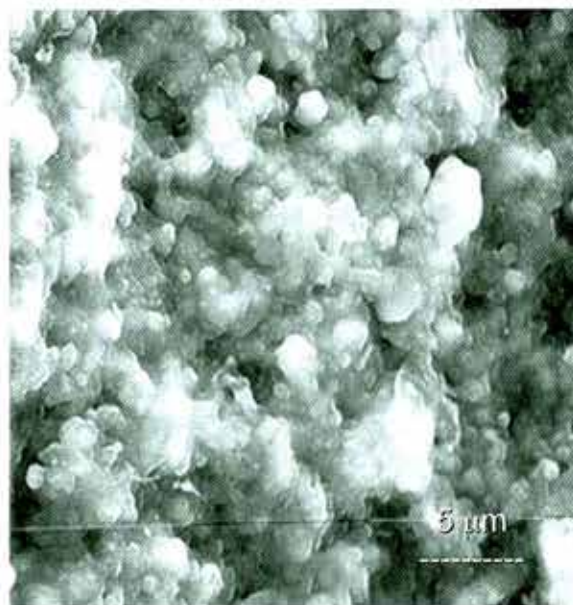
Figura 1 Microestructuras de muestras atacadas (NaOH 400 °C) mostrando estructuras fibrosas y granos de Si_3N_4 - β alargados, a) Si_3N_4 - Y_2O_3 -MgO y b) Si_3N_4 -MgO.

En la expresión anterior se ha utilizado el valor de K_{Ic} medido mediante indentación y el módulo de Young (E) obtenido de ensayos de flexión en cuatro puntos correspondientes a cada muestra.

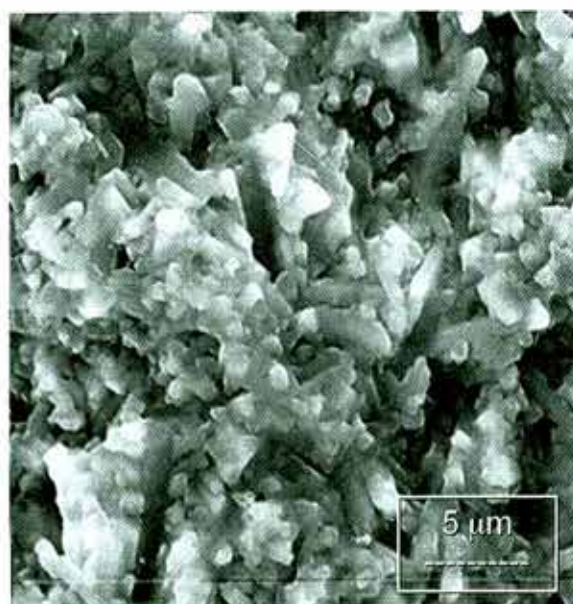
Rice y col.⁽¹¹⁾ establecieron que la energía de fractura del nitruro de silicio puro está en el rango de 20-30 J m⁻². El Si₃N₄ fabricado con aditivos es más tenaz y por lo tanto presenta valores de energía de fractura superiores como puede apreciarse en la tabla.

La energía de fractura aumenta con el nivel de aditivos y es mayor para combinación de aditivos que para un aditivo solo, 47 J m⁻² para 7% MgO ($f_1=10\%$ vol.) frente a 90 J m⁻² para Y₂O₃-MgO ($f_1=11.2\%$ vol.).

El mecanismo fundamental involucrado en el aumento de la tenacidad en Si₃N₄ sinterizado con aditivos es la ramificación de la grieta. Dichas grietas múltiples o ramificadas se crean en general como el resultado de la interacción de la grieta con tensiones no compensadas entre granos y fase intergranular. Además en el Si₃N₄ con aditivos las fases secundarias presentan diferencias substanciales en el módulo de Young y el coeficiente de expansión térmica que crean tensiones residuales que son suficientes como para convertirse en una posible fuente de microagrietamiento cerca de la punta de la grieta principal. La morfología de los granos parece ser un factor que contribuye a dar valores de mayores, existen algunas evidencias de que granos elongados pueden incrementar la energía de fractura, sin embargo sólo este hecho no causa un aumento de . Puede observarse en las micrografías de superficies atacadas (figura 1) que todas las composiciones presentan granos elongados, por lo tanto debe haber otro factor a tener en cuenta y es el tipo de fractura. El tamaño de grano influye sobre el modo de fractura, cuando el tamaño de grano es pequeño y la fractura principalmente intergranular, el crecimiento de grano implica un aumento en los valores de tenacidad ya que se dan más deflexiones de la grieta. Conforme aumenta el tamaño de grano lo hace también la energía de fractura hasta alcanzar el nivel requerido para la fractura transgranular. En este modo de fractura la relación entre tenacidad y tamaño de grano es inversa, ya que el crecimiento de grano reduce la frecuencia de cambios en la orientación del plano de exfoliación. Es lógico suponer entonces que la curva tenacidad-tamaño de grano presente un máximo para el mayor tamaño de grano con el que se produce fractura mayoritariamente intergranular. Como puede apreciarse en la figura 2, la composición Si₃N₄-6Y₂O₃-4MgO presenta una fractura de mayor carácter intergranular especialmente alrededor de los granos elongados, esto da como resultado un camino recorrido por la grieta más largo y un área total de fractura mayor, obteniéndose valores de energía de fractura mayores. Este hecho sumado a que esta composición presenta los granos de mayor tamaño hacen que su tenacidad sea superior.



a)



b)

Figura 2: Superficies de fractura de muestras de Si₃N₄ con: a) Y₂O₃-Al₂O₃ y b) Y₂O₃-MgO.

CONCLUSIONES

- Las muestras que presentan mayor tenacidad son aquellas que tienen mayor tamaño de grano.

- La tenacidad está directamente relacionada no sólo con el tamaño del grano sino también con el diámetro de los granos de Si_3N_4 - β . Diámetros superiores a 1 mm provocan desvíos en el camino de la grieta con el consiguiente aumento en el valor de K_{Ic} .

- Una fractura de mayor carácter intergranular, especialmente alrededor de los granos elongados, produce aumentos en la tenacidad ya que el camino recorrido por la grieta es más largo y el área total de fractura mayor.

REFERENCIAS

- 1 D. Richerson, "Modern Ceramics Engineering" Marcel Dekker Inc. (1982).
- 2 K. Nezuka, Y. Miyamoto, M. Koizumi en "Proceeding of the International Conferences on HIP" Lulea Junio (1987) p. 359.
- 3 G.Ziegler, J. Heinrich, G. Wötting, J. Mat. Sci. vol. 22 (1987) p. 3041.
- 4 J. Pejryd en "Proceeding of the International Conferences on HIP" Lulea Junio (1987) p. 353.
- 5 K. Homma, H. Okada, T. Fujikawa, T. Tatuno, Gogyo Kyokai - Shi vol 95(2) (1987) p. 91.
- 6 E. Tani, S. Umebayashi, K. Kishi, K. Kobayashi, M. Nishijim, J. Mat. Sci. lett. vol. 4 (1985) p.1454.
- 7 K. Matsuhiro, T. Takahashi, Ceram. Eng. Sci. Proc. vol. 10 (7-8) (1989) p. 807.
- 8 A. Opsommer, Tesis Master, ESIH Universidad de Navarra (1988).
- 9 G. Anstis, Chantikul, B., Lawn, B. y Marshall, D., J. Am. Ceram. Soc. vol. 64-9 (1981)
- 10 R. T. Bubsey, D. Munz, W. S. Pierce, J. L. Shannon Jr., Int. Journ. of Fracture, vol. 18 nro. 2 (1982) p.125.
- 11 R. Rice, K. McKinney, C. Wu, S. Freiman, W. Donough, J. Mat. Sci., vol. 20 (1985) p. 1392.

FILTRADO Y AFINAMIENTO DE GRANO: ALTERNATIVAS PARA MEJORAR LAS PROPIEDADES DE LATONES Y BRONCES COMERCIALES

Oscar Bustos C.
email: obustos@lauca.usach.cl



RESUMEN

En el presente trabajo se entregan los resultados obtenidos al aplicar los procesos de afinamiento de grano de colada y filtrado, en forma conjunta, a bronce y latones comerciales. Para este efecto se seleccionó un latón monofásico (70/30) y uno bifásico (62/37), además se ensayaron bronce con 4 y 8 % de estaño. Ambos procesos se aplican con el fin de mejorar las propiedades de los materiales metálicos. Por un lado, el afinamiento de grano de colada provoca un aumento en las propiedades mecánicas, y ciertas propiedades químicas y físicas como por ejemplo la tendencia al fisuramiento en caliente producto de segregaciones; por el otro, el proceso de filtrado, permite eliminar directamente en los canales de colada, partículas de impurezas e inclusiones que afectan negativamente las propiedades del material. Ambos procesos han sido aplicados, tradicionalmente en forma separada. En este trabajo se han aplicado en forma conjunta con el fin de maximizar las características de ellos. Se observó un notable aumento de las propiedades, especialmente en el caso de los latones ensayados. Un estudio por medio de microscopía electrónica de barrido permitió observar la presencia de partículas de igual naturaleza pero de mayor tamaño causantes del afinamiento de grano en el filtro utilizado.

INTRODUCCION

El interés por el desarrollo y la aplicación de los procesos de filtrado y afinamiento de grano, en aleaciones base cobre, se ha incrementado durante los últimos 20 años. El principal motivo de ello se debe a las importantes ventajas que ofrecen ambos procesos, en el mejoramiento de la calidad de las piezas de colada y productos semiterminados. El afinamiento de grano por medio de adiciones químicas, permite generar una estructura de granos equiaxiales finos. Este tipo de estructura conduce a una disminución de las macro y microsegregaciones al disminuir el espaciado interdendrítico y por consecuencia disminuye la tendencia al agrietamiento en caliente. Se ha encontrado además un mejor comportamiento en cuanto a fluidez y a resistencia a la corrosión. Cabe señalar que, a pesar de los buenos resultados obtenidos a través de las técnicas de afinamiento de grano, existen una serie de desventajas o inconvenientes que pueden presentarse, tal como un alto nivel de microporosidades concentradas específicamente en bordes de grano, lo que puede provocar una disminución de las propiedades de colada, tales como la

estanqueidad, y de algunas propiedades mecánicas, como la resistencia a la tracción, la resistencia a la fatiga y la tenacidad. Otros problemas que pueden presentarse, producto del afinamiento de grano, son: un exceso de óxidos en borde de grano y en la superficie, la aglomeración de partículas de óxidos, y la descohesión de borde de grano por exceso de óxidos.

Debido a la alta sensibilidad que presentan las aleaciones base cobre al afinamiento de grano, la reproducibilidad de los resultados es bastante compleja; principalmente debido a la acción de las impurezas, algunas de las cuales pueden tener un efecto catalizador y otras un efecto inhibitor al proceso de afinamiento. Por ello, es absolutamente necesario una caracterización química completa previo a cualquier selección de posibles afinantes. Autores tales como Henke (1964), Cibula (1954), Couture (1977), H. Weber (1985) y G. Weber (1989) dieron los primeros pasos en el estudio de afinamiento de grano de cobre y sus aleaciones. Por otro lado, Bustos (1991), así como Mannheim (1981), han mostrado la factibilidad de lograr apreciables disminuciones en el tamaño de grano de aleaciones de cobre, por medio de la adición de circonio y boro en combinación

con fósforo, magnesio y hierro. El mecanismo aún no está totalmente aclarado, sin embargo, la existencia de compuestos complejos de alta mojabilidad permiten explicar parcialmente este efecto.

El uso de filtros cerámicos tanto en aleaciones ferrosas como en ferrosas, tiene por objetivo principal reducir el contenido de inclusiones, lo que se traduce en una serie de ventajas, que en síntesis permiten mejorar la calidad de la fundición. Entre ellas destacan: el mejoramiento de la terminación superficial, la maquinabilidad y las propiedades mecánicas. En el caso de latones comerciales, se ha demostrado que el uso de filtros de espuma cerámica, mejoran la fluidez y la resistencia al fisuramiento en caliente, mejorando así la calidad de las piezas fundidas. Al respecto, Sahoo y Liu (1993) encontraron que el uso de filtros cerámicos redujo significativamente las inclusiones de óxidos en aleaciones de cobre, lográndose una disminución importante en la susceptibilidad al fisuramiento en caliente. Los autores anteriores, no utilizaron afinantes de grano, sólo actuaron sobre la velocidad de enfriamiento.

El objetivo de aplicar en forma simultánea y conjunta los procesos de afinamiento de grano y filtrado es novedosa. Debido a ello no existen antecedentes bibliográficos. Sin embargo, en base a los conocimientos teóricos y prácticos que se tiene de los procesos individuales, se espera que los resultados obtenidos en el acoplamiento demuestren las ventajas y potencialidades de esta nueva técnica.

Específicamente se espera que la aplicación conjunta de los procesos de filtrado y afinamiento de grano en piezas terminadas y productos semiterminados de aleaciones base cobre permitan, entre otros aspectos:

- una disminución en el nivel de segregaciones;
- una disminución en la tendencia al fisuramiento en caliente;
- un aumento en las propiedades mecánicas;
- una disminución en la tendencia a la corrosión;
- una mejor respuesta al mecanizado;
- una mayor duración en los rodillos de laminación y matrices de extrusión;
- una disminución en las tasas de rechazo;
- una mejor terminación superficial.

El principal motivo para esperar una mejor respuesta en el acoplamiento de ambos procesos, se basa en que muchas de las desventajas o problemas que suelen presentarse en la aplicación de los procesos en forma separada, no son de carácter aditivo cuando estos son aplicados en forma conjunta; por el contrario, las ventajas de cada uno de ellos permitirían anular sus aspectos negativos individuales.

DESARROLLO EXPERIMENTAL

El desarrollo de las experiencias de afinamiento de grano y filtrado, en forma separada y conjunta, se llevó a cabo previa caracterización de las aleaciones en estudio, cuya composición química se resume en la tabla 1. Las condiciones de colada se adjuntan en la tabla 2.

La fusión se llevó a cabo en un horno de inducción de capacidad de 30 kilos. Durante toda la etapa el baño metálico se protegió con carbón vegetal previamente secado. La desgasificación se realizó burbujeando argón directamente al baño durante a lo menos 15 minutos. La adición de los elementos afinantes, durante las experiencias correspondientes, fue de 600 ppm de circonio, 200 ppm de fósforo y 200 ppm de magnesio, a partir de las aleaciones madre Cu-33Zr, Cu-14P y Cu-10Mg, respectivamente. Al respecto no fue necesario adicionar Fe, ya que este elemento se encontraba en la aleación como impureza, alrededor de 150 ppm.

Tabla 1: Composiciones químicas de las aleaciones ensayadas.

Aleación Tipo	Composición Química						
	% Peso			ppm			
	Cu	Zn	Sn	Fe	P	Zr	Mg
Latón 70/30	70.3	29.7	-	153	35	10	5
Latón 63/37	63.6	36.4	-	200	72	10	5
Bronce 92/8	91,7	-	8,2	20	457	10	5
Bronce 96/4	95,5	0,26	4,2	20	121	10	5

Tabla 2: Condiciones de colada para las aleaciones tratadas.

Aleación Tipo	Condiciones de colada			
	Temperatura	Sobrecalentamiento de colada	Temperatura de colada	Tiempo de
70/30	980	100	1080	5
63/37	900	100	1000	5
92/8	1020	100	1120	3
96/4	1050	100	1150	3

El modelo *keel block* para la obtención de las probetas de ensayos de tracción, utilizado en la mayoría de las experiencias, a excepción del filtrado puro y el acoplamiento de los procesos, donde se introdujeron cambios en el diseño del sistema de alimentación y filtrado, corresponde a una recomendación práctica descrita en la norma ISO R1338, para la obtención de probetas de tracción, a partir de aleaciones fundidas base cobre coladas en moldes de arena. El diseño recomendado consiste en la modificación del modelo original, descrito en la norma ASTM B208, donde además se incluyen las

medidas de la probeta estándar para tracción utilizada en este trabajo. La figura 1 muestra, para el caso de las probetas filtradas, la disposición de los canales de alimentación y el filtro correspondiente.

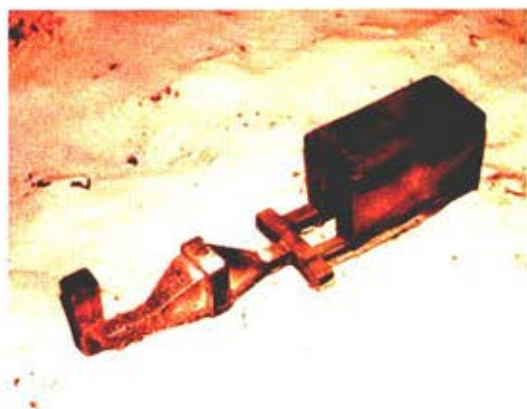


Figura 1: Modelo *keel block* para filtrado, en un sistema de colada no presurizado. La posición del filtro en este caso es vertical, de acuerdo a recomendaciones del fabricante.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

A continuación se muestra el efecto de los procesos de afinamiento de grano y/o filtrado, sobre el tamaño de grano, la resistencia a la fluencia y la resistencia máxima. En relación al tamaño de grano, la figura 2, muestra claramente el efecto de la aplicación de los distintos procesos en forma conjunta.

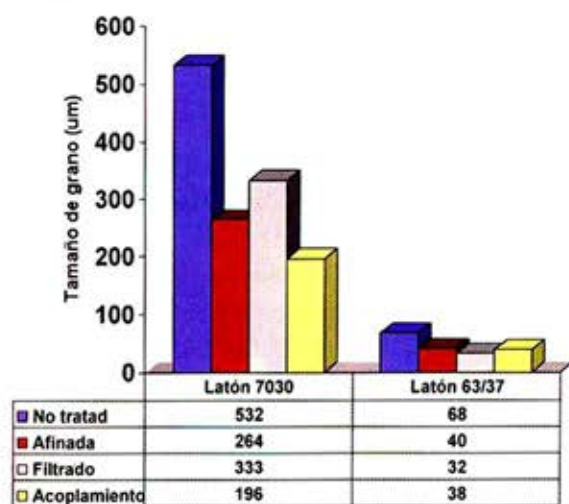


Figura 2: Efecto del tratamiento de afinamiento de grano de colada y el filtrado sobre el tamaño de grano de latones.

En el caso del afinamiento de grano para el latón 70/30, la reducción en el tamaño de grano es de un 50%, lográndose además,

una fracción de granos equiaxiales de 100%. En trabajos de G. Weber(1989) se demostró la efectividad de las adiciones seleccionadas tanto en latones mono como bifásicos. Al respecto cabe señalar que la efectividad del Zr, P, Fe y Mg agregados simultáneamente, es función de variables de operación tales como la temperatura de colada, el tiempo de permanencia de los afinantes en el baño previo a la colada, la temperatura de la coquilla, etc. En el presente trabajo se demostró la eficacia de las adiciones en condiciones diferentes, esto es, bajas velocidades de enfriamiento (moldes de arena) y tiempos de mantención de los afinantes en el baño relativamente cortos. Por otro lado, debido al filtrado, la reducción en el tamaño de grano alcanza a un 37% aunque la fracción de granos equiaxiales es nula.

La razón del afinamiento de grano observado en este caso, podría deberse a un aumento en la velocidad de enfriamiento durante la solidificación, debido a la presencia del filtro cerámico. Por otro lado el aumento de la resistencia a la fluencia es de un 35 y 27 %, producto de los procesos antes señalados, respectivamente. Al respecto, el afinamiento de grano logrado, justificaría el aumento observado en dicha propiedad en función de la relación de Hall-Petch.

El efecto del acoplamiento de los procesos en el caso del latón 70/30 se resume gráficamente en la figura 3. El tamaño de grano disminuye en 63, 26 y 41%, respecto de las aleaciones no tratadas, las aleaciones con afinamiento de grano y filtrado; respectivamente. Por otro lado, el aumento de la resistencia a la fluencia y la resistencia máxima a la tracción es significativo, especialmente respecto de las probetas sin tratamiento, lográndose un incremento del 35 y 14% respectivamente. De acuerdo a lo anterior se puede afirmar que el efecto del acoplamiento de los procesos de filtrado y afinamiento de grano, en el caso del latón 70/30 es altamente positivo.

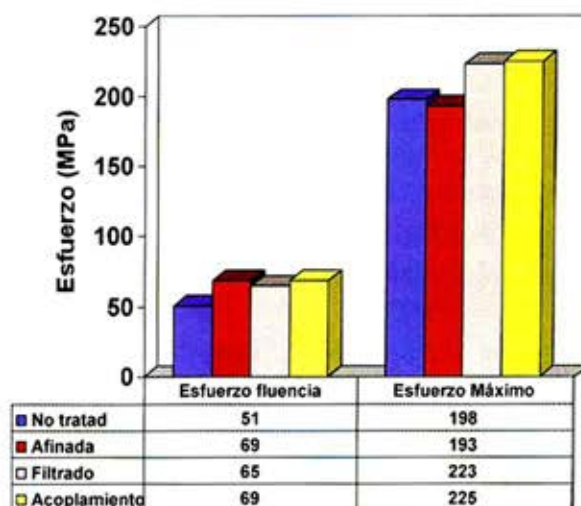


Figura 3: Efecto de los tratamientos sobre la resistencia mecánica en latones 70/30.

Para el caso de los broncees (figuras 4 y 5), aún cuando no es equivalente como en los latones, se aprecia también un aumento en las propiedades mecánicas. Tanto en los broncees monofásicos (96/4) como en los bifásicos (92/8), el efecto de los tratamientos aplicados conjuntamente muestra reducciones en el tamaño de grano, sin embargo esto no se traduce en aumentos en las propiedades mecánicas. La posible causa de este fenómeno radica en el modo de solidificación de estas aleaciones que presentan una fuerte tendencia a la segregación.

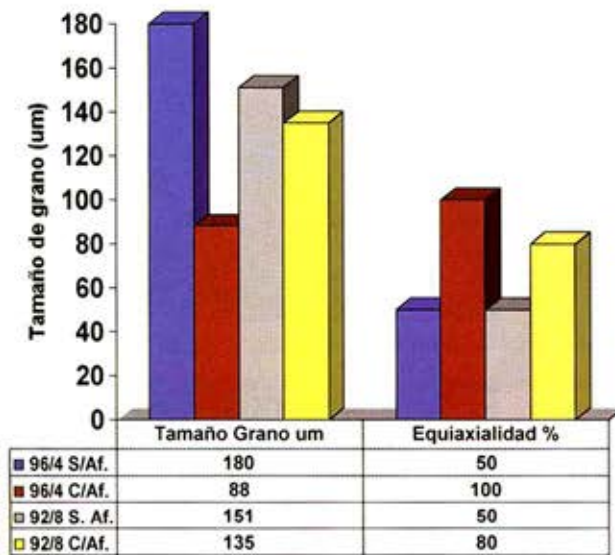


Figura 4: Efecto del tratamiento de afinamiento de grano y filtrado sobre el tamaño de grano en broncees.

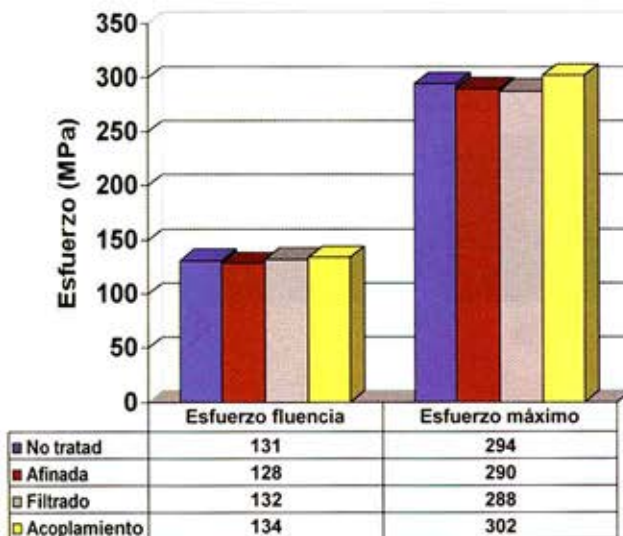


Figura 5: Efecto de los tratamientos sobre la resistencia mecánica de broncees 96/4.

La tabla 3 muestra el efecto de los tratamientos conjuntos sobre la fluidez en broncees y latones. Se observa claramente el comporta-

miento diferente de ambas aleaciones con relación a esta variable. El afinamiento de grano provoca un aumento de la fluidez en broncees; por el contrario, se aprecia una disminución en los latones. La razón de este comportamiento en los broncees se debe a que el afinamiento de grano produce una estructura equiaxial fina lo cual causa que se presente una menor resistencia al avance del metal líquido a diferencia de la estructura columnar que crece desde las paredes del molde hacia el centro reduciendo la sección y obstruyendo el paso del metal líquido. En el caso de los latones, el efecto negativo del afinamiento de grano puede deberse a aumento de la densidad de partículas afinantes en el metal líquido que actúan como retardadores al flujo metálico, disminuyendo por tanto, el largo de fluidez. Cabe señalar que los latones presentan además un modo de solidificación del tipo exógeno.

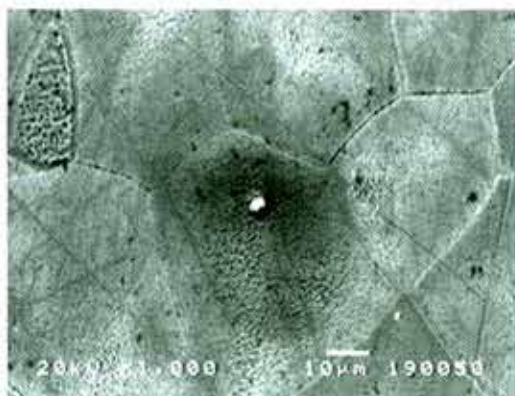
Tabla 3: Efecto del filtrado y afinamiento de grano conjunto sobre la fluidez de broncees y latones

Prueba	Tratamiento filtrado y Afinamiento	Largo de fluidez (cm)
1 (96/4)	NO	8.3
2 (96/4)	SI	17.5
3 (92/8)	NO	6.6
4 (92/8)	SI	8.3
5 (70/30)	NO	31
6 (70/30)	SI	20
7 (63/37)	NO	84
8 (63/37)	SI	58

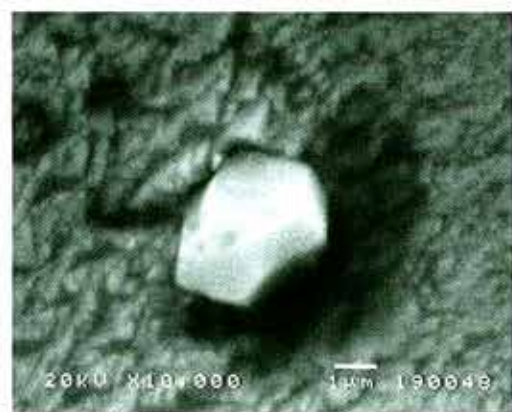
De acuerdo a los resultados obtenidos y analizados por medio de microscopía electrónica de barrido, el efecto de nucleación de pequeñas partículas irregulares de forma poliédrica, ubicadas preferentemente en los centros de granos, sería altamente probable. La función de nucleación estaría dada por la presencia de compuestos del tipo ZrP_x (de acuerdo a referencias bibliográficas, los posibles compuestos pueden ser del tipo ZrP_x , $x=0.5-1.0$, de los cuales el más probable podría ser el compuesto estequiométrico ZrP), bajo el supuesto que la partícula sea un compuesto intermetálico binario. Su efectividad se vería favorecida por la presencia de una película de sulfuros y/u óxidos que rodearían y mojarían la partícula.

Los requisitos para que un elemento o un compuesto actúen como nucleantes han sido presentados en numerosas publicaciones. Entre otras se plantea la necesidad de que existan ciertas similitudes entre los posibles núcleos y el metal que solidifica. Como se mencionara anteriormente, un posible nucleante para aleaciones

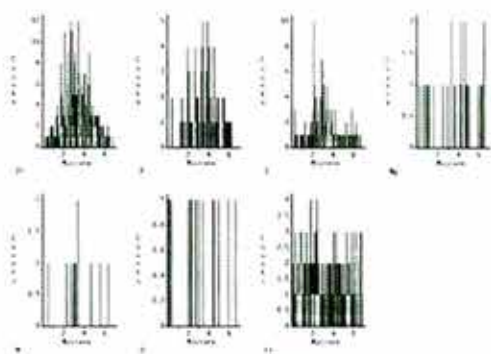
base cobre podría ser el ZrP, de estructura cristalina fcc, al igual que el cobre. Aún cuando el parámetro reticular de este compuesto es notoriamente mayor que el de cobre, según Cibula(1954), es más determinante para la efectividad de un compuesto la existencia de epitaxialidad entre los planos más densos de nucleante y matriz. Este hecho parece ocurrir en el caso descrito.



a)



b)

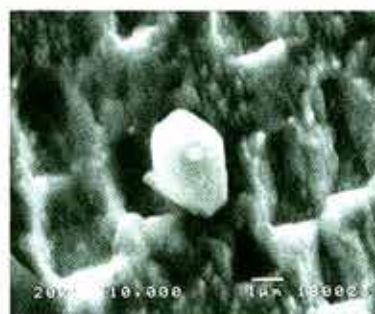


c)

Figura 6: Fotomicrografía de microscopía electrónica de barrido de un latón 70/30 con afinamiento de grano. (a) Presencia de una partícula en el centro de un grano de fase a (matriz). (b) La misma partícula observada en (a) ampliada 10.000 veces. (c) Linescan para la partícula indicada.



a)



b)



Zr



P



Mg

c)

Figura 7: Fotomicrografía de microscopía electrónica de barrido de un latón 70/30 con afinamiento de grano, correspondiente a la sección transversal de un filtro. (a) Presencia de una partícula de morfología poliédrica regular de aproximadamente 2 a 3 µm de diámetro. (b) La misma partícula observada en (a) ampliada 10.000 veces. (c) Imágenes de rayos X para la misma partícula mostrando la presencia de circonio, fósforo y magnesio.

En los análisis vía microscopía de barrido, véase figuras 6 y 7, es notoria la presencia de azufre, oxígeno, circonio, fósforo, nitrógeno y magnesio. Lo anterior no sólo en las partículas, probables nucleantes, ubicadas en los centros de grano, sino también en partículas atrapadas en el filtro por tamaño. Esto reafirma la hipótesis de que las partículas nucleantes básicamente están compuestas de circonio-fósforo además de posibles óxidos y sulfuros de magnesio y circonio. No puede descartarse tampoco la presencia de nitruros de circonio, y, aún cuando no fue detectado, la presencia de carburos. Lo anterior permite concluir la naturaleza compleja de estos nucleantes.

CONCLUSIONES

De acuerdo a los resultados se puede concluir que:

- El acoplamiento de los procesos de afinamiento de grano y filtrado en latones y bronce resulta ser una alternativa interesante para mejorar las propiedades mecánicas de estos materiales.
- El mejoramiento en las propiedades, producto del acoplamiento de ambos procesos, se reafirma en el hecho que el filtro retuvo partículas de gran tamaño, que de haber ingresado al molde, habrían provocado un efecto negativo.
- Es posible concluir que el Zr es el elemento principal en el afinamiento de grano. Este se encontró siempre asociado a fósforo. La presencia también de oxígeno y azufre presupone además la presencia de óxidos y/o sulfuros de los elementos antes mencionados.

REFERENCIAS

- Bustos, O., "Untersuchung zur Kornfeinung von Reinst-Kuoper durch Chemische Zusätze und Deutung der Vorgänge", Dr.-Ing. Dissertation TU-Berlin, 1991
- Cibula, A., "Grain Refinement of Copper Alloys", Journal Institut of Metals, 1953/54, vol. 82, p. 513
- Couture, A., Giesserei Praxis N° 22, 1977, p. 341
- Henke, R., Giesserei Praxis N° 1, 1964, p. 14
- Mannheim, R., "Kornfeinung von Kupfer-Zinn und Kupfer-Aluminium Legierungen", Dr.-Ing. Dissertation, TU-Berlin, 1981
- Sahoo, M., Liu, R.W., 97th Casting Congress and Castexpo, '93", 1993
- Weber, G., "Entwicklung eines Kornfeinungszusatzes und Deutung der Vorgänge bei der Kornfeinung der Kupfer-Zink30 und Kupfer-Zink36 Legierungen, Dr.-Ing. Dissertation TU-Berlin, 1989
- Weber, H., Technische Rundschau, N° 1/2, 1985, p.19

ANÁLISIS DEL PROBLEMA DE MEDICIÓN DE NIVEL DE LLENADO EN MOLINOS SEMIAUTÓGENOS



Gilda Titichoca A., Luis Magne O.
email: sag99@lauca.usach.cl, lmagne@lauca.usach.cl



1.- INTRODUCCIÓN

La operación de molinos semiautógenos ha evolucionado de acuerdo con el crecimiento de los molinos y sus capacidades de procesamiento: el primer molino semiautógeno que se instaló en Chile fue de 28 x 15 pies (12.5 pies EGL) con una capacidad de diseño de 13,000 tpd (Area Los Bronces de Disputada de Las Condes, 1981), mientras que el último equipo que entró en operación (Minera Escondida, 2002) es de 38 x 22.5 pies (20 pies EGL) con una capacidad de diseño de 110,000 tpd.

Sin embargo, el desarrollo tecnológico que ha permitido este avance no ha sido acompañado por la adecuada interpretación de todos los fenómenos que están presentes en estos equipos "gigantes". Es así como es frecuente encontrar diferentes operadores de una planta (y generalmente todo el personal asociado a un turno de operación respecto a otro), con interpretaciones disímiles para un mismo evento ocurrido durante la operación de los molinos semiautógenos, en particular, y de la planta en forma general.

Así también, a través del tiempo se han desarrollado conceptos asociados a la operación y control de estos equipos en base a las *variables respuesta*, obviando una rigidez conceptual que hoy comienza a ser cada vez más relevante. En este caso se encuentra la estimación del nivel volumétrico de llenado de carga total de un molino semiautógeno y aún más extrema es la situación observada al estimar el nivel de llenado volumétrico de la carga de bolas. Las alternativas de poder tener algún grado de conocimiento de estas variables han sido poder asociarlas a variables de respuesta del molino como es la presión en los descansos, las celdas de carga o bien el consumo de potencia del molino. Es claro que no es factible obtener esta información en forma directa, por lo que también existen otras alternativas de inferencia que en menor o mayor grado han logrado ser aplicados a nivel industrial.

2. NIVEL DE LLENADO VOLUMÉTRICO DE CARGA EN MOLINOS SEMIAUTÓGENOS

Una de las variables de mayor importancia en la operación y control de molinos semiautógenos la constituye la caracterización de la carga interna del molino, especialmente su composición en

relación a cuánto corresponde a carga de bolas y cuánto a mineral [1] [3].

En un molino convencional de bolas, la composición de la carga interna está formada fundamentalmente por la carga de medios de molienda metálicos (bolas de acero), por lo que éstos definen las características de la carga interna en cuanto al volumen que ocupan, las trayectorias de sus componentes, forma del riñón de carga y los niveles y distribución de los impactos que se generan, mientras que la carga de mineral, hold up, representa sólo una pequeña fracción de la carga total.

Es por ello que el nivel de llenado volumétrico de medios de molienda (definido como la razón entre el volumen aparente del lecho de medios de molienda y el volumen efectivo de la cámara de molienda) define en mayor grado el consumo de potencia del molino y aún más importante es que el nivel de llenado volumétrico resulta directamente proporcional a la masa de material al interior del molino (bolas de acero, mineral y agua), ya que la densidad aparente de la carga permanece relativamente constante la mayor parte del tiempo, Figura 1. En esta figura se observa que la variación de la potencia promedio consumida tiene una variación global del orden de 5%.

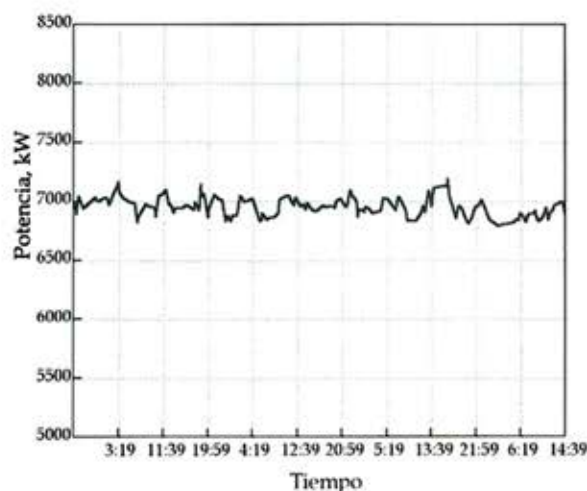


Figura 1. Variabilidad del consumo de potencia de un molino de bolas de 21 pies de diámetro, durante 4 días de operación.

Sin embargo, en los molinos semiautógenos se observa una gran variabilidad de la potencia consumida ya que, además de los parámetros de diseño del molino (diámetro y largo) y de la velocidad de operación, también depende del nivel de llenado de la carga interna, el que a su vez está constantemente variando (producto de una permanente variabilidad de la densidad aparente de la carga interna). La Figura 2 muestra la variación del consumo promedio de potencia de un molino semiautógeno durante 12 horas de operación. La variabilidad observada alcanza alrededor de 24%, siendo mucho mayor a lo que se observa para el molino de bolas [3].

Esta variabilidad se ve justificada por:

- El nivel de llenado volumétrico no está definido por los medios de molienda solamente, sino por una combinación de bolas y colpas (material de tamaño mayor, por ejemplo a 2 plg). Estas últimas, en condiciones de operación normal aportan en mayor grado al llenado del molino y además, presentan una gran variabilidad. Por lo tanto, la densidad aparente de la carga interna sufre variaciones importantes durante la operación.

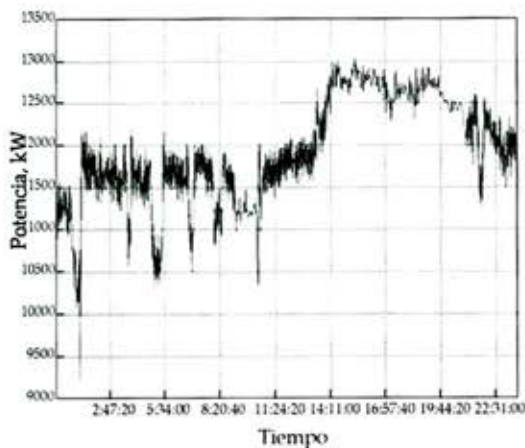


Figura 2. Variabilidad del consumo de potencia de un molino semiautógeno de 36 pies de diámetro, durante 12 horas de operación.

- En intervalos de tiempo mayores a un día, la tasa de desgaste de los medios de molienda metálicos no puede ser constante, principalmente por la variabilidad del nivel de llenado volumétrico del molino semiautógeno, lo que a su vez está cambiando permanentemente la distribución del número y energía de los impactos causantes del desgaste. Además, la tasa de desgaste de medios de molienda no sólo depende de la pérdida de masa por abrasión (superficie expuesta de la carga interna de bolas), sino que también del grado de fractura de las bolas al interior del molino.

- La fractura de bolas puede presentar grandes variaciones de un turno a otro, lo que hace poco factible suponer una carga estable y balanceada de bolas al interior del molino de acuerdo a la teoría, Figura 3, y a medida que se aumenta el tamaño de los slots de las parrillas, los rechazos de bolas fracturadas aumentan considerablemente, cuando se producen eventos de fractura. Esto también afecta directamente a la densidad aparente de la carga interna (por lo tanto a la masa y volumen ocupado por el lecho de bolas).

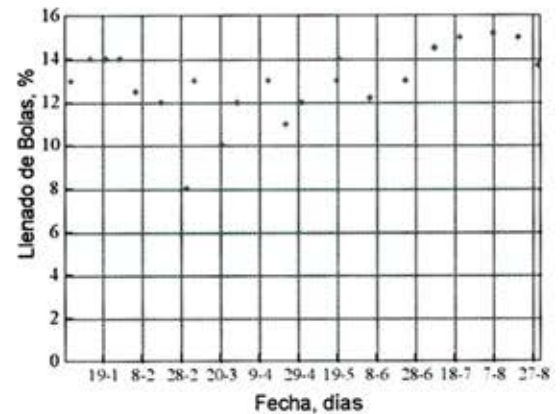


Figura 3. Variabilidad del nivel de llenado de medios de molienda durante ocho meses de operación, molino semiautógeno de 36 pies de diámetro.

- La reducción de tamaños no se produce sólo por la acción de los medios de molienda metálicos, sino que también por la acción de las colpas que impactan y comprimen a partículas menores y entre sí, lo que asociado a la capacidad de evacuación del molino se refleja en variaciones de la carga interna. No se debe dejar de tener presente que la parrilla de descarga del molino sufre una continua variación a través del tiempo debido al cegamiento inicial y posterior desgaste por abrasión, Figura 4 [1] [4].
- Las características del flujo de alimentación al molino (alimentación fresca, recirculación de pebbles y el agua de alimentación al molino) y sus variaciones modifican permanentemente la composición de la carga interna y el movimiento de ésta [1] [3].
- Eventos relevantes que repercuten en las características de la carga interna en general, y en particular a la masa de bolas retenidas, son las fracturas de parrillas, Figura 5. En la práctica, al ocurrir estas fracturas, el operador intenta contar el número de bolas que logran escapar a través de las parrillas y acepta una pérdida de un determinado número de bolas antes de decidir la deten-

ción del molino para la reparación de la parrilla, especialmente debido a la necesidad de programar su reparación. De esta forma, es frecuente encontrar pérdidas mayores a 30 bolas por minuto (con el error asociado al conteo sobre la carga del harnero o trommel). Si se considera el número de bolas recargadas para reponer la tasa de desgaste definida, estos valores resultan extremadamente altos durante el lapso que se espera antes de la reparación de la fractura, afectando fuertemente las características de la carga interna.

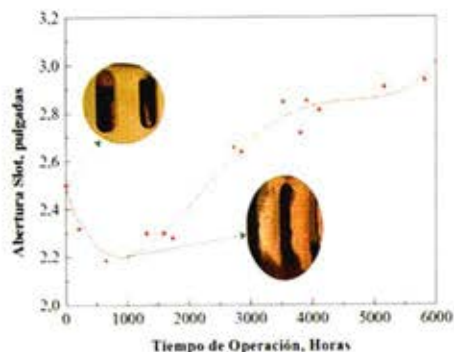


Figura 4. Evolución de la apertura de los slots en función del tiempo de operación de las parrillas.



Figura 5. Parrilla fracturada en un molino semiautógeno.

Debido a que los conceptos de control de la operación del molino semiautógeno están asociados al consumo de potencia del equipo, para el operador resulta relevante “conocer” la composición de la carga interna (cuánto corresponde a bolas y cuánto es mineral) y su efecto sobre las variables respuesta que permitan decidir modificaciones a las variables a las que tiene acceso.

2.1. Medición del Nivel de Llenado Volumétrico

La medición práctica del nivel de llenado de un molino semiautógeno, varía de una instalación a otra. En algunos casos se han diseñado cartillas de evaluación a través de:

- conteo de levantadores libres (no cubiertos por carga) al momento de detener el molino
- medición de la altura libre desde la superficie de la carga hasta el centro geométrico del molino
- medición de la altura libre desde la superficie de la carga hasta un punto de referencia como aberturas en las parrillas o altura de la tapa
- medición de la altura libre desde la superficie de la carga hasta el casco del molino en la parte superior.

En cada uno de estos casos se debe tener la precaución de considerar las condiciones de diseño del molino y el error que se puede cometer al hacer la medición. Además, es necesario considerar el desgaste sufrido por los revestimientos, que implica un aumento paulatino del diámetro efectivo interno del molino y repercute en forma relevante sobre el resultado final de la medición.

Por otro lado, al definir el conteo de lifters como método para determinar el nivel de llenado del molino, se debe tener claro que cada unidad de conteo considera el conjunto *lifter-placa* y no sólo el lifter como es práctica común, puesto que se puede obtener una diferencia importante en el nivel de llenado informado al reportar una unidad de lifter demás. Por ejemplo, para un molino de 36 pies con 36 lifters, el error es de un 4.2% (teniendo presente que este error varía con el nivel de llenado de carga del molino al momento de hacer la medición).

Además, puesto que la carga no queda bien distribuida al interior del molino, independiente del método que se utilice para medir el nivel de llenado, las mediciones se deben realizar en el lado de descarga, centro y alimentación y así obtener un dato promedio mucho más cercano al real.

Por otra parte, un aspecto más relevante que la medición misma lo constituye el contar con un *protocolo* de detención del molino, en el cual quede establecido en qué condiciones se debe operar el molino antes de realizarse la medición, fundamentalmente definir la velocidad de giro, cuál será el intervalo de tiempo durante el cual se deben mantener estable el resto de las variables antes de la detención y finalmente y más importante aún, dejar explícito que la detención debe ser *instantánea*, de otra manera ya se está incurriendo en errores en la medición.

En general se observa que la medición en terreno del nivel de llenado, se planifica en forma periódica o se realiza cuando las oportunidades lo permiten; sin embargo en ambos casos, el molino se debe detener por un intervalo de tiempo no menor a 20 minutos. Es más, si el objetivo es determinar el nivel de llenado de bolas, el tiempo asociado a la medición es aún mayor (60 minutos) tiempo durante el cual se deja de procesar y en el que no todos están dispuestos

a invertir.

A partir de estas mediciones puntuales, se intenta correlacionar el nivel de llenado volumétrico medido con el molino detenido con alguna variable operacional a partir de la cual se pueda inferir o estimar en línea, como por ejemplo: la presión en los descansos, celda de carga o consumo de potencia. Sin embargo, cada una de éstas se ve directamente afectada por el diámetro efectivo del molino que aumenta con el tiempo, produciendo por otro lado una disminución del peso de los revestimientos.

2.2. Nivel de Llenado y Presión en los Descansos

Para lograr "conocer" o inferir el nivel de llenado volumétrico de un molino semiautógeno tradicionalmente se ha utilizado correlacionar, normalmente a través de una ecuación lineal, la medición de la presión en los descansos del molino con el nivel de llenado de carga.

La presión en los descansos es una medida de la inyección de aceite de lubricación hacia el descanso del molino y es tal que permite mantener una película de lubricante que sustenta el molino evitando el roce metal - metal entre el buje (trunnion) y el descanso. Por lo tanto, esta medida (presión en el descanso) es una respuesta del peso que se soporta en el descanso (incluyendo el molino mismo, sus revestimientos y la masa de bolas, colpas de mineral, mineral fino y agua contenidas) y de la posición de la carga interna (que depende de la velocidad de operación, características del revestimiento y composición de la carga interna).

Es por ello que, al desarrollar la correlación entre la presión en los descansos y el nivel de llenado volumétrico del molino, se observan desviaciones importantes que son el resultado de no considerar el efecto de la densidad aparente de la carga interna, para pasar de una variable que depende del peso de la carga del molino (presión en los descansos) a una variable que depende del volumen que ocupa esta carga. Sin embargo, no se realizan las correcciones asociadas, sin darle mayor importancia a la desviación obtenida y a la fecha no hay publicaciones que muestren un trabajo metódico a nivel industrial orientado a verificar variaciones en la densidad aparente de la carga interna.

Por otro lado, la presión soportada por los descansos es la resultante de una fuerza que se apoya en una gran área y el lubricante inyectado a la presión indicada se distribuye sobre toda esta área (en diferentes configuraciones de acuerdo al diseño del descanso). Además, el conjunto de descansos soporta una distribución de presiones, cuyo máximo (y su posición) depende no sólo del peso de la carga interna del molino, sino de la forma y posición de la carga al interior del molino (definida por la velocidad de rotación del moli-

no y del estado de los revestimientos) y de su composición (granulometría, razón masa de bolas a masa de mineral, masa de agua retenida).

Además, para la correcta interpretación de la presión de los descansos como una indicación del peso del molino, se deberían conocer las características con que funciona todo el sistema de lubricación a través del tiempo:

- calidad del aceite
- condición de los filtros de aceite
- medición de temperatura del aceite a la entrada y salida del descanso
- estado de las bombas de inyección de alta presión
- piping de distribución de aceite
- configuración de entrada al descanso y
- distribución del aceite en el descanso.

En muchos casos, variaciones de algunas de estas condiciones pueden provocar variaciones instantáneas importantes en la señal que recibe el operador, que si no son interpretadas adecuadamente generan errores en la operación y control del proceso.

2.3. Nivel de Llenado Volumétrico y el Torque

En el año 1996 a través de un proyecto financiado por el Fondo de Fomento al Desarrollo Científico y Tecnológico (FONDEF) desarrollado por la Universidad Técnica Federico Santa María y la Universidad de Santiago de Chile [5] [6], se desarrolló en el molino semiautógeno del Concentrador Colón de División El Teniente (36 x 17 pies (15.25 pies EGL)) una alternativa para medir el nivel de llenado volumétrico de su molino a través de la utilización del torque eléctrico que se genera en el motor del molino al moverse y arrastrar la carga en su interior, MONSAG. Sin embargo, al ocurrir variaciones bruscas en la granulometría de alimentación, se ha demostrado que la señal de torque induce a una interpretación errada de los niveles de llenado, lo que puede generar importantes problemas en la operación si no se toman las debidas precauciones.

Lo anterior es corroborado por observaciones en molinos de laboratorio, que indican que el movimiento de la carga interna de un molino rotatorio se ve fuertemente afectado con sus características granulométricas. En este punto adquiere importancia una nueva característica física del sistema: la reología de la carga interna, que involucra las características de la fracción fina de mineral (granulometría, densidad y composición) y la concentración de sólidos en peso. La reología de la carga interna, al igual que la densidad aparente de la carga interna, no son parámetros que se puedan medir directamente, pero se deben desarrollar métodos para su esti-

mación o inferencia.

Actualmente los fabricantes de motores proporcionan la señal de torque eléctrico como parte de la información de control del motor sincrónico de molinos semiautógenos y como señal para el operador en la sala de control, pero no se dan indicaciones sobre su utilización o interpretación.

2.4. Nivel de Llenado Volumétrico y Forma de la Carga Interna

A comienzos de la década del 90, CIMM y División Chuquicamata de CODELCO-Chile desarrollaron un sensor de sonido que adosado al casco cilíndrico del molino semiautógeno permitía inferir la posición de la carga interna. Este instrumento denominado comercialmente ELAC (Estimador en Línea del Angulo de Carga) [7], infiere los puntos en que se detecta el pie de carga y el hombro de la carga interna en movimiento y considera que la línea que une estos puntos representa el ángulo de inclinación de la carga interna, respecto a la horizontal (Figura 6).

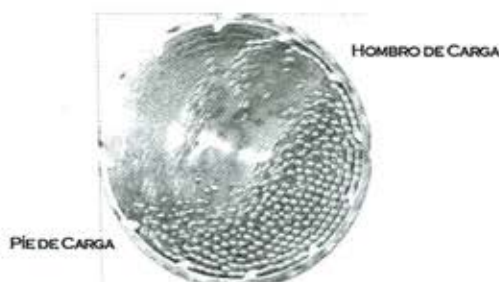


Figura 6. Caracterización de la carga interna de un molino rotatorio en movimiento.

Sin embargo, la suposición de la existencia de un único ángulo de talud de la carga interna cuando el molino gira a velocidades sobre 50% de la velocidad crítica conlleva a malas interpretaciones (como se ve en la Figura 6, el perfil que forma la superficie de la carga dista mucho de ser una línea entre el pie de carga y el hombro de carga). Además, si a partir de esta inferencia se determina el nivel de llenado volumétrico, es posible esperar valores fuertemente desviados de la realidad (sobrevalorados), lo que puede provocar graves errores para la operación.

2.5. Nivel de Llenado Volumétrico y Peso en Celda de Carga

Por su parte la señal de las celdas de carga, normalmente instaladas en dos (incluso 4) de los descansos de la descarga del molino semiautógeno, es información no utilizada en la mayoría de las instalaciones en el país que cuentan con esta información. Esto a pesar

de la calidad de la señal obtenida y debido principalmente a un desconocimiento del funcionamiento del sistema mecánico que conforma este instrumento.

No obstante, con la información que entregan las celdas de carga se debe tener presente las mismas observaciones que se han discutido para la presión en los descansos al asociarla al nivel de llenado volumétrico de carga interna.

2.6. Peso de la Carga y Transductores de Presión

J. Kolacz [8] ha presentado una alternativa para identificar los cambios de peso en la carga interna de un molino de bolas a través de la interpretación de señales de un transductor de presión adosado al casco del molino.

Al considerar el molino como una viga libre suspendida en ambos extremos, la carga interna deforma la carcasa del molino. De esta forma dichas deformaciones se consideran proporcionales al peso de la carga interna y de este modo, según las variaciones de tensión y compresión que sufre el transductor, a medida que el molino rota, permiten inferir la masa de material contenido al interior del molino.

Simulaciones iniciales realizadas en molienda en seco en molinos de bolas, indican muy leves variaciones en la deformación del cilindro del molino por causa de cambios importantes en la densidad aparente de la carga interna (variaciones en la relación masa de bolas y masa de mineral). En este sentido, la implementación de este sistema requiere contar con un transductor con una alta sensibilidad, tal como el tipo piezoeléctrico el que a su vez también es más robusto para soportar las severas condiciones industriales a las que son sometidos y además, es necesario contar con un buen sistema que amplifique, transmita y filtre las señales emitidas por el transductor.

Sin embargo, al estar en operación el molino, se producen deformaciones no sólo debido al efecto del peso de la carga interna sino que aparecen deformaciones dinámicas por la rotación del cilindro, siendo mayores a medida que el molino es de tamaño mayor. Por ello, las señales obtenidas por los transductores en el casco del molino deberían ser interpretadas adecuadamente, separando el efecto dinámico del efecto del peso de la carga interna.

Al hacer un análisis estructural del molino aplicando el Método de Elementos Finitos con modelos de carga y restricciones adecuadas a la operación real del molino, es posible observar la deformación que sufre el molino, como se observa en la Figura 7.

Por lo tanto, la alternativa del uso de transductores asociada a un buen modelo de elementos finitos, resulta interesante de explorar y afinar.

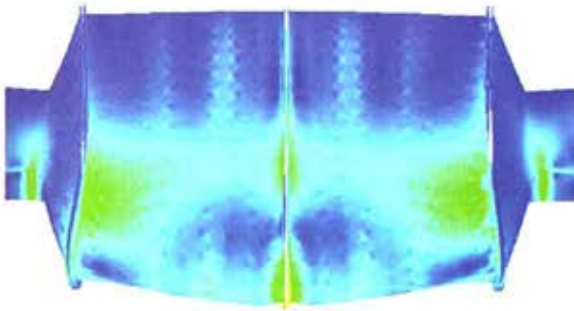


Figura 7. Vista lateral de las deformaciones producidas por el peso de la carga interna y el efecto dinámico de rotación en un molino de bolas (la magnitud de las deformaciones ha sido exagerada para su análisis).

2.7. Sistema Analizador de Carga (SAG-Analyzer)

A través de un proyecto financiado por el Fondo de Fomento al desarrollo Científico y Tecnológico (FONDEF) [9], la Universidad de Santiago de Chile y la Universidad Técnica Federico Santa María, en asociación con FFE Minerals Chile, han desarrollado este sistema.

Consta de un sensor que detecta el sonido emitido por la carga en movimiento y lo transmite a un receptor el que a su vez lo envía a un procesador de datos. El procesador tiene configurado un programa de análisis de señales de sonido que descompone la señal recibida e identifica la posición del *pie* y *hombro de la carga*, a partir de los cuales se determina el *nivel de llenado volumétrico de carga* mediante algoritmos debidamente probados.

Con el nivel de llenado de carga y datos operacionales del molino, y en base a un modelo de consumo de potencia del molino, se infiere el *nivel de llenado volumétrico de bolas*. Con ambos datos (nivel de llenado volumétrico de carga total y de bolas) por diferencia directa se determina el nivel de *llenado de colpas*.

Conocida la composición de la carga inferida según lo indicado anteriormente, se determina la *densidad aparente de la carga*.

A diferencia de otros sistemas o correlaciones que infieren el nivel de llenado volumétrico de la carga, una de las ventajas de este sistema, es que incorpora correcciones asociadas al desgaste de los revestimientos y el efecto de las características de la pulpa que alimenta al molino. Sin embargo, aún no se ha evaluado el efecto de la granulometría de alimentación al molino, lo que puede mejorar aún más los resultados obtenidos a la fecha.

El analizador de carga se encuentra implementado y operando en los dos molinos semiautógenos de Compañía Minera Doña Inés de Collahuasi, con resultados que indican errores menores a 1% en la estimación del nivel de llenado volumétrico de carga total y menor a 0.5% en el de la carga de bolas. En la Figura 8 se muestra el

despliegue de pantalla donde se presentan los resultados. En ella se puede observar el nivel de llenado total, el de bolas y el de colpas, la densidad aparente de la carga, el ángulo del pie y hombro de la carga y algunas de las variables operacionales.

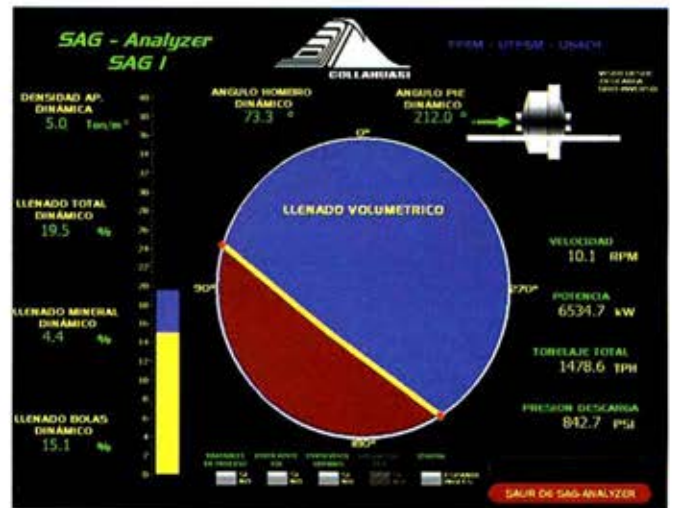


Figura 8. Pantalla de presentación de los resultados del Sistema Analizador de Carga Interna de molinos semiautógenos, SAG-Analyzer.

La Figura 9 muestra la evolución de la señal de nivel de llenado volumétrico de carga interna total y de bolas estimada durante 24 horas de operación, junto al resto de las variables de operación del molino.

3. CONCLUSIONES

Dada la gran importancia, tanto en la operación como en el control, que tiene el nivel de llenado volumétrico de la carga interna en molinos semiautógenos, han sido varios los intentos realizados para poder inferir esta variable, ya sea a través de correlaciones con alguna variable del proceso como la presión en los descansos o el consumo de potencia, o a través de instrumentación como el MONSAG, los transductores de presión o el EIAC.

Sin embargo, los resultados obtenidos no han sido del todo satisfactorios, fundamentalmente debido a que:

- Algunos sistemas no consideran el desgaste que experimentan, en el transcurso de su vida útil, los revestimientos del cilindro del molino lo que afecta directamente al peso de la carga interna y a su dinámica de movimiento.
- En el caso particular de la presión en los descansos, además, no se consideran las variaciones que presentan en el tiempo el sistema de lubricación y el aceite lubricante.
- En el caso de las celdas de carga, existe un desconocimiento del

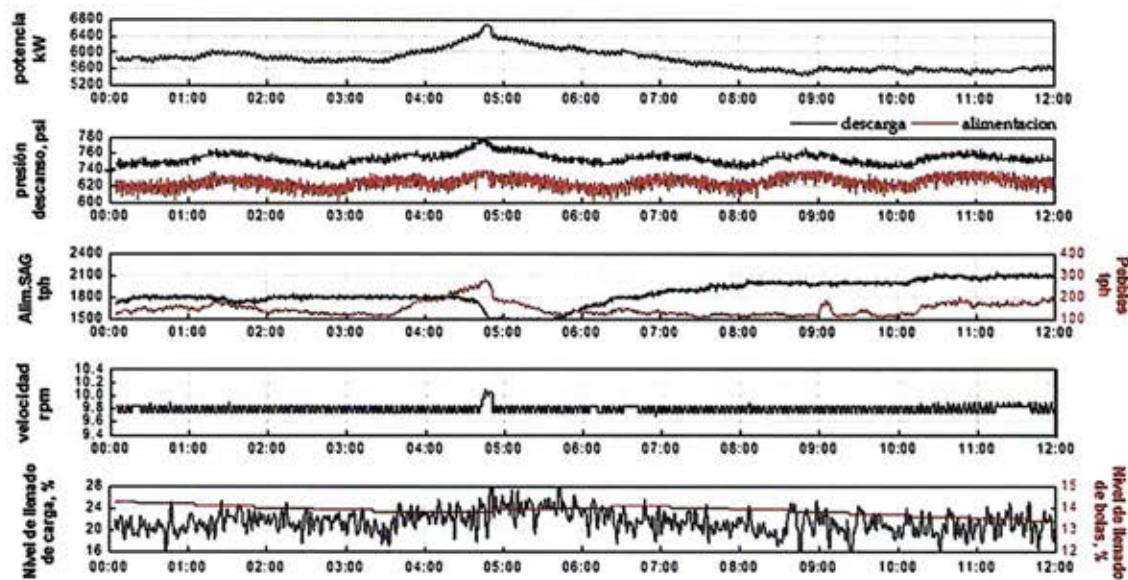


Figura 9. Evolución de variables operacionales del molino semiautógeno, incluyendo la señal de nivel de llenado volumétrico de carga total y de bolas.

funcionamiento del sistema mecánico que lo conforma y la interpretación adecuada de la señal.

- Por otro lado, se ha demostrado que variaciones bruscas en la granulometría de alimentación afectan en forma importante a los resultados obtenidos por la inferencia a partir de la medición del torque eléctrico del motor, sin embargo ha sido difícil encontrar una relación entre esta variable y las características de la carga interna.

Desde este punto de vista y de acuerdo a los resultados obtenidos a escala industrial, el analizador de carga interna SAG-Analyzer es el más serio intento orientado a desarrollar un análisis detallado de la composición de la carga interna. Este instrumento que se basa en conocer las características del movimiento de la carga interna, considera además la mayoría de las variables operacionales que afectan su composición.

4. REFERENCIAS

- [1] Magne L, Valderrama W, Titichoca G, Velásquez C, "Operación de Plantas de Molienda Semiautógena: Una Dura Realidad", III Simposium Internacional de Mineralurgia, Lima Perú. 2000.
- [2] Magne L, Titichoca G, Campi A, Valderrama W, "Operación de Plantas de Molienda Semiautógena: Una Dura Realidad Parte 2: El Consumo de Potencia", VI Southern Hemisphere Meeting on Mineral Technology, Río de Janeiro, Brasil. 2001.
- [3] Magne L, Titichoca G, Velásquez C, "Operación de Plantas de Molienda Semiautógena: Una Dura Realidad Parte 3: Variables de Proceso", VI Southern Hemisphere Meeting on Mineral Technology, Río de Janeiro, Brasil. 2001.
- [4] Bassaure F, Titichoca G, "Evolución del Diseño de Parrillas Utilizadas en el Molino Semiautógeno Compañía Minera Candelaria", Congreso Internacional Workshop SAG'99, Viña del Mar. Mayo 1999.
- [5] Pontt J, Valderrama W, Magne L, Pozo R, "MONSAG: Un sistema para el Monitoreo On-Line de la Carga en Molinos SAG", Congreso Internacional Workshop SAG'97, Viña del Mar. Mayo 1997.
- [6] Proyecto FONDEF MN-06 "Centro de Transferencia Tecnológica en Accionamientos, Automatización e Informática Industrial: Optimización de Revestimientos para Molienda Semiautógena y Uso Eficiente de Sistemas Eléctricos", Universidad Federico Santa María, Universidad de Santiago de Chile, CODELCO Chile División El Teniente, 1994-1996.
- [7] Barrientos R, Telias M, "Nuevos Sensores en el Circuito SAG", Congreso Internacional Workshop SAG'97, Viña del Mar. Mayo 1997.
- [8] Kolacz J, "Measurement System of the Mill Charge in Grinding Ball Mill Circuits", Minerals Engineering, vol. 10, n°12, december 1997.
- [9] Proyecto FONDEF D9811087 "Nueva Instrumentación para Plantas de Molienda Semiautógena de Minerales", Universidad Federico Santa María, Universidad de Santiago de Chile, Compañía Contractual Minera Candelaria, FFE Minerals Chile, 1999-2001.

TEXTURAS, UNA HERRAMIENTA INDISPENSABLE EN EL ESTUDIO DE MATERIALES METÁLICOS



Alberto Monsalve G. y Alfredo Artigas A.
email: amonsalv@lauca.usach.cl, aartigas@lauca.usach.cl



RESUMEN

Se describen someramente los métodos experimentales para realizar la medición de texturas en un material. Se muestran y discuten las distintas notaciones usadas (figuras de polos y ODF). Se explica además la ventaja del empleo de las ODF frente a las descripciones más tradicionales, subrayándose la importancia de realizar predicción de propiedades a partir de las orientaciones cristalográficas.

1.- INTRODUCCIÓN.

Uno de los aspectos básicos de los materiales es que, salvo excepciones, son policristalinos, es decir, están constituidos por muchos cristales (o granos). Como es sabido, las propiedades mecánicas (módulo de elasticidad, límite elástico, tenacidad, dureza), químicas (resistencia a la corrosión) y microestructurales dependen de la orientación de cada uno de estos granos o cristales. Históricamente, uno de los primeros casos estudiados en esta interacción *orientación cristalográfica-propiedades*, corresponde al de la fabricación de transformadores eléctricos. El núcleo de los transformadores está hecho de acero al Si. La orientación de los cristales correspondientes a este acero influye de manera significativa en las pérdidas de energía por disipación de calor del transformador. En efecto, se ha encontrado que cuando los cristales tienen las direcciones $\langle 111 \rangle$ paralelas a las líneas de campo magnético, las pérdidas de energía son altas, en tanto que cuando las direcciones $\langle 110 \rangle$ son paralelas a las líneas de campo, las pérdidas de energía disminuyen, llegando a ser mínimas cuando las direcciones $\langle 100 \rangle$ son paralelas a las líneas de campo magnético. Otro caso importante es el de la embutición de aceros. En este caso, cuando los planos $\{111\}$ son paralelos al plano de laminación se obtiene una buena respuesta a embutición.

2.- DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL DE LAS TEXTURAS.

Existen actualmente dos formas experimentales de determinar las texturas: (1) por difracción de rayos X y (2) por difracción de electrones. El primer método es útil, porque barre una superficie relativamente grande de la muestra (varios granos), de manera que la información que permite obtener es representativa en promedio

del material. En el segundo caso, el barrido se realiza grano por grano, por lo que necesita de gran tiempo para analizar un volumen representativo del material. Sin embargo, cuando se desea realizar un estudio del comportamiento grano por grano en un material, el método por difracción de electrones es útil.

2.1- Difracción de Rayos X.

Inicialmente, en la década del 70, la descripción de las componentes de texturas presentes en un material fue sólo cualitativa. Por esos años se utilizaba la difracción de rayos X y un goniómetro de tres grados de libertad, que permitía el trazado de figura de polos directas e inversas. El haz de rayos X utilizado es monocromático, usualmente radiación de Cu, Co, Mo etc.

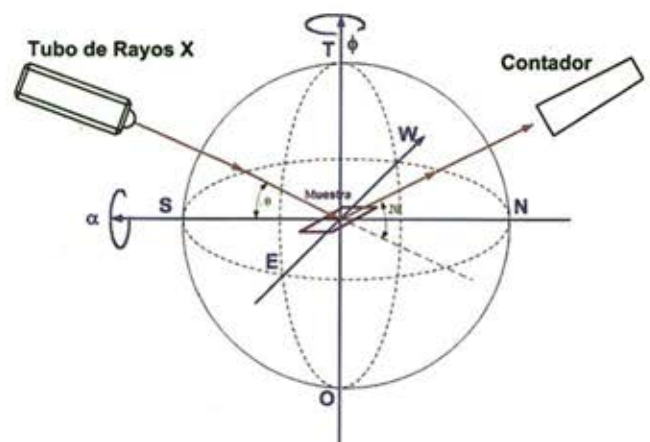


Figura 1.- Montaje experimental para el trazado de figuras de polos.

En la figura 1 se muestra un montaje característico. El haz de rayos X produce interacción constructiva cuando se cumple la con-

dición de Bragg. Para cada material, los ángulos de difracción se calculan a partir de

$$\theta = \arcsen\left(\frac{\lambda}{2d}\right)$$

en que λ es la longitud de onda de rayo X utilizada y d es el parámetro atómico. Enseguida, para cada ángulo de Bragg, la muestra se hace girar en torno a un ángulo ϕ , correspondiente a la normal al plano de la muestra y luego en un ángulo α , perpendicular al anterior y comprendido en el plano de difracción. Con esto se logra explorar la semiesfera de polos. A continuación, se recogen los datos con un detector y se almacenan en un computador. Posteriormente se procesan estos datos, generándose una función de intensidad que depende para cada ángulo de Bragg de ϕ y α , es decir, $I = I(\phi, \alpha)$. Finalmente se comparan estos datos con los de una muestra patrón, con lo que se obtiene la figura de polos, tal como la que se muestra en la figura 2, que corresponde a la figura de polos (100) para acero laminado en frío.

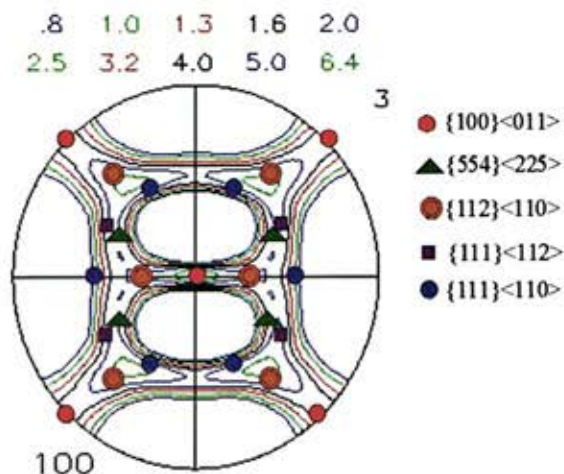


Figura 2.- Figura de polos (100) para acero deformado en frío.

2.2.- Difracción de electrones.

Otra forma de determinar las texturas presentes en un material consiste en realizar difracción de electrones, lo que se conoce como EBSD (Electron Back Scattering Diffraction). Esta técnica requiere de un microscopio electrónico de barrido (SEM). Al incidir un haz de electrones sobre una muestra cristalina, el patrón de difracción obtenido presenta ciertas líneas características conocidas como líneas de Kikuchi, las que dependen de la orientación del cristal. A partir de estas líneas es posible conocer la orientación de cada cristal

y con la ayuda de un programa de computador, es posible trazar en un código de colores, las orientaciones presentes. Esta técnica se conoce como OIM (Oriented Imaging Microscopy). En la figura 3(a) se muestra el montaje experimental requerido para esta técnica y en las figuras 3(b) y 3(c) se muestran los resultados obtenidos para un acero de bajo contenido en carbono.

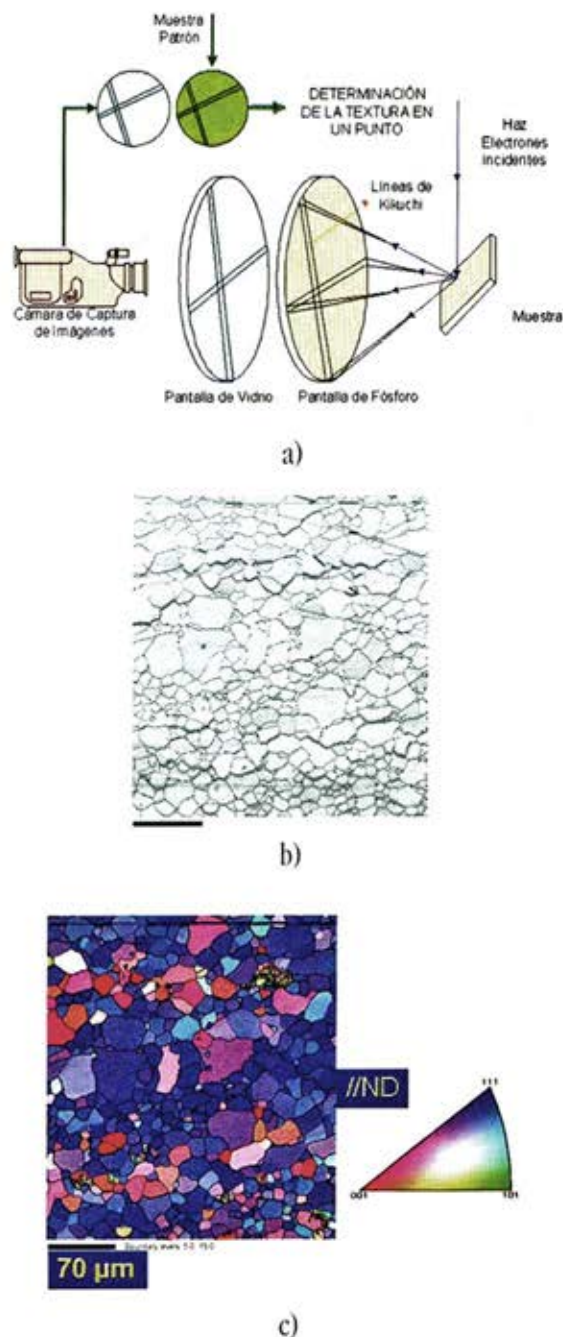


Figura 3.- (a) Esquema de funcionamiento de EBSD, (b) Micrografía normal obtenida de microscopía electrónica de barrido y (c) resultados de la medición de textura con su correspondiente figura de polos inversa.

3.- NOTACIÓN DE TEXTURAS.

En general un policristal posee una combinación de orientaciones, las que reciben el nombre de componentes de texturas. Dado que una orientación específica queda definida completamente sólo si se conocen las direcciones relativas de un plano y una dirección, en general, las componentes de texturas se expresan de la forma:

$$(hkl)[uvw]$$

en que (hkl) representa el plano que es paralelo al plano de laminación y $[uvw]$ la dirección paralela a la dirección de laminación. En la Tabla I se muestran algunas de las componentes de texturas típicas.

Tabla I.- Componentes de texturas más usuales.

Textura	Nombre
$\{100\}\langle 100\rangle$	Cubo
$\{100\}\langle 110\rangle$	Cubo Diagonal
$\{110\}\langle 100\rangle$	Goss
$\{110\}\langle 112\rangle$	Latón
$\{011\}\langle 211\rangle + \{112\}\langle 111\rangle$	Cobre

4.- SISTEMAS DE REFERENCIA.

Al describir las componentes de texturas presentes en un material, se debe necesariamente definir un sistema de referencia respecto del cual expresarlas. Existen dos posibilidades. Se utiliza un sistema de ejes coordenados referidos al cristal (K_c) o bien, un sistema coordenado referido a la muestra (K_s). El primero de ellos puede ser el sistema de coordenadas ortogonales usado para describir los índices de Miller; el segundo, depende de la geometría de las muestras que se estén analizando. Cuando éstas poseen geometría plana, a la cual por ejemplo se ha llegado por laminación, se suelen utilizar como ejes la dirección de laminación (RD), la dirección transversal a la dirección de laminación (TD) y la dirección normal al plano de laminación (ND), ver figura 4. Evidentemente, siempre se puede encontrar una función tal que se puedan transformar las coordenadas desde un sistema al otro. Si se denomina g a esta función, entonces se puede plantear:

$$K_c = gK_s$$

La función g en principio debe existir y deberá depender de un número suficiente de variables, tal que se pueda efectivamente, a

través de una combinación de las mismas, pasar desde un sistema a otro.

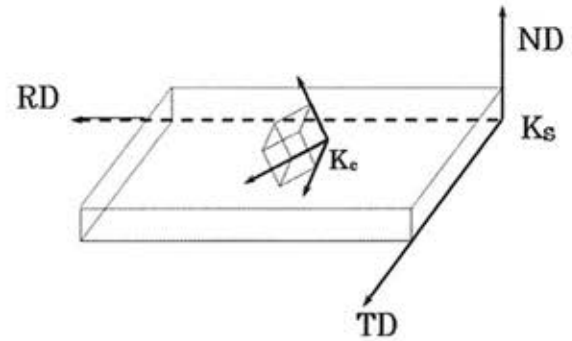


Figura 4.- Sistemas de coordenadas utilizado en la descripción de las texturas de un material.

5.- MÉTODOS PARA DESCRIBIR LAS TEXTURAS.

Tres han sido los métodos utilizados en la descripción de las texturas: (1) Figuras de polos inversas; (2) Figuras de polos directas y (3) Funciones de distribución de orientaciones.

5.1.- Figuras de polos directas.

En esta notación, se utiliza la proyección estereográfica y se dibujan en ella, las orientaciones existentes en el material, es decir, se utiliza un sistema coordenado basado en la muestra (K_s). Para ello, se sitúa al cristal en el centro de la esfera fundamental, ver figura 5, y se proyectan las direcciones de interés (polos) sobre dicha esfera. A continuación se unen dichos puntos con el polo sur de la esfera, y se encuentra la intersección con el plano ecuatorial. En el caso de un monocristal, los puntos de intersección con el plano ecuatorial serán sólo puntos. En cambio, al tratarse de un policristal, lo que se obtendrán son nubes de puntos, debido a las desorientaciones existentes entre un cristal y otro. Tal como se aprecia en la figura 2, las direcciones DL, DT y DN corresponden a posiciones específicas en la figura de polos, quedando las direcciones $\langle 100\rangle$, situadas en puntos cualesquiera dentro del círculo correspondiente al plano ecuatorial. La posición de las direcciones $\langle 100\rangle$ en el plano ecuatorial, dependerá de la orientación del cristal, por lo que la figura de polos entrega una información directa acerca de la orientación del cristal. Las intensidades relativas con que cada componente de textura aparece en el cristal, se representa a través de curvas de nivel, tal como se muestra en la figura 2.

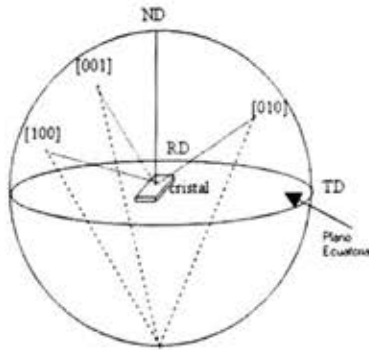


Figura 5.- Proyección estereográfica de un monocristal

5.2.- Figuras de polos inversas.

En esta representación, ver figura 6, se utiliza el plano ecuatorial de la esfera fundamental como sistema de referencia, es decir, el sistema coordenado se basa en el sistema asociado al cristal (K_c). Cada una de las direcciones en el cristal, corresponden a puntos en el plano ecuatorial de la proyección estereográfica. Dentro de este plano ecuatorial, se utiliza el triángulo estereográfico fundamental para expresar las distintas componentes de texturas. Se trazan luego las curvas de nivel correspondientes a las intensidades de cada una de los planos presentes en el cristal real, obteniéndose una imagen tal como la mostrada en la figura 3(c).

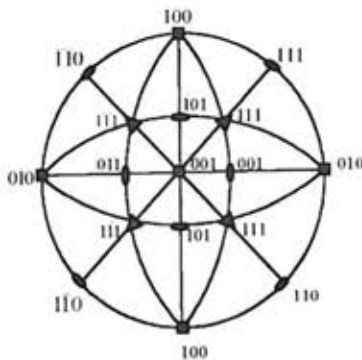


Figura 6.- Plano ecuatorial de la proyección estereográfica, mostrando las direcciones <100> y el triángulo fundamental.

Se debe destacar que las figuras de polos directas y las inversas, corresponden a dos formas alternativas de especificar las texturas. Una utiliza como sistema de referencia las coordenadas de la muestras K_s (figura de polos directas) y la otra, las coordenadas del cristal K_c (figuras de polos inversas).

5.3.- FUNCIONES DE DISTRIBUCIÓN DE ORIENTACIONES

(ODF).

La función g , capaz de transformar las coordenadas de un sistema en otro, puede ser planteada de muchas maneras. Una de ellas, es a partir de tres ángulos, conocidos como ángulos de Euler ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) los que corresponden a giros tal como los mostrados en la figura 7. Para cada cristal que forma el agregado policristalino, deberá ser posible encontrar una triada de ángulos tal que el sistema de coordenadas de la muestra pueda rotar hasta coincidir con el sistema de coordenadas del cristal. Por tanto, se puede plantear la función g como:

$$g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$$

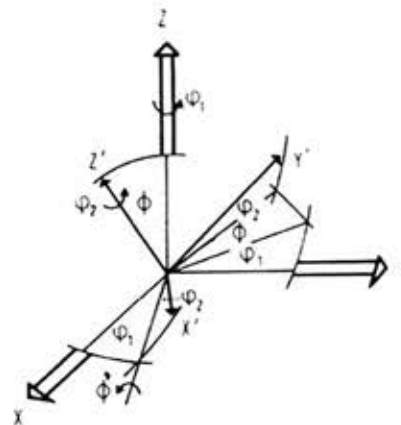


Figura 7.- Definición de los ángulos de Euler.

Dado que cada grano o cristal posee sus propios valores de la función g , es posible definir una distribución de los valores de g de la forma siguiente:

$$f(g)dg = \frac{dV}{V}$$

en que dV/V representa la fracción de volumen que posee un valor de la función g comprendida entre g y $g+dg$. Así, en el caso del policristal completo debe cumplirse que:

$$\oint f(g)dg = 1$$

La función f se denomina función de distribución de orientaciones (ODF) y se calcula a partir de cuatro figuras de polos directas. Usualmente, las ODF se representan en un espacio coordenado denominado espacio de Euler, en el que los ángulos ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) co-

responden a tres ejes mutuamente perpendiculares. A cada orientación de un cristal debe corresponder un punto en este espacio. En la figura 8 se muestran las ODF para acero recocido y acero laminado en frío. Claramente, es indispensable poder representar en dos dimensiones estas superficies, por lo que una vez más se recurre a las curvas de nivel. En el caso del acero, tal como se muestra en la Tabla II, el corte en $\varphi_2=45^\circ$, incluye a gran parte de las componentes de texturas importantes para este material, por lo que se acostumbra representar este corte, tal como se muestra en la figura 9.

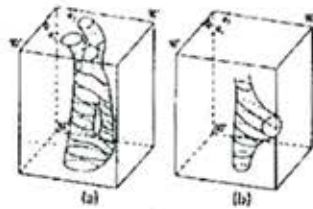


Figura 8.- Representación de los ODF, (a) Acero recocido y (b) acero laminado en frío.

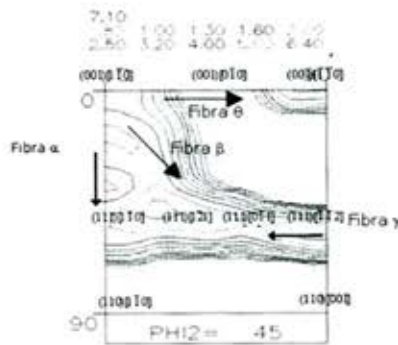


Figura 9.- ODF correspondiente a acero recocido.

Tabla II.- Angulos de Euler para las componentes de texturas más usuales.

{hkl}	<uvw>	φ_1	Φ	φ_2
001	110	45°	0°	0°
211	011	51°	66°	63°
111	011	60°	55°	45°
111	112	90°	55°	45°
11 11 8	4 4 11	90°	63°	45°
110	110	0°	90°	45°

Cabe la pregunta: ¿por qué recurrir a las ODF y no quedarse solamente con las figuras de polos? La respuesta es que tanto las figuras de polos directas como las inversas, permiten hacer sólo una descripción cualitativa y no cuantitativa. Las ODF en cambio constituyen una descripción cuantitativa, por lo que su valor puede ser utilizado para realizar predicciones de propiedades mecánicas, tales como el módulo de elasticidad o los índices de anisotropía normal

(r) y plano (Δr).

6.- CONCLUSIÓN.

La determinación de las diferentes componentes de texturas en un material, es útil para conocer el comportamiento del mismo frente a sollicitaciones mecánicas o medio ambientales. Existen diversas técnicas que permiten describir las orientaciones cristalinicas de un material: difracción de rayos X, que examina una zona grande del material y la difracción de electrones, que permite realizar un barrido a cada grano. Los resultados de ambas técnicas pueden resumirse con la ayuda de figuras de polos (directas e inversas) y mediante la utilización de funciones de distribución de orientaciones (ODF). Esta última, como representación absolutamente cuantitativa, permite realizar modelos predictivos de propiedades mecánicas y microestructurales del material.

7.- REFERENCIAS.

- H.J. Bunge, Texture Analysis in Materials Science, Mathematical Methods, Butterworths, Berlin, 1982.
- B.D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction, 2nd Ed., Addison-Wesley Pub. Comp. Inc., 1978.
- R. K. Ray and J.J. Jonas, Transformation textures in steels, Int. Mat. Rev., 1990, Vol. 35, N°1, pp. 1-36.

ANÁLISIS DE FALLA EN SERVICIO DE UNA HELICE DE CUATRO PALAS DE BARCO PESQUERO.

Bernd Schulz E.
email: bschulz@lauca.usach.cl



1.- INTRODUCCION

Se recibieron hélices de bronce al aluminio de fabricación nacional que fallaron prematuramente durante el servicio en un barco pesquero en la zona de los canales de Chiloé. El dueño del barco reclamó al fabricante que las piezas estaban mal fabricadas, pues ellos tienen otro barco similar en servicio en Punta Arenas de características y hélices semejantes que no han presentado este tipo de falla. Por otro lado, el fabricante argumenta que la falla en Chiloé se debería más bien a un maltrato de las hélices por la acción de la dificultad de controlar su servicio y evitar golpes cuando baja la marea en los canales en Chiloé (diferencia de altura del nivel del mar por mareas de hasta 8 m).

Inicialmente se recibió una caja en el mes de noviembre de 1999, con dos muestras correspondientes a dos hélices, de un total de tres, que se quebraron en servicio, en el mismo barco pesquero:

Muestra N° 1: Hélice de cuatro palas, giro derecho de 46 pulgadas de diámetro, pala de 33 pulgadas y 115 kg de peso (incluye el cono y una pieza separada del resto quebrado, debidamente marcado).

Muestra N°2: Muestra de sección transversal de la pala de hélice que fue la pieza de reposición fabricada.

Durante el mes de junio del 2000 se recibió la tercera hélice, quebrada en una de sus palas. (Ver Figura N°1)

Todo esto con la solicitud de efectuar un estudio de la falla que permita conocer la calidad del producto fabricado y las posibles medidas que habría que tomar para mejorar el producto.



1a)



1b)

Figura 1.- Vista general de hélice N°3.

2.- PROCEDIMIENTO

A las muestras 1 y 2 se les efectuaron:

- Análisis químico.
- Medición de dureza.
- Macrofotografía de superficie transversal de pala.
- Observación de superficie fracturada.
- Metalografía de varias zonas de interés.
- Búsqueda de grietas superficiales por tintas penetrantes en hélice número tres.

3.- ANALISIS QUIMICO (% EN PESO)

Se presentan los resultados del análisis espectrográfico y se comparan con la norma inglesa y la norteamericana para el bronce para hélices. Se puede observar que el contenido de aluminio es menor que el recomendado.

	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Pb
Muestra N° 1	1.42	5.26	3.72	4.63	0.16	0.12
Muestra N° 2	1.31	8.30	3.41	4.69	0.03	0.11
NORMA BS 1400	1-3.5	8.5-11	3-5	3-5.5	--	--
Aleación UNS N° C95800 ASTM B148	0.8-1.5	8.5-95	3.5-4.5	4.0-5.0	--	0.03 máx.

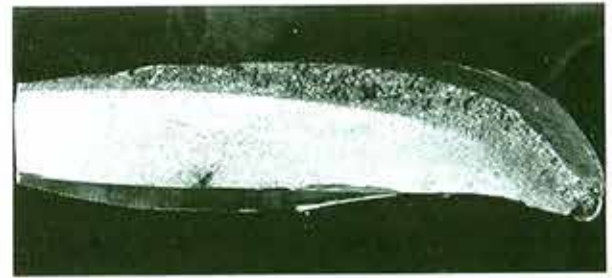
4.- MEDICION DE DUREZA

Se tomaron medidas de dureza Brinell a las muestras 1 y 2 y dieron como resultado 143 y 156 respectivamente.

5.- OBSERVACION METALOGRAFICA

Las fotos presentadas en la Figura 2 corresponden a macrofotografías de las dos primeras muestras.

En la fotografía (b), correspondiente a la muestra N°1, pulida y atacada, se puede observar un grano bastante heterogéneo, especialmente la superficie que corresponde al término de la propagación de la fractura, lo que se puede observar en la parte superior de la fotografía (a).



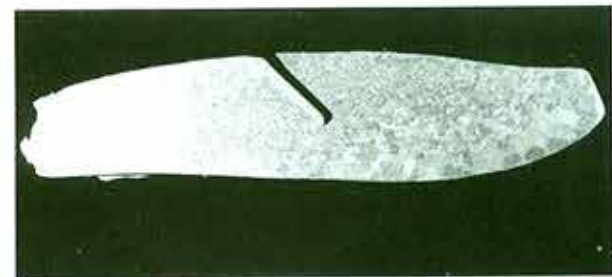
a)



b)



c)



d)

Figura 2.- Macrofotografías de las muestras N°1 y N°2 en las zonas fracturadas, (a y c), y en un corte pulido y atacado, (b y d).

La muestra N° 2 tiene un grano más fino y uniforme en toda la sección (fotografía (d)).

La vista de la superficie fracturada, (fotografía (c)), revela claramente que la falla es producto de un agrietamiento que parte en

la mitad de la superficie, donde se observa un defecto, (parte inferior de la fotografía), se propaga y luego se desgarrá de una vez (sección más oscura en la parte superior).



a)



b)

Figura 3.- Vista general del muñón de la pala fracturada (a), de la hélice N°3, y una macrografía del mismo (b).

Las fotos de la fractura de la hélice N° 3 muestran el mismo tipo de fractura (Figura 3).

Cabe destacar que al comparar el cono de la muestra N°1 con la fractura de la hélice N° 3, se puede verificar que la fractura comienza en ambas en el lado de la superficie de la pala coincidente con las dos perforaciones en el cono. Sin embargo, no guardan relación alguna con la posición de la ranura de la chaveta.

6.- ANALISIS METALOGRAFICO

El análisis metalográfico muestra que en ambas probetas la estructura consiste en granos de α (solución sólida base cobre) con el precipitado de hierro y zonas de eutectoide $\alpha + \gamma_2$. La muestra N° 2 revela mayor cantidad de eutectoide, lo que concuerda con la mayor cantidad de aluminio de la muestra 2. La microestructura corresponde a la de una pieza en estado de colada (as cast). (Figura 4)



100x



100x

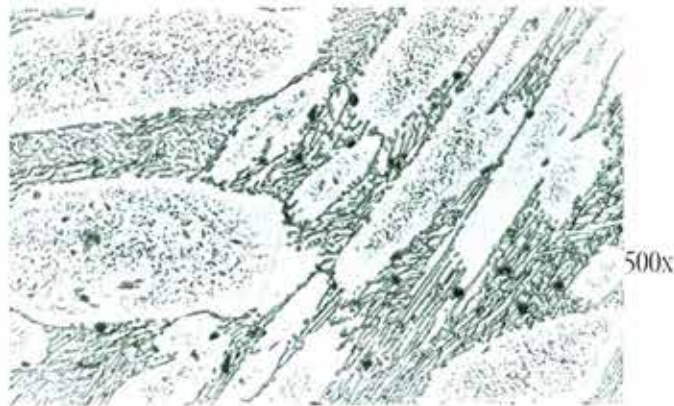
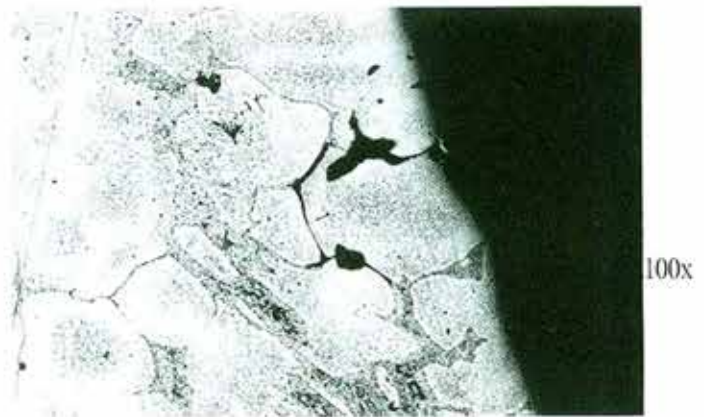


500x



500x

Muestra 1



Muestra 2

Figura 4.- Microfotografías de las muestras N°1 y N°2, en el interior.

En las otras microfotografías se muestran vistas tomadas en la superficie, y en especial, cortes cercanos a las discontinuidades mostradas claramente como los puntos de iniciación del agrietamiento.

En todas esas zonas se distinguen redes de porosidades y en varias partes están conectadas con grietas que salen a la superficie. Si bien se observa una cantidad mayor de estos defectos en la superficie opuesta a la de inicio de grieta, también hay estos defectos en la vecindad de los puntos de iniciación de la grieta. (Figura 5)



Figura 5.a.- Microfotografías de la muestra N°1, en la zona superficial.

7.- ANALISIS DE LA HELICE N° 3 CON TINTAS PENETRANTES

Se aplicó líquido revelador a la hélice N° 3, en las tres palas, en las zonas cercanas al cono, por ambos lados. Sólo se detectó una grieta en una de las palas, como se muestra en la Figura 6, junto a gran porosidad superficial que corresponde al lado contrario de aquel en que se observa el inicio del agrietamiento.

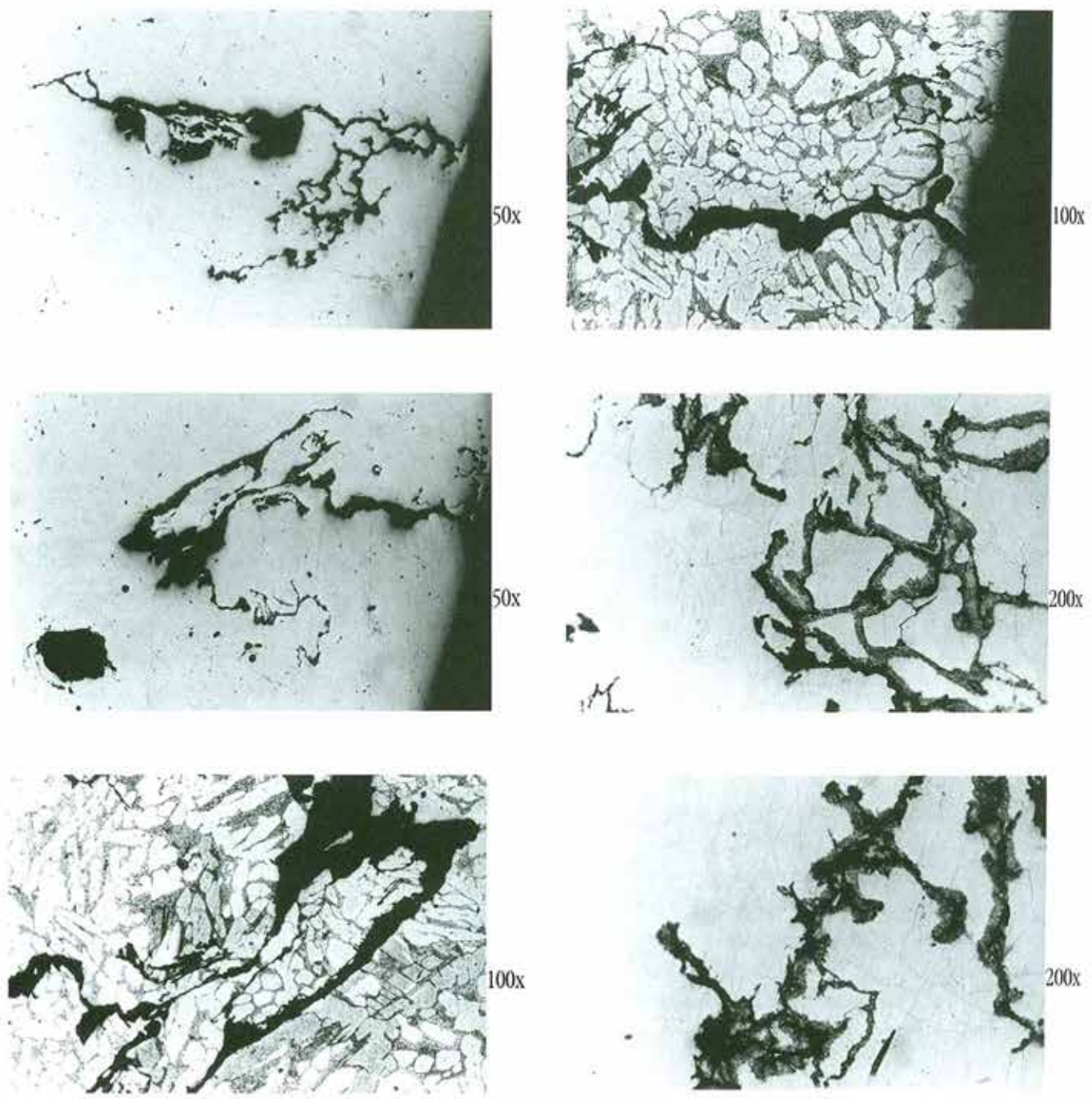


Figura 5.b.- Microfotografías de la muestra N°2 en la zona superficial.



Figura 6.- Vista general de hélice N°3 y acercamiento en que se puede apreciar grieta y porosidades. a) Sin tinta penetrante, b) y c) con tinta penetrante

8.- ANALISIS GENERAL Y CONCLUSIONES

En busca de defectos de fundición:

Las fracturas de las palas de las hélices son del mismo tipo en las tres muestras analizadas. Comienza en la superficie de la pala y siempre por el lado que corresponde al que tiene dos pequeñas perforaciones en el cono. La fractura parte desde la superficie y se propaga por un mecanismo de fatiga hasta que la sección resistente es demasiado pequeña para la fuerza aplicada en la pala por el movimiento de la hélice en el agua y se corta de un solo golpe (ver "labio" en fotos en Figura 3b y Figura 2a y 2c).

La calidad de la pieza de fundición es normal, las porosidades superficiales e internas no parecen ser críticas para la falla observada. La composición química cumple con las normas, salvo la menor cantidad de aluminio en la muestra N°1, pero evidentemente no es la causa de la falla prematura de una de las palas de esa hélice.

El análisis por grietas iniciales en la superficie de la hélice (muestra N°3), sólo detectó una, y en la superficie contraria desde la cual se inicia la falla, lo que descarta la posibilidad de que haya habido fallas propias del proceso de fabricación de la pieza. Igualmente, la mayor porosidad de la pieza también se observa sólo en ese mismo lado.

Podemos concluir de este modo que la pieza no tiene defectos de fundición a los cuales se pueda atribuir la causa de la falla prematura de ella.

Esta conclusión nos lleva a tener que considerar que la causa de la falla es algo que aparece durante el uso de la hélice en servicio.

Tras el origen de la falla

Analizando, en especial la hélice completa (muestra N°3), se puede ver que ella presenta un aspecto superficial normal, sin mayor desgaste general por corrosión, erosión o golpes sufridos por causa del uso. No se observan golpes en los extremos de las palas, con lo cual se puede concluir que la hélice trabajó en forma normal durante el servicio en el barco pesquero.

Esto nos lleva a tener que mirar con más detalle el origen de la falla que terminó prematuramente con la vida útil de las hélices.

Para ello se hizo la observación metalográfica en las zonas cercanas a las discontinuidades desde las cuales se iniciaron las grietas de fatiga. En todos estos casos se observa que hay una grieta que parte desde la superficie y que se extiende, ramificándose hacia el interior de la pala, (Figura 5), siguiendo la forma de la microestructura, lo que es claramente observado en la Figura 5a. Las grietas van preferentemente a lo largo de la zona del eutectoide a-g₂, o sea: *solución sólida rica en cobre y el compuesto intermetálico más rico en aluminio*, g₂.

CONCLUSIÓN

El origen de esta grieta es pues, la formación de una entalla por *corrosión preferencial y localizada* de la microestructura heterogénea, y asistida por la concentración de esfuerzos mecánicos a los que está sujeta la pala de la hélice, que luego de alcanzado cierto tamaño se propaga por fatiga hasta su ruptura final.

Es sabido que los *cupro-aluminio al níquel* son las aleaciones más resistentes a la cavitación en agua de mar, siendo incluso superiores al acero inoxidable 18-8 en este aspecto, pero eso es cuando su microestructura es lo más homogénea posible, o sea, solución sólida α y β y sin γ_2 (o sea, sin eutectoide). Esto se logra manteniendo el contenido de aluminio en la aleación, por debajo de $8,5 + 0,5Ni$ (%) y luego un enfriamiento rápido desde los 650°C para evitar la descomposición de la fase beta en el eutectoide $\alpha + \gamma_2$ (ver diagrama de fases en la figura 7).

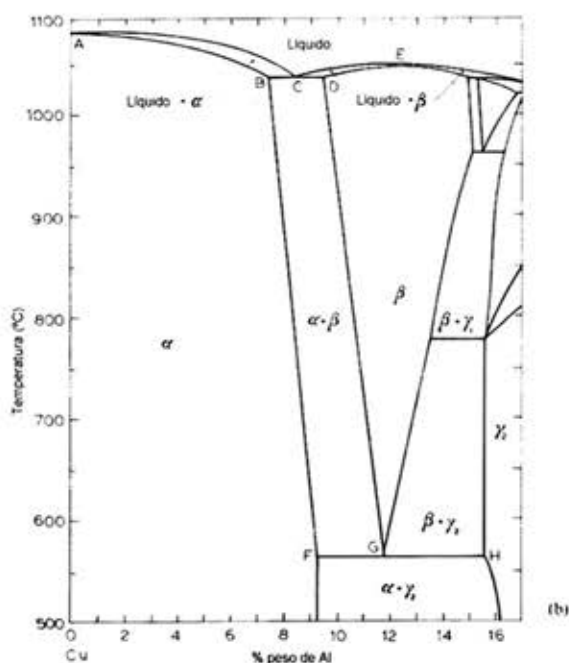


Figura 7.- Sector del diagrama de fases Cu – Al.

Servicio en Chiloé versus Punta Arenas:

Finalmente, ¿por qué habrán fallado estas hélices y no otras que llevan años de servicio en Punta Arenas?

Me atrevo a aventurar que una razón puede ser el tamaño de las hélices. Si éstas son de palas de menor tamaño pueden haber sido enfriadas más rápido en el molde y no precipitaron *eutéctico*, o por otro lado haber sido sometido a esfuerzos menores durante el servicio, pues probablemente las cargas de trabajo son más severas en los canales corrientosos de Chiloé, en la vecindad de Chonchi, comparado con la bahía de Punta Arenas.

Propuesta para evitar falla prematura.

Fabricación de las hélices con un tratamiento térmico de betatización seguido de un enfriamiento brusco para inhibir la precipitación del eutectoide $\alpha-\gamma_2$ o un desmoldeo en caliente de las piezas luego de totalmente solidificadas, pero antes de llegar a los 650°C .

AGRADECIMIENTOS:

Un especial reconocimiento al personal del Laboratorio de Metalografía del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, su jefa Sra. María Soler y Claudio Fuenzalida por la confección y observación de las preparaciones metalográficas.

LIXIVIACIÓN DE ORO CON TIOSULFATO DE AMONIO CATALIZADO CON IÓN CÚPRICO DESDE UN CONCENTRADO POLIMETÁLICO



P. Navarro D. (**), A. Villarroel P., F. Alguacil P. (***)

(**) e-mail: pnavarro@lauca.usach.cl

(***) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Madrid, España.

e-mail: fjalgua@cenim.csic.es

RESUMEN

Se estudió el efecto catalizador del ión cúprico en la lixiviación por agitación de un concentrado de oro obtenido por flotación y compuesto de las siguientes principales especies mineralógicas: Calcopirita (CuFeS_2), Pirita (FeS_2), Esfalerita (ZnS) y Anglesita (PbSO_4), con un contenido de 95 gr/ton de oro.

Las variables experimentales estudiadas fueron: concentración de ion cúprico en el rango de 0 a 0.05 mol/lit, pH en el rango de 9 a 10, manteniendo constante la temperatura, razón sólido-líquido y concentración de tiosulfato. Se encontró una fuerte dependencia de la disolución de oro con la concentración de ion cúprico y el pH del sistema, alcanzando su mayor disolución con concentraciones de 0.05 mol/lit de Cu^{2+} a pH 10, llegándose a producir un efecto pasivante del producto a pH 9.

Cuando se trabajó con una concentración de 0.05 mol/lit de Cu^{2+} , 0.7 mol/lit de tiosulfato a pH 10 y 25°C , se logró una disolución del 93% del oro en 15 hrs. de lixiviación, con una mínima codisolución de plomo y cobre, siendo más importante la codisolución de zinc y plata.

INTRODUCCION

En la actualidad el cianuro es el agente lixivante más ampliamente usado en la extracción de metales preciosos tales como el oro y la plata, debido a su bajo costo y simplicidad química, pero la mayor desventaja que posee es su alta toxicidad que lo hace muchas veces incompatible con normas ambientales a las cuales están siendo sometidas actualmente las plantas mineras en todo el mundo [1]. Dentro de los lixiviantes alternativos al cianuro se encuentra el tiosulfato de amonio, el cual presenta un comportamiento muy favorable para minerales que contienen cobre y cierta cantidad de

materias carbonáceas, además de ser una alternativa no contaminante en comparación con la alta toxicidad del cianuro.

La disolución de oro en una solución de tiosulfato de amonio es una reacción que puede ser catalizada directamente por la presencia de ión cúprico. En el área anódica el oro es acomplejado simultáneamente tanto por el tiosulfato como por el amoniaco formando un aurotiosulfato $\text{Au}(\text{S}_2\text{O}_3)_2^{3-}$ y una amina de oro $\text{Au}(\text{NH}_3)_2^+$ respectivamente, siendo el complejo con tiosulfato el más estable termodinámicamente a pH cercano a 10 [2, 3, 4]. En la figura 1, se presenta un esquema de la lixiviación de oro con tiosulfato de amonio [5, 6].

El agente oxidante del oro metálico aparece en la solución como ión cúprico, a la forma de cuprotetramina $\text{Cu}(\text{NH}_3)_4^{2+}$.

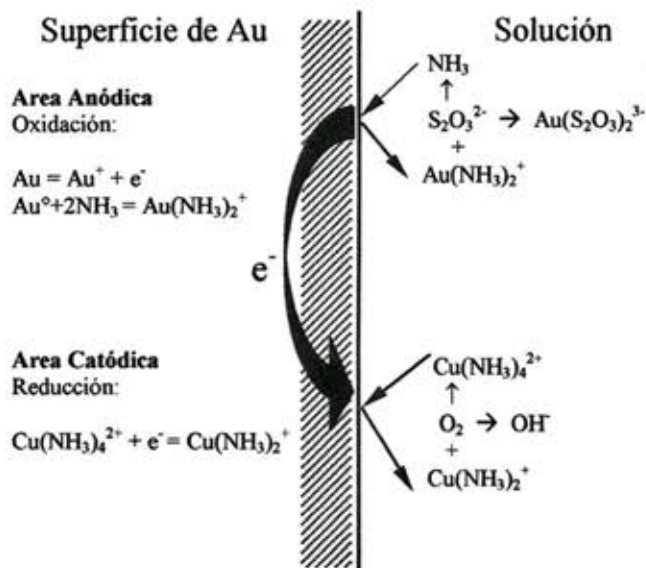


Figura 1.- Modelo electroquímico de la lixiviación de oro con tiosulfato de amonio.

MATERIALES Y MÉTODOS

El concentrado utilizado, se obtuvo de un proceso de flotación cleaner y su caracterización mineralógica y química se muestra en las Tablas I y II.

Tabla I — Composición química del concentrado de oro.

Au	Ag	Cd	Cu	Fe	Pb	Zn
gr/ton	gr/ton	gr/ton	%	%	%	%
95	235	508	3,7	40,4	1,5	6,9

Tabla II — Especies mineralógicas presentes en el concentrado.

Especie Mineralógica	Formula Química
Pirrotita	FeS
Pirita	FeS ₂
Calcopirita	CuFeS ₂
Tennantita	(Cu,Fe) ₁₂ As ₄ S ₁₃
Nantoquita	CuCl
Esfalerita	ZnS
Anglesita	PbSO ₄

El trabajo fue dirigido al estudio del efecto catalizador del ión cúprico en la lixiviación de oro, para lo cual las variables experimentales estudiadas fueron:

- Concentración de ión cúprico.
- pH constante durante el desarrollo de la experiencia y pH inicial evolucionando en forma natural a través del desarrollo de la experiencia.

Los parámetros que se mantuvieron constantes, fueron:

- Temperatura.
- Porcentaje de sólidos.
- Concentración de tiosulfato de amonio.

El procedimiento experimental siguió la siguiente secuencia de pasos:

- Se adicionó a un reactor de vidrio la solución lixivante, preparada de acuerdo a las condiciones experimentales.
- Se adicionó la masa de concentrado al reactor y se ajustó el pH adicionando hidróxido de amonio y se llevó el sistema a la temperatura de trabajo a través de una placa calefactora.

- Se inició el proceso de lixiviación agitando el sistema en forma mecánica, manteniendo la pulpa en suspensión.
- Se sacaban muestras de solución para análisis químico de acuerdo al programa experimental, a la vez que se medía la temperatura y se controlaba el pH.
- Una vez alcanzado el tiempo final de lixiviación, se hacía la separación sólido-líquido, se sacaba muestra de solución para análisis químico y el sólido era lavado y secado para su respectiva caracterización química.

ANÁLISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS

El Efecto de la Concentración de ión Cúprico

En la figura 2 se observa la disolución del oro al trabajar con 10% de sólidos para diferentes concentraciones de ión cúprico en la solución, desde 0 a 0.05 mol/lit, manteniendo constante la concentración de tiosulfato de amonio y la temperatura. En todos los casos se tiene que la disolución de oro es muy rápida en las primeras horas para luego ir aumentando en forma lenta.

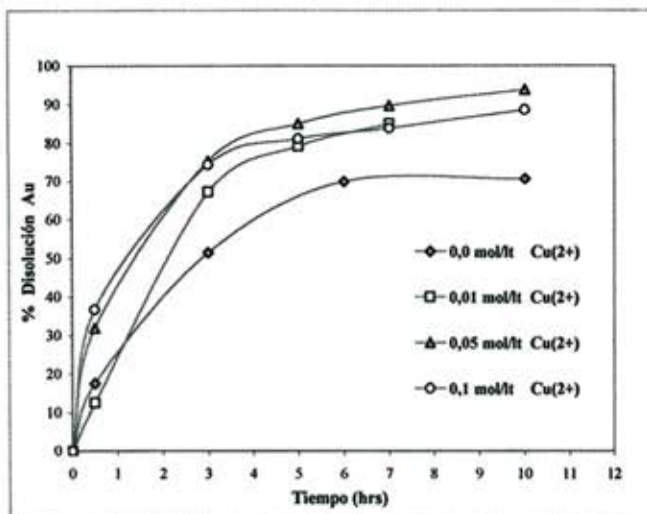


Figura 2.- Efecto de la concentración del ión cúprico a pH constante. Condiciones: pH (cte) = 10, 10 % sólidos, 0,3 mol/lit (NH₄)₂S₂O₃, T 25°C.

El hecho de aumentar la concentración de cobre en la solución produjo un aumento en el contenido de cuprotetramina la cual es el principal agente oxidante en el proceso de acuerdo al esquema presentado en la figura 1, de manera tal que su aumento se vio reflejado en una mayor disolución de oro, lográndose el mayor efecto para una concentración de 0.05 mol/lit de Cu²⁺.

En la figura 3 se muestran los resultados de disolución de oro al trabajar con y sin ión cúprico en la solución inicial, dejando evolucionar el pH en el tiempo; esta variación del pH en el tiempo es mostrada en la figura 4. La disolución de oro se favorece con la adición inicial de ión cúprico alcanzándose una más rápida y mayor cantidad de oro disuelto cuando se agregó Cu^{2+} . Se detectó la presencia de cobre en solución producto de su disolución a partir de la calcopirita presentada en el concentrado, lo cual permitió la disolución de oro en el caso que no se adicionó inicialmente cobre.

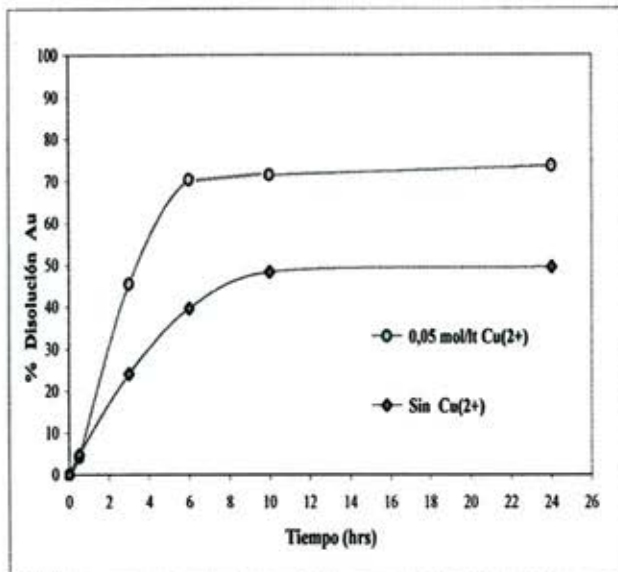


Figura 3.- Efecto de la concentración de ión cúprico, con evolución de pH. Condiciones: pH (inicial) = 10, 40 % sólidos, 0,7 mol/lit $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_3$, T 25°C.

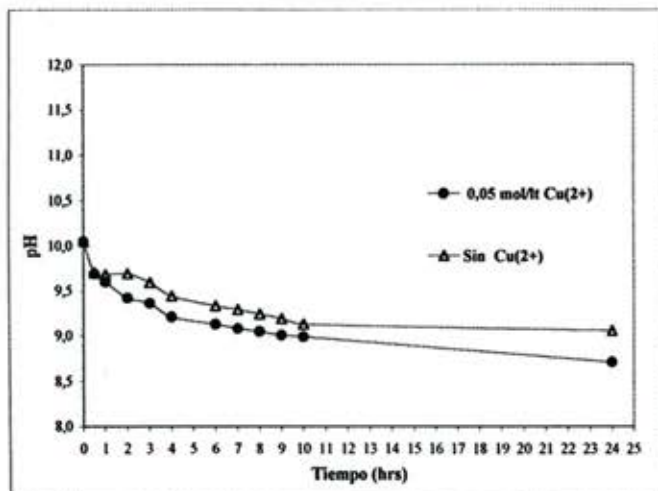


Figura 4.- Evolución de pH en el tiempo. Condiciones: pH (inicial) = 10, 40% sólidos, 0,7 mol/lit $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_3$, T 25°C.

Esta situación refleja el hecho que el ión cúprico necesario para formar la cuprotetramina puede ser aportado por el concentrado y/o mineral. En ambos casos al alcanzar el sistema un pH cercano a 9,1 la disolución de oro se hizo extremadamente lenta, lo que es atribuido a la pérdida de estabilidad de la cuprotetramina, con lo cual los iones cúprico son reducidos a cuproso formándose el complejo cuprotiosulfato ($\text{Cu}(\text{S}_2\text{O}_3)_3^{5-}$).

En la figura 5 se observa el efecto de trabajar a pH 10 manteniendo constante este valor con adición de NH_4OH y también dejándolo evolucionar en forma natural al igual que para el valor de pH 9, en todos los casos no se adicionó cobre al sistema.

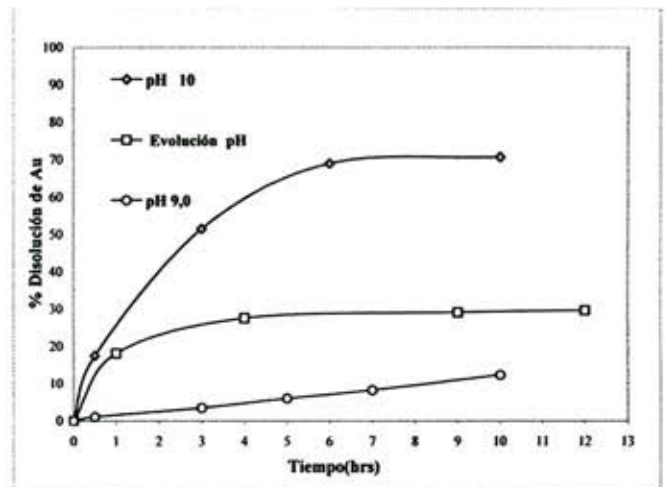


Figura 5. - Efecto del pH. Condiciones: 10 % Sólidos, 0,3 mol/lit $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_3$, 0,0 mol/lit Cu^{2+} , T 25°C.

En todos los casos mostrados en la figura 5, se produjo disolución de cobre presente en el concentrado a la forma de calcopirita (CuFeS_2), obteniendo concentraciones de Cu^{2+} del orden de 90 ppm al trabajar a pH 9, y de 180 y 156 ppm al trabajar a pH 10 constante y con evolución de él, respectivamente.

El pH del sistema regula la disolución de cobre del sólido y la posterior estabilidad de la cuprotetramina, siendo favorecida a un valor de 10, lo cual produjo una mayor disolución de oro.

En la figura 6 se observan los resultados de disolución de oro al trabajar a diferentes pH, los cuales fueron mantenidos constantes durante el desarrollo de las experiencias.

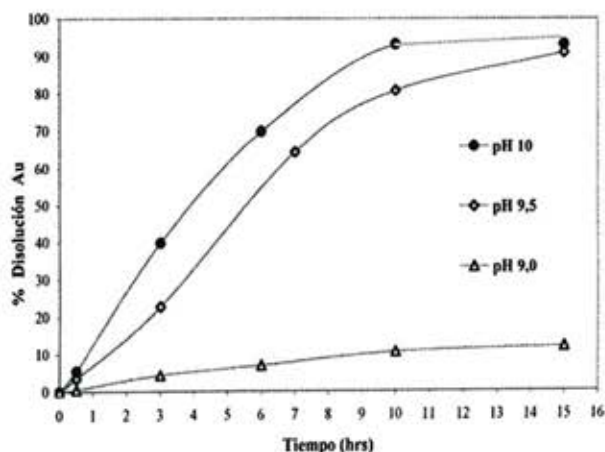


Figura 6.- Efecto del pH. Condiciones: 40 % sólidos, 0,7mol/lit $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_5$, 0,05 mol/lit Cu^{2+} , T 25°C.

Se observa un marcado efecto del pH en la extracción de oro, lográndose extracciones de alrededor de 93% a las 10 horas de lixiviación a pH 10 y sólo de 10% al mismo tiempo para un pH 9 del sistema. Esta situación es atribuible a la condición de estabilidad de la cuprotetramina, la cual se ve favorecida a pH cercanos a 10.

CONCLUSIONES

Las conclusiones más importantes de este trabajo son:

- El ión cúprico presente a la forma de cuprotetramina produce un marcado efecto en la velocidad de disolución de oro cuando se usa tiosulfato de amonio como agente lixiviante.

- Se produce disolución de cobre presente en el concentrado, lo cual es favorecido a pH 10 al igual que la estabilidad de la cuprotetramina.
- Para pH del orden de 9 disminuye la disolución de oro con tiosulfato de amonio, lo cual es atribuido a la inestabilidad de la cuprotetramina que actúa como agente oxidante en la disolución de oro.

REFERENCIAS

- 1.- John Marsden and Iain House; " The Chemistry of Gold Extraction", Editorial Ellis Horwood,(1993) pp. 53-62.
- 2.- W.T.Yen, H Guo and G. Deschenes; "Development in Percolation Leaching with Ammonium Thiosulphate For Gold Extraction of a Mild Refractory Ore", The Minerals, Metals & Materials Society, (1999), pp. 441-455.
- 3.- C. Abbruzzese, P. Fornari, R. Massidda, and F. Vegliò; "Thiosulphate leaching for gold hydrometallurgy", Hydrometallurgy 39(1995), pp. 265-276.
- 4.- D. Zipperian, S. Raghavan; "Gold and Silver Extraction by Ammoniacal Thiosulfate leaching from a Rhyolite Ore", Hydrometallurgy, 19 (1988), pp. 361-375.
- 5.- Yichang Guan and Kenneth N. Han; "The Dissolution Behavior of Silver in Ammoniacal Solutions with Cupric Ammine." J. Electrochem. Soc., Vol. 141, N° 1 January 1994, pp. 91-97
- 6.- M.G. Aylmore and D.M. Muir; "Thiosulfate Leaching of Gold - A Review", Minerals Engineering, Vol. 14, N° 2 pp. 135-174, 2001.

Estudio electroquímico del efecto de un aditivo orgánico en el fenómeno anódico del proceso de electrorefinación de metal blanco



C. Vargas R., G. Cifuentes M. y J. Simpson A.
e-mail: cvargas@lauca.usach.cl, gcifuent@lauca.usach.cl, jsimpson@lauca.usach.cl

RESUMEN

Se estudió la electrorefinación de metal blanco en medio ácido sulfúrico, como una alternativa a los procesos pirometalúrgicos tradicionales para el procesamiento del cobre. Se utilizó en solución un reactivo orgánico denominado CJS. La pasivación anódica del metal blanco se retarda con una alta acidez (180 g/l) y una baja concentración de cobre en solución (20 g/l). El reactivo CJS favorece la cinética de electro-disolución de metal blanco.

1. INTRODUCCIÓN

El proceso pirometalúrgico para la producción del cobre se basa en la transformación química de los concentrados minerales en dos etapas fundamentales: la fusión y la conversión. En la etapa de fusión, los concentrados se transforman en una mata de cobre, y en las etapas de conversión, la mata en metal blanco y luego en cobre blister. El metal blanco es sometido a diversos procesos pirometalúrgicos, hasta transformarse en ánodos de cobre (99.7% Cu). Posteriormente, los ánodos son sometidos a una electrorefinación en donde se obtienen los cátodos (99,97% Cu), lo que constituye el producto final del negocio minero del cobre sulfurado.

Con objeto de disminuir los costos de los procesos pirometalúrgicos y debido al bajo precio del ácido sulfúrico (que se produce en estos procesos) ha surgido desde hace unos años la idea de electrorefinar el metal blanco. La ventaja potencial más importante ofrecida al electrorefinar el metal blanco, está dada por la eliminación del anhídrido sulfuroso, producido en las etapas de conversión y reducción. A cambio, se tiene la formación de azufre ele-

mental que puede almacenarse indefinidamente sin mayores riesgos ambientales.

La electrorefinación de metal blanco o de sus principales componentes ha sido estudiada en reiteradas ocasiones, coincidiendo todas en el resultado; "el ánodo de metal blanco se pasiva en la electrodisolución". Esta situación se debe al carácter de semiconductor del metal blanco, impidiendo la transferencia de carga al interior del mismo. En este trabajo se propone, mediante el desarrollo de ensayos electroquímicos fundamentales, determinar el efecto del aditivo orgánico denominado CJS, en el fenómeno anódico del proceso de electrorefinación de metal blanco.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se trabajó con muestras representativas de metal blanco, el que fue obtenido en estado líquido desde el canal de sangría de metal y posteriormente colado y enfriado al aire en un molde de acero. A las muestras de metal blanco se les sometió a ensayos electroquímicos de barrido lineal de potencial (Voltametría lineal) en sentido anódico y curvas cronopotenciométricas. Para ambos tipos de ensayos se utilizó una celda de 3 electrodos de 400ml. conectada a un Potenciostato/Galvanostato, en donde el electrodo de trabajo consistió en una muestra de metal blanco; como electrodo de referencia se utilizó el electrodo de sulfato mercurioso (ESM) y como electrodo auxiliar un espiral de cobre. En el caso de los barridos lineales de potencial se trabajó a una velocidad de barrido de 4 mV/s en un electrolito soporte en base a agua destilada y desionizada y compuesto de 180 g/L H_2SO_4 , 40 g/L de Cu^{2+} a 60°C y para concentraciones de CJS de 0, 5, 10 y 20 ppm.

Posteriormente, a las experiencias de voltametría, se realizaron ensayos cronopotenciométricos, utilizando un electrolito básico similar y a la misma temperatura del caso anterior, pero variando la concentración de H_2SO_4 (50, 100 y 180 g/L) y Cu^{2+} (20 y 40 g/L) y evaluando tanto la concentración de CJS (0 y 10 ppm) como la densidad de corriente impuesta (50, 250, 400 y 800 A/m²).

3. RESULTADOS Y DISCUSIONES

En la Fig. 1 se presentan las curvas de voltametría lineal de metal blanco en H_2SO_4 , en función de la concentración del reactivo anti-incrustante (CJS) empleado. Se puede observar claramente el efecto del aditivo CJS en la cinética de disolución de metal blanco y en el fenómeno de pasivación.

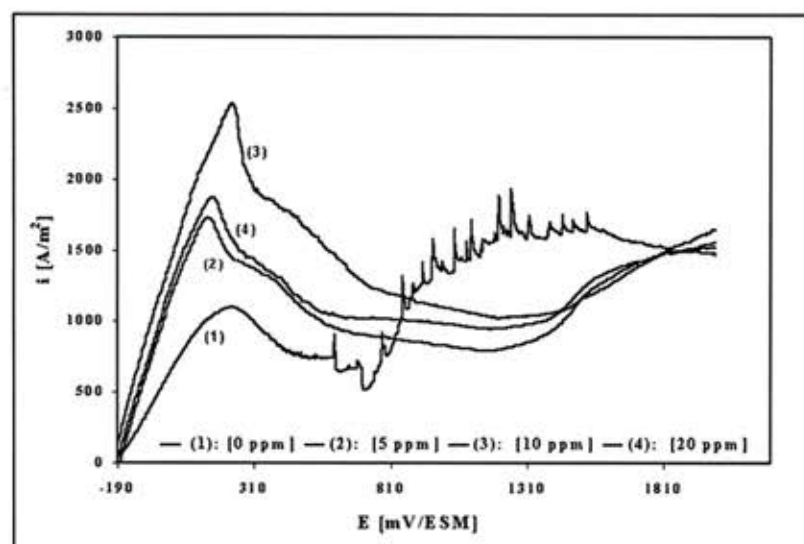


Figura 1. Curvas de polarización de metal blanco.

De las curvas de polarización se tiene que estas presentan formas similares independientemente de las condiciones de trabajo. Se puede observar que siempre se produce pasivación del electrodo de metal blanco, lo cual se evidencia con la caída en la densidad de corriente entre aproximadamente 0,2 y 0,7 V/ESM. El efecto del reactivo CJS se manifiesta gráficamente como un aumento en la pendiente y en el máximo alcanzado de la zona de disolución activa de la curva (entre el potencial de reposo y aproximadamente 0,2 V/ESM),

evidenciando un aumento en la cinética de disolución del metal blanco. Además, se observa que en dosificaciones de 20 ppm el efecto es contrario a lo anteriormente descrito, pues disminuye la cinética de disolución comparativamente a una dosis de 10 ppm, indicando esto que existe un limite en la dosificación de este reactivo para obtener un buen efecto en el fenómeno anódico.

Los resultados cronopotenciométricos se presentan en la Fig. 2, al trabajar a una densidad de corriente constante de 800 A/m². En ella se observa claramente la pasivación del ánodo para cada experiencia, es decir, el aumento abrupto del potencial anódico. Para densidades de corrientes menores no se observó pasivación en tiempos de experimentación razonables.

A partir de las curvas que se muestran en la Fig. 2 se determinaron los tiempos de pasivación bajo diferentes condiciones de acidez y cobre en solución, es decir, el tiempo al cual se produce un incremento abrupto en el potencial anódico. Estos tiempos se presentan en la Tabla I. La notación utilizada es (densidad de corriente; H_2SO_4 ; CJS)

Los ensayos cronopotenciométricos indican que al trabajar a una densidad de corriente de 800 A/m² se aprecia claramente el fenómeno de pasivación del electrodo de metal blanco, situación que no se definió a densidades de corriente menores y más cercanas a las de un proceso de electrorefinación convencional. Al revisar la tabla I, en todos los casos los tiempos de pasivación aumentan al trabajar con menores concentraciones de cobre en solución; encontrándose además

valores más altos para concentraciones mayores de ácido sulfúrico.

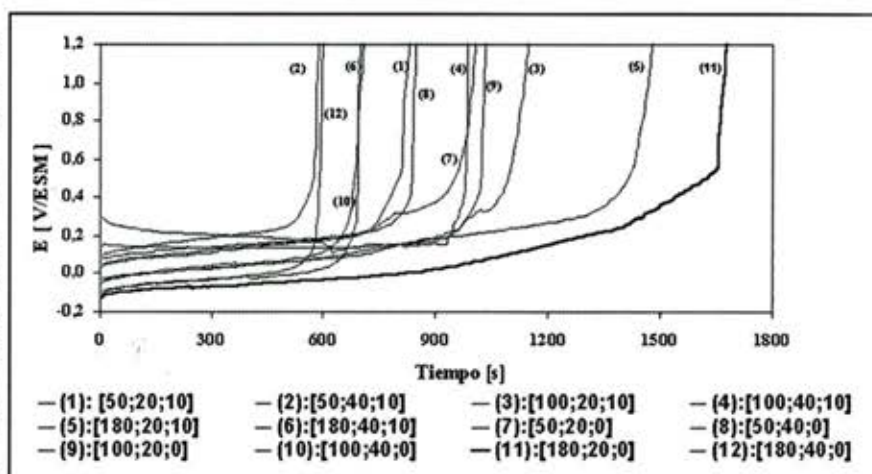


Figura 2. Curvas cronopotenciométricas a 800 A/m².

Luego, queda claramente establecido que una alta acidez y una baja concentración de cobre en solución, retardan la pasivación del ánodo de metal blanco.

Tabla I. Tiempos de pasivación.

[CJS] (ppm)	i (A/m ²)	[H ₂ SO ₄] (g/l)	[Cu ²⁺] (g/l)	t_p (s)
0	800	50	20	945
0	800	50	40	835
0	800	100	20	1020
0	800	100	40	675
0	800	180	20	1655
0	800	180	40	585
10	800	50	20	780
10	800	50	40	540
10	800	100	20	1100
10	800	100	40	980
10	800	180	20	1430
10	800	180	40	690

Por lo tanto, para completar este estudio se recomienda realizar pruebas de electrorefinación de metal blanco de larga duración, empleando en la solución 180 g/L de H₂SO₄, 20 g/L de Cu²⁺ y 10 ppm de CJS y una densidad de corriente de 250 A/m².

4. CONCLUSIONES

- Al emplear 5 y 10 ppm de CJS en solución aumenta la cinética de disolución de metal blanco.

- El tiempo de pasivación aumenta al trabajar con una alta acidez (180 g/L) y una concentración de cobre en solución de 20 g/L.
- Las mejores condiciones para realizar electrorefinación de metal blanco utilizando como aditivo el reactivo orgánico CJS son: 180 g/L de H₂SO₄, 20 g/L de Cu²⁺ y 10 ppm de CJS.

5. REFERENCIAS

1. C. Jerez, "Electrorefinación de metal blanco", Trabajo de Titulación, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, USACH, 2003.
2. P. Mardones, "Estudio de alternativas electroquímicas de refinación de compuestos químicos y mineralógicos de alto contenido de cobre", Trabajo de Titulación, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, USACH, 2002.
3. S. Mehendale, S. Vetankachalam y R. Mallikarjunan, "Studies of the anodic dissolution of copper matte", *Hydrometallurgy* (9), 1982, 195-204.
4. S. Mehendale, S. vetankachalam y R. Mallikarjunan, "Electrolytic reduction of copper matte and cuprous sulphide", *Transactions of the Indian Institute of Metals* (35), 1982, 482-486.
5. E. Hillrichs y R. Bertram, "Anodic dissolution of copper sulphides in sulphuric acid solution", *Hydrometallurgy* (11), 1983, 181-193.

