



revista

remetallica

departamento de Ingeniería metalúrgica - facultad de Ingeniería - universidad de Santiago de Chile

AÑO 30, N° 18 OCTUBRE 2010



ESCUELA DE ARTES Y OFICIOS, FACHADA EN LA AVENIDA ECUADOR

Editorial

En este año del bicentenario de nuestro país, saludamos afectuosamente a todos nuestros lectores y presentamos un nuevo número de la Revista Remetallica. Este medio tiene por objetivo principal difundir las actividades del Departamento de Ingeniería Metalúrgica realizadas por los académicos, alumnos y profesionales egresados de nuestro departamento.

En este número presentamos interesantes artículos de divulgación en el campo de la ciencia e ingeniería de materiales y la metalurgia extractiva. Algunos de ellos fruto de las investigaciones que realizan los académicos del departamento. La historia de la Escuela de Artes y Oficios, cuna de nuestra Universidad, también forma parte de esta entrega. Alumnos de los Programas de Postgrado y de Pregrado contribuyen con interesantes artículos en esta edición.

El Departamento de Ingeniería Metalúrgica cubre todos los aspectos en la formación de Ingenieros Civiles y de Ejecución en Metalurgia además de los Grados de Doctorado y Magíster. Una tarea que se lleva a cabo en este año es la acreditación de todos estos programas tanto de pre como de postgrado. Diplomados, Postítulos y cursos de capacitación forman también parte de la gran oferta de educación continua disponibles para los profesionales metalurgistas y de especialidades afines. Los invitamos acercarse a nuestro departamento e informarse al respecto.

Finalmente reiteramos nuestra invitación a participar en nuestra revista ya sea con artículos, notas breves o noticias de interés para el mundo de la metalurgia y los materiales.



UNO DE LOS FORJADORES DE LA TEORÍA DE LA PLASTICIDAD: RICHARD VON MISES

Alberto Monsalve G.

Académico Departamento de Ingeniería Metalúrgica,
Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.

A Von Mises se le recuerda por el criterio de fluencia que lleva su nombre. Pocos saben que este matemático de origen austro-húngaro (nació en Lvov el 19 de abril de 1883, ciudad que se conoce también como Lemberg y que se ubica al occidente del país), fue uno de los más importantes matemáticos del siglo XX, incluyendo en sus trabajos temas de mecánica de sólidos, aeronáutica, mecánicas de fluidos, cálculo diferencial e integral, aerodinámica y teoría de probabilidades.

En la época en que Von Mises nació, la ciudad de Lvov pertenecía al Imperio Austro-Húngaro (se llamaba Lemberg en esos tiempos), el cual desapareció después de la Primera Guerra Mundial, quedando Lvov anexada a Polonia y luego a la ex Unión Soviética, en el año 1939. Actualmente forma parte de Ucrania, ubicándose al occidente de este país.

También realizó contribuciones a la filosofía, siendo uno de los impulsores del neo-positivismo junto con Mach (a quien se debe el número de Mach). Esta escuela filosófica combina el empirismo (la

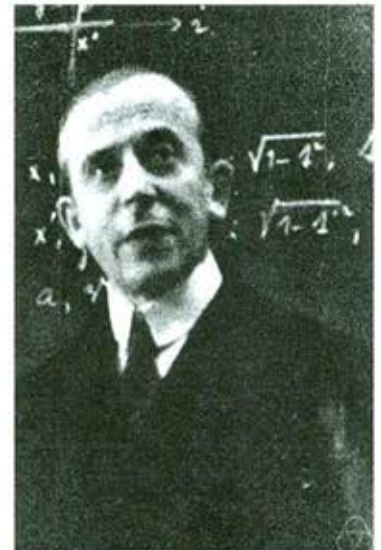


observación como base de la interpretación del mundo) con el racionalismo (el empleo de las matemáticas y del lenguaje lógico en la construcción de las deducciones).

Su padre, Arthur von Mises, doctor en ingeniería, trabajaba para los ferrocarriles austriacos y tuvo dos hijos: Richard

y Ludwig, quien llegaría a ser uno de los más notables economistas del siglo XX.

Richard Von Mises estudió en la Universidad Técnica de Viena, y siendo aún estudiante, publicó en el año 1905 el artículo denominado "*Zur konstruktiven Infinitesimalgeometrie der ebenen Kurven*"



cuya traducción sería:

"Sobre la construcción de la geometría infinitesimal de curvas planas". Este artículo lo publicó en la prestigiosa revista "Zeitschrift für Mathematik und Physik" (Revista de Matemática y Física). Se graduó en matemáticas, física e ingeniería, luego de lo cual trabajó con el matemático alemán Georg Hamel en la ciudad de Brunn (llamada también Brno) en lo que es hoy Chequia. Obtuvo su doctorado en 1908 en Viena con la tesis titulada "The determination of flywheel masses in crank drives".

En 1909 obtuvo una plaza de profesor de matemáticas en Estrasburgo, por entonces parte del Imperio Alemán, recibiendo la ciudadanía Prusiana. (Actualmente Estrasburgo forma parte de Francia). El inicio de la Primera Guerra Mundial lo sorprende en Brno, donde impartía clases en la Universidad Tecnológica de Brno⁽¹⁾.

Durante esta época fue piloto de pruebas en la Fuerza Aérea del Imperio Austro Húngaro, supervisando en 1915 la construcción de un prototipo de avión de 600

HP que se denominó "Mises flugzeug" (avión Mises). Este avión se concluyó en 1916, aunque no entró en acción.

Después de la guerra enseñó en la Universidad de Dresden (Dresden Technische Hochschule), siendo nombrado en 1919 Director del Instituto de Matemáticas Aplicadas. Por esa época escribió *Grundlagen der Wahrscheinlichkeitsrechnung* (Fundamentos del cálculo de probabilidades, 1919)⁽²⁾, obra en que aplica los postulados de Venn al análisis de frecuencias. En 1920 se hace cargo de la cátedra de Matemática aplicada en Berlín época en que publica *Wahrscheinlichkeit, Statistik und Wahrheit* (Probabilidad, estadística y verdad, 1928).

En 1921 fundó la revista *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* (Revista de Matemáticas y Mecánica Aplicada). Esta revista se transformó bajo la dirección de Von Mises en una de las más influyentes en Alemania y el resto del mundo, publicando en ella científicos de primer nivel como Prandtl⁽³⁾. Otros países siguieron el ejemplo generando publicaciones de Journals de Mecánica Aplicada.

Tras el advenimiento del nazismo en Alemania en 1933 y debido a su origen judío, Von Mises vio peligrar su puesto en Universidad, por lo que se desplazó a Turquía, para trabajar en el Instituto de Matemáticas Puras y Aplicadas de la Universidad de Estambul, desde donde emigró a Estados Unidos en el año 1939 para hacerse cargo de una cátedra en Aerodinámica y Matemáticas Aplicadas en la Universidad de Harvard.

Su famoso criterio de fluencia fue planteado en 1913 y puede resumirse estableciendo que un sólido alcanza la fluencia plástica cuando el segundo invariante del tensor desviador de tensiones alcanza un valor crítico. En realidad, en 1904, de forma independiente a Von Mises, el científico alemán M. T. Huber, desarrolló la aproximación que condujo al criterio de Von Mises, quien, como ya se ha dicho, lo publicó en 1913⁽⁴⁾. Este criterio viene a complementar el criterio de Tresca, que establece que un sólido alcanza la fluencia cuando el esfuerzo cortante máximo alcanza un valor crítico, ambos temas tratados profusamente en la asignatura de Comportamiento Mecánico de Sólidos.

El profesor Von Mises murió el 14 de julio de 1953, en Boston, Massachusetts, en pleno reconocimiento

como científico, matemático, filósofo e ingeniero, tras una prolífica vida, repleta de contribuciones.

Referencias

1. www.wikipedia.com, 2010.
2. www.biografiasyvidas.com/biografia/m/mises_richard.htm, 2010
3. Timoshenko S., *History of Strength of materials*, Dover Pub., New York, 1983.
4. Bowman K., *Mechanical Behavior of Materials*, John Wiley and Sons, 2004.

CARACTERIZACIÓN DE LAS PUBLICACIONES ISI DE LAS PRINCIPALES UNIVERSIDADES CHILENAS

Dr. Claudio Aguilar

Instituto de Materiales y Procesos Termomecánicos,
Facultad de Ciencias de la Ingeniería, Universidad Austral de Chile, General Lagos 2086, Valdivia, Chile

Resumen

El trabajo caracterizó la calidad y nivel de las publicaciones indexadas por ISI de las siguientes instituciones superiores: Universidad de Santiago de Chile, Universidad de Chile, Universidad Austral de Chile, Universidad de Concepción, Pontificia Universidad Católica de Chile, Universidad Técnica Federico Santa María y Universidad de Talca. Se eligieron esas universidades consultados diferentes rankings de calidad de instituciones de educación superior. Se encontró que las universidades señaladas publican principalmente en revistas editadas en el país, con bajos factores de impacto y con lugares bajos en la posición de los rankings del área respectiva. Desde el punto de vista de productividad y eficiencia de artículos producidos la Universidad de Chile es la mejor, pero las instituciones Pontificia Universidad Católica de Chile y Universidad Técnica Federico Santa María son las que publican en revistas con los más altos factores de impacto.

Introducción

El presente artículo tiene por objetivo principal caracterizar las publicaciones indexadas por el Information Scientific Institute (ISI) de las principales universidades de Chile. Se consultaron varios rankings nacionales e internacionales, desde los cuales se eligieron 7 instituciones de educación superior; Universidad de Santiago de Chile, Universidad de Chile, Universidad Austral de Chile, Universidad de Concepción, Pontificia Universidad Católica de Chile, Universidad Técnica Federico Santa María y Universidad de Talca. Los con ranking consultados evaluaron principalmente aspectos relacionados con; calidad de educación de pregrado, investigación, acreditación y prestigio. El trabajo no es estudio definitivo y acabado, pues no considera otros

indicadores de investigación, como número de proyectos de investigación, montos de dinero en investigación, patentes, presentaciones a congresos, desarrollos e innovaciones científicas y tecnológicas, sólo entrega antecedentes relacionados con las publicaciones ISI. Se espera que el trabajo sea de utilidad para fortalecer la investigación y desarrollo tecnológico de nuestro país.

Procedimiento

Se consultaron diferentes rankings de universidades nacionales e internacionales para elegir las mejores universidades nacionales. Los cuales fueron: a) revista Qué Pasa - TNSTIME 2008 [1], b) diario El Mercurio [2], c) Ranking de Universidades Chilenas UniverSite por Acreditación [3] y d) Clasificación Webometrics [4] realizado por Laboratorio de Cibermetría del Consejo Superior de Investigaciones Científicas de España y Academic Ranking of World Universities [5].

Se consideraron los datos de la ISI Web of Knowledge [6] para medir la productividad de artículos de investigación. Se usó la herramienta web of science para obtener los siguientes datos: número de artículos, año de publicación, revista y factor de impacto.

Se tomaron los datos reportados por los anuarios estadísticos del Consejo de Rectores de la universidades chilenas del periodo 2000-2007 lo que proporcionó el número de estudiantes de doctorado, número de jornadas equivalentes contratadas de doctores y totales.

Resultados y discusión

3.1 Ranking de universidades

Existen varios rankings de universidades chilenas elaborados por diferentes instituciones. Excepto la clasificación webometrics, a modo general, se pueden identificar tres principales grupos de las universidades chilenas. El primer grupo se encuentran la Universidad de Chile (UCh) y la Pontificia Universidad Católica de Chile (PUC), en el segundo grupo están, la Universidad de Concepción (UEDC), Universidad de Santiago de Chile (USACH), Universidad Austral de Chile (UACH), Universidad Técnica Federico Santa María (UTFSM), Pontificia Universidad Católica de Valparaíso (PUCV) y la Universidad de Talca (UTAL), y en el tercer grupo están el resto de universidades. En el presente artículo se analizarán solamente las universidades que integran el primer y segundo grupos.

La tabla 1 muestra los resultados de la encuesta de la revista Qué Pasa, la cual es elaborada por la consultora TNSTIME. Es una publicación anual que clasifica a las universidades de acuerdo a una encuesta realizada a 1000 ejecutivos y profesionales. Por ello, es un ranking subjetivo que no mide calidad de las instituciones, sino mide el prestigio de la institución en el mercado laboral. La tabla señalada muestra que los últimos 3 años, la UCh, PUC y UTFSM son las que son consideradas con mayor prestigio. Un hecho interesante es que hay varias

Posición			Institución
2006	2007	2008	
1	1	1	Pontificia Universidad Católica de Chile
2	2	2	Universidad de Chile
3	3	3	Universidad Técnica Federico Santa María
7	7	4	Universidad Adolfo Ibáñez
4	4	5	Universidad de Concepción
5	5	6	Universidad de Santiago de Chile
6	6	7	Pontificia Universidad Católica de Chile
8	8	8	Universidad Diego Portales
15	10	9	Universidad Andres Bello
9	14	10	Universidad de Los Andes
27	17	11	Universidad del Desarrollo
23	12	12	Universidad de Talca
12	9	13	Universidad de Valparaíso
18	25	14	Universidad Mayor
16	23	15	Universidad Central de Chile
13	18	16	Universidad Austral de Chile

Tabla 1. Resultados encuesta revista Qué Pasa [7].

universidades privadas que son consideradas con buen prestigio. Con respecto a la UACH, se puede observar que es percibida como una universidad con bajo prestigio.

El ranking elaborado por el diario El Mercurio, quizás sea el mejor instrumento para ver la calidad de las instituciones, pues considera calidad de estudiantes y profesores, nivel de investigación y publicaciones. El inconveniente de este instrumento que la última versión es del 2006. La tabla 2 muestra los resultados generales de calidad de las primeras 10 universidades y la tabla 3 los resultados de calidad de investigación. De la tabla de calidad general se aprecia que la UCh y PUC lideran el ranking, luego están la UACH, USACH, UEDC y UTFSM. Con respecto al nivel de investigación la UCh lidera el cuadro seguido por la UACH y la PUC, en el medio se encuentran la UEDC, USACH, UTFSM, UTAL.

Posición	Puntuación	Institución
1	80	Universidad de Chile
2	77.9	Pontificia Universidad Católica de Chile
3	66.3	Universidad Austral de Chile
4	61.9	Universidad de Santiago de Chile
5	61.2	Universidad de Concepción
6	60.9	Universidad Técnica Federico Santa María
7	60.3	Universidad de Talca
8	60.2	Pontificia Universidad Católica de Valparaíso
9	57.7	Universidad Católica del Norte
10	57.7	Universidad Adolfo Ibáñez

Tabla 2. Ranking general de calidad de universidad [2]

Posición	Puntuación	Institución
1	90.5	Universidad de Chile
2	83.1	Universidad Austral de Chile
3	75.8	Pontificia Universidad Católica de Chile
4	68.7	Universidad de Concepción
5	63.1	Universidad de Santiago de Chile
6	62	Universidad Técnica Federico Santa María
7	60.5	Universidad de Talca
8	59.3	Universidad Católica del Norte
9	58.3	Pontificia Universidad Católica de Valparaíso
10	54.7	Universidad de la Frontera

Tabla 3. Nivel de investigación [2]

Por otra parte, el ranking de acreditación 2008 de universidades chilenas elaborado por UniverSite, tabla 4, a partir de los resultados de acreditación institucional otorgados por la CNA (Comisión Nacional de Acreditación) considera dos variables sobre la cual se construye la certificación de la CNA: la cantidad de años y las áreas de acreditación logradas. Sólo dos

instituciones alcanzaron la certificación máxima: la UCh y la PUC, mientras en el otro extremo aún permanecen trece universidades sin acreditar.

P.	Institución	A	B
1-2	Universidad de Chile Pontificia Universidad Católica de Chile	7	5
3-5	Universidad Austral de Chile Universidad de Concepción Universidad de Santiago de Chile	6	5
6	Universidad Técnica Federico Santa María	6	3
7	Universidad de la Frontera	5	5
8-11	Pontificia Universidad Católica de Valparaíso Universidad Andres Bello Universidad de Tarapacá Universidad del Bío-Bío	5	4

Tabla 4. Ranking de universidades por acreditación [7]

P: Posición

A: Años de acreditación

B: Areas acreditadas

Al observar la posición de las universidades chilenas en ranking internacionales, se puede apreciar que sólo la UCh y PUC son las más importantes de nuestro país, tabla 5. Al consultar el Academic Ranking of World Universities 2008, elaborado por la Graduate School of Education de Shanghai Jiao Tong University (GSE-SJTU), se observa que la UCh y PUC ocupan sólo puestos entre 400-500.

El ranking lo lideran las Universidad de Harvard (1), Universidad de Stanford (2) y la Universidad de California-Berkeley (3). Las universidades que ocupan los primeros puestos en Latinoamérica son; Universidad de Sao Paulo (101-151), Universidad de Buenos Aires (152-200), Universidad Estadual de Campinas (201-300), Universidad de Minas Gerais (301-401), Universidad de Río de Janeiro (301-401).

Clasificación webometrics realizado por el Laboratorio de Cibermetría del Consejo Superior de Investigaciones Científicas de España mide el desarrollo y la aplicación de las nuevas tecnologías a través de internet. Tiene como fin promover la difusión de trabajos científicos y de docencia

mediante la utilización de medios electrónicos y digitales. La tabla 6 muestra las 10 primeras universidades en mundo y las primeras en América del Sur. De los datos se aprecia que las universidades de Estados Unidos lideran el uso de tecnología a través de internet. En América del

Sur la primera universidad es la de São Paulo (38) seguida por la Universidad Nacional Autónoma de México (44). Las universidades de Brasil son las que lideran el ranking en el continente. Las primeras instituciones de nuestro país son la Universidad de Chile (214) y Universidad Técnica Federico Santa María (1131).

Posición	Institución	País
1	Universidad de Harvard	Estados Unidos
2	Universidad de Stanford	Estados Unidos
3	Universidad de California-Berkeley	Estados Unidos
4	Universidad de Cambridge	Inglaterra
5	Instituto Tecnológico de Massachussets	Estados Unidos
6	Instituto Tecnológico de California	Estados Unidos
7	Universidad de Columbia	Estados Unidos
8	Universidad de Princeton	Estados Unidos
9	Universidad de Chicago	Estados Unidos
10	Universidad de Oxford	Inglaterra
101 -151	Universidad de Sao Paulo	Brasil
152 -200	Universidad de Barcelona	España
152 -200	Universidad de Buenos Aires	Argentina
152 -200	Universidad Nacional Autónoma de México	México
201 -300	Universidad Autónoma de Madrid	España
201 -300	Universidad Complutense de Madrid	España
201 -300	Universidad Estadual Campinas	Brasil
301 -401	Universidad de Minas Gerais	Brasil
301 -401	Universidad Federal de Rio de Janeiro	Brasil
402 -503	Pontificia Universidad Católica de Chile	Chile
401 -503	Universidad de Chile	Chile

Tabla 5. Posición de principales universidades de América del Sur en Academic Ranking of World Universities 2008 [5].

3.2 Investigación

El Information Sciences Institute (ISI) de Filadelfia fue creado en 1955 por el Dr. Eugene Garfield, quien revolucionó la investigación científica con el concepto de búsqueda y citación indexada. Actualmente forma parte de la empresa Thomson Scientific. Muchas de las características de Thomson Scientific como la rigurosidad en la selección de journals, factor de impacto, herramientas de búsqueda fueron originadas con ISI.

Las bases de datos del ISI son las más utilizadas porque se tratan de bases multidisciplinarias que recogen todas las revistas de todos los campos de la ciencia, y contienen una serie de campos con características bibliográficas que recogen los datos de: Autor, título del documento, fuente de publicación, dirección completa, tipo de documento, idioma, número de referencias que contiene. Actualmente se ha convertido en una de las indexaciones más prestigiosas, por ello, comúnmente se utiliza como indicador de la cantidad y calidad de la investigación.

En la figura 1(a) se muestra la producción de 8 de las universidades más importantes de Chile de artículos indexados ISI hasta el año 2008 (los datos se entregan en la tabla de anexo A1). Históricamente la producción es liderada por la UCh, seguida por la PUC, UDEC, UACH y USACH. Algunos comentarios que se pueden hacer son; (a) la productividad de UTFSM y UTAL es irregular, (b) la posición de las tres primeras universidades (UCh, PUC y UDEC) se mantiene y (c) la USACH y UACH se disputan el cuarto lugar.

La figura 1(b) muestra una estimación de la producción de artículos ISI de las mismas universidades, hasta el año 2015. La estimación se realizó aplicando

Posición	Institución	País
1	Instituto Tecnológico de Massachussets	Estados Unidos
2	Universidad de Harvard	Estados Unidos
3	Universidad de Stanford	Estados Unidos
4	Universidad de California - Berkely	Estados Unidos
5	Universidad Estatal de Pensilvania	Estados Unidos
6	Universidad de Michigan	Estados Unidos
7	Universidad de Cornell	Estados Unidos
8	Universidad de Minnesota	Estados Unidos
9	Universidad de Wisconsin-Madison	Estados Unidos
10	Universidad de Texas Austin	Estados Unidos
38	Universidade de São Paulo	Brasil
44	Universidad Nacional Autónoma de México	México
115	Universidad Estadual de Campinas	Brasil
134	Universidade Federal de Santa Catarina Brasil	Brasil
152	Universidade Federal do Rio Grande do Sul	Brasil
196	Universidade Federal do Rio de Janeiro	Brasil
204	Universidade de Brasília	Brasil
214	Universidad de Chile	Chile
241	Universidade Federal de Minas Gerais	Brasil
269	Universidade Estadual Paulista	Brasil
291	Universidad de Buenos Aires	Argentina
547	Universidad de Concepción	Chile
1131	Universidad Técnica Federico Santa María	Chile
1341	Universidad de Talca	Chile
1405	Pontificia Universidad Católica de Valparaíso	Chile
1417	Universidad de Santiago de Chile	Chile
1693	Universidad Austral de Chile	Chile

Tabla 6. Posición de principales universidades de América del Sur según clasificación webometrics [4].

logaritmo para linealizar los datos. Desde la figura se observa que la UCh es la institución que presenta el menor crecimiento. En el año 2015 la PUC tendrá una producción levemente superior a UACH y la UDEC levemente menor a la presentada por la UCh.

La USACH será la tercera universidad a nivel nacional con una producción cercana a 500 artículos por año. El cuarto lugar será disputado entre la UACH y la UTFSM y en el último puesto estará la UTAL. La tabla 7, muestra la pendiente de las líneas de la figura 1(b). Se aprecia que las universidades con mayor proyección de crecimiento son UTAL, UTFSM y UDEC, a la vez, la UACH y UCh presentan la menor tasa de crecimiento.

Universidad	Pendiente ajuste (artículos/año)
UTAL	0.074
UTFSM	0.067
UDEC	0.058
PUC	0.046
USACH	0.043
UACH	0.032
UCh	0.020

Tabla 7. Crecimiento de artículos publicados en ISI [6].

Al observar contrastar las 5 principales revistas ISI con su respectivo factor de impacto, tabla 7, se puede comentar lo siguiente; todas las universidades, excepto la UTFSM publican en revistas editadas en Chile. La UACH es la única institución donde las primero 5 revistas donde publican son chilenas. Las revistas nacionales donde mayormente publican las universidades chilenas son la Revista Médica de Chile y la Revista de Historia Natural son, tablas 8. Al observar el ranking (basado en el factor de impacto) de las revistas en la categoría que se encuentran, se aprecia que ocupan los últimos lugares. Otro aspecto relevante, es que los artículos que citan en mayoritariamente los artículos de las revistas de la tabla 8, son proveniente de la misma revista.

Con respecto a los factores de impacto promedio se puede decir:

- La USACH cuenta con dos revistas sobre 4, tres están alrededor de 0.4

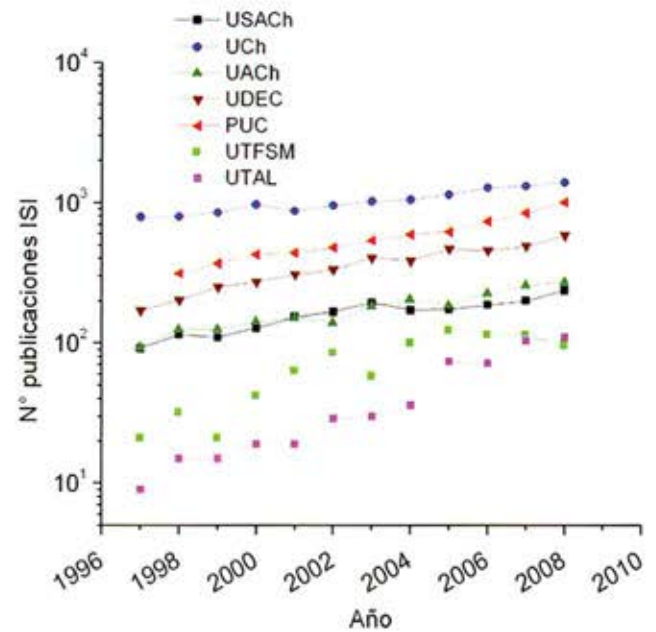
- La UCh cuenta con una revista sobre 1, dos están alrededor de 0.5, una no presenta valores.

- La UACH cuenta con tres revistas bajo 0.6, dos no presentan valores.

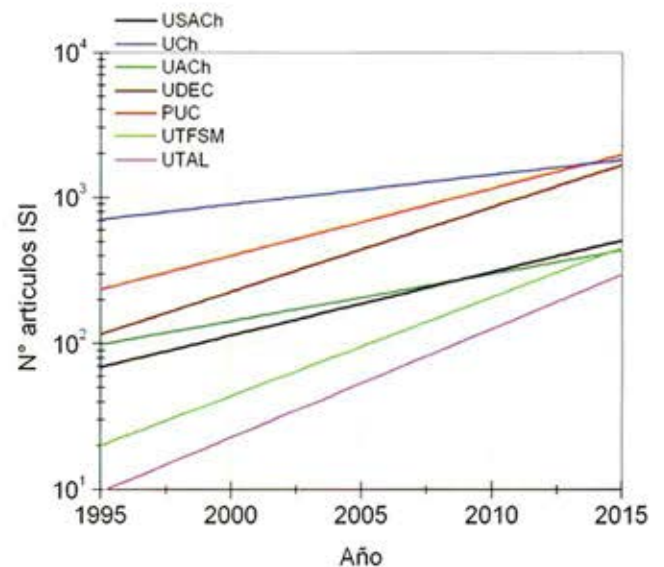
- La UDEC cuenta con una revista sobre 4, tres están alrededor de 0,5, una no presentan valores.

- La PUC cuenta con una revista sobre 6, una sobre 5, una sobre 4 y dos están alrededor de 0,5.

- La UTFSM cuenta con una revistas alrededor de 5, una sobre 4, una sobre 3, una alrededor de 2, una no presenta valores.



(a)



(b)

Figura 1. Producción de artículos indexados en ISI de algunas universidades de Chile, (a) producción real [6] y (b) producción proyectada.

Como dato complementario, los factores de impacto promedio de las principales revistas entre 2004-2008 en orden decreciente para las universidades en estudio son: UTFSM (3.67), PUC (3.24), UCh (2.67), USACH (2.61), UDEC (1.39) y UACH (0.396).

R: Posición revista en la institución

USACH			año						
R	Título revista	N° art. ISI	% del total	2004	2005	2006	2007	2008	Promedio
1	Boletín de la Sociedad Chilena de Química	96	4.00%	0.31					0.309
2	Journal of the Chilean Chemical Society	53	2.21%	0.39	0.388	0.54			0.438
3	Physical Review D	33	1.37%	5.16	4.852	4.896	4.696	5.05	4.930
4	Physics Letters B	32	1.33%	4.62	5.301	5.043	4.189	4.034	4.637
5	Revista Medica de Chile	31	1.29%	0.273	0.353	0.405	0.345	0.444	0.364

UCH			año						
R	Título revista	N° art. ISI	% del total	2004	2005	2006	2007	2008	Promedio
1	Revista Medica de Chile	2304	11.53%	0.273	0.353	0.405	0.345	0.444	0.387
2	Archivos de Biología y Medicina Experimentales	296	1.48%						
3	Journal of Dental Research	287	1.44%	3.13	3.192	3.475	3.496	3.142	3.326
4	Revista Chilena de Historia Natural	250	1.25%	0.583	0.600	0.646	0.725	0.765	0.684
5	Revista Chilena de Literatura	234	1.17%						

UACH			año						
R	Título revista	N° art. ISI	% del total	2004	2005	2006	2007	2008	Promedio
1	Archivos de Medicina Veterinaria	305	9.79%	0.101	0.082	0.130	0.155	0.329	0.159
2	Estudios Filológicos	186	5.97%						
3	Revista Medica de Chile	124	3.98%	0.273	0.353	0.405	0.345	0.444	0.364
4	Revista Chilena de Historia Natural	100	3.21%	0.583	0.600	0.646	0.725	0.765	0.664
5	Archivos de Biología y Medicina Experimentales	37	1.19%						

UDEC			año						
R	Título revista	N° art. ISI	% del total	2004	2005	2006	2007	2008	Promedio
1	Boletín de la Sociedad Chilena de Química	126	2.52%						
2	Astronomy & Astrophysics	118	2.36%	3.694	4.223	3.971	4.259	4.153	4.060
3	Journal of the Chilean Chemical Society	113	2.26%	0.386	0.388	0.54			0.438
4	Revista Medica de Chile	91	1.82%	0.273	0.353	0.405	0.345	0.444	0.387
5	Revista Chilena de Historia Natural	90	1.80%	0.583	0.600	0.646	0.725	0.765	0.684

PUC			año						
R	Título revista	N° art. ISI	% del total	2004	2005	2006	2007	2008	Promedio
1	Revista Medica de Chile	806	10.01%	0.273	0.353	0.405	0.345	0.444	0.364
2	Astrophysical Journal	182	2.26%	6.24	6.308	6.119	6.405	6.331	6.280
3	Astronomy & Astrophysics	129	1.60%	3.69	4.223	3.971	4.259	4.153	4.060
4	Revista Chilena de Historia Natural	123	1.53%	0.583	0.600	0.646	0.725	0.765	0.664
5	Astronomical Journal	109	1.35%	5.84	5.377	4.854	5.019	4.769	5.172

UTFSM			año						
R	Título revista	N° art. ISI	% del total	2004	2005	2006	2007	2008	Promedio
1	Physical Review D	90	7.77%	5.16	4.852	4.896	4.696	5.05	4.930
2	Physics Letters B	57	4.92%	4.62	5.301	5.043	4.189	4.034	4.637
3	IEEE Transactions on Industrial Electronics	45	3.89%	0.98	0.536	0.59	2.216	5.468	1.957
4	Lecture Notes in Computer Science	43	3.71%						
5	Physical Review B	41	3.54%	3.08	3.185	3.107	3.172	3.322	3.172

Tabla 8. Principales revistas ISI y factor de impacto por año [6].

Revista	Ranking de publicación						Total
	USACH	UCh	UACH	UDEC	PUC	UTFSM	
Revista Medica de Chile	5	1	3	4	1		5
Revista Chilena de Historia Natural		4	4	5	4		4
Archivos de Biología y Medicina Experimentales		2	5				2
Boletín de la Sociedad Chilena de Química	1			1			2
Journal of the Chilean Chemical Society	2			3			2
Archivos de Medicina Veterinaria			1				1
Estudios Filológicos			2				1
Revista Chilena de Literatura		5					1

Tabla 9(a). Principales revistas ISI editadas en Chile donde se publican las universidades chilenas [6].

Revista	Factor de impacto promedio	Ranking
Revista Medica de Chile	0.364	95 de 107 (a)
Revista Chilena de Historia Natural	0.664	96 de 124 (b) 16 de 28 (c)
Archivos de Biología y Medicina Experimentales	sd	sd
Boletín de la Sociedad Chilena de Química	sd	sd
Journal of the Chilean Chemical Society	sd	96 de 127 (e)
Archivos de Medicina Veterinaria	0.159	105 de 135 (f)
Estudios Filológicos	sd	sd
Revista Chilena de Literatura	sd	sd

Tabla 9(b). Principales revistas ISI editadas en Chile donde se publican las universidades chilenas [6].

Factor de impacto promedio: Corresponde al promedio entre 2004-2008 con los datos existentes

Ranking de publicación: Indica el número R de las tablas 6. Por ejemplo, la Revista Médica de Chile es la quinta (5) en importancia en la USACH, primera (1) en la UCh, tercera (3) en la UACH y cuarta (4) en la UDEC.

N° total publicaciones: Indica cuantas universidades publican en la revista. Por ejemplo, en la Revista Médica de Chile publican 5 universidades, USACH, UCh, UACH, UDEC y PUC.

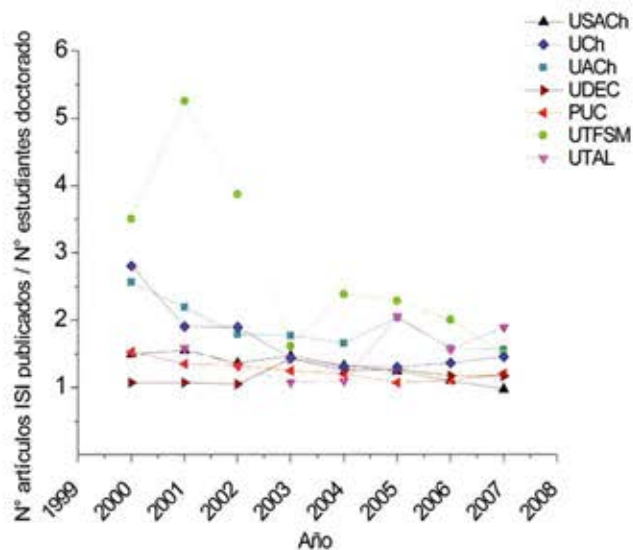
sd: No existen datos en ISI Web of Science

- (a) Área de medicina general e interna
- (b) Área de ecología
- (c) Área de conservación de biodiversidad
- (d) Área de química multidisciplinaria

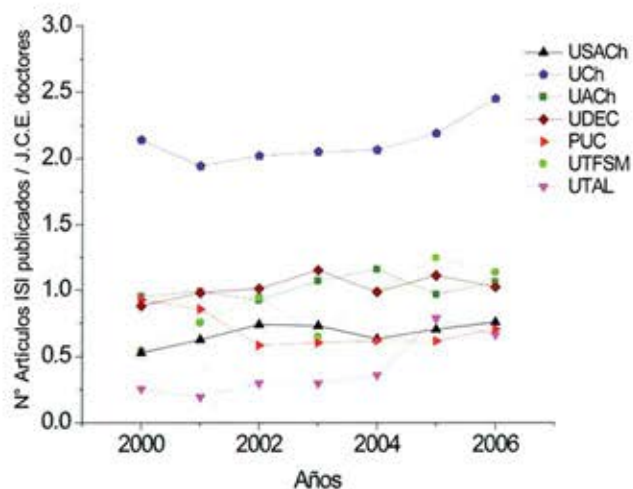
(e) Área de ciencias veterinarias

Al comparar el número de artículos ISI publicados por número de estudiantes de doctorado, figura 2(a), se observa que hay cuatro universidades, USACH, PUC, UDEC y UTAL que desde el año 2000 presentan valores entre 1-2. La UACH, UCh y UTFSM el año 2000 presentaban un valor cercano a 3, el cual disminuyó con el tiempo hasta valores entre 1-2. La UTFSM es la que muestra históricamente los mejores valores, con máximo alrededor de 5 el año 2001. En resumen se puede decir, que las universidades nacionales presentan entre 1-2 artículos por cada estudiante de doctorado.

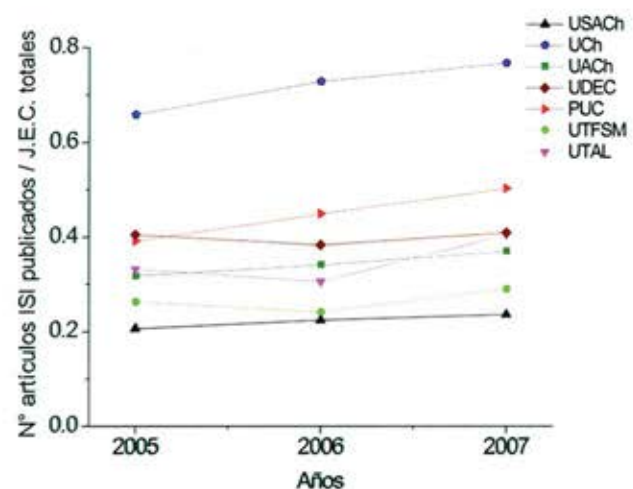
Cuando se comparan el número de artículos ISI publicados por número de jornadas equivalentes contratadas (J.E.C.) de doctores, claramente la UCh lidera la producción, la cual es el doble de cualquier otra universidad. En general el resto de universidades se encuentra entre valores de 0.5 – 1. La UTAL presenta los menores valores, hasta el año 2004 no sobrepasaba el 0.5, situación que cambia el 2005 y 2006. En el año 2000 la PUC, UDEC y la UACH presentaban un valor levemente menor a 1, pero con el tiempo la PUC disminuyó a valores cercanos a 0.6, a la vez, la UDEC y UACH se han conservado el valor inicial. Finalmente la figura 2(c) muestra número de artículos ISI publicados por número de J.E.C. totales, en la cual se observa que la UCh presenta los mayores valores entre 2005 y 2007, junto a la PUC son las únicas instituciones que muestran un incremento con el tiempo. El resto de universidades presentan valores entre 0.2 y 0.4.



(a)



(b)



(c)

Figura 2. Número de artículos publicados ISI por, (a) número de estudiantes de doctorado, (b) número de jornadas equivalentes contratadas de doctores y (c) jornadas equivalentes contratadas totales [8].

Otro aspecto interesante a analizar es la relación entre universidades para publicar artículos ISI. La tabla 9 muestra la relación entre universidades chilenas (Las tablas A2 del anexo muestra la relación de las universidades chilenas con las 10 primeras instituciones con las cuales publican en conjunto). La tabla se lee de la siguiente forma, por ejemplo, los artículos publicados por la USACH lo hace con autores de la misma universidad, en segundo lugar con provenientes de la UCh, en tercer lugar con los de la PUC y así sucesivamente. Lo primero que se observa es que en los artículos participan principalmente autores de la misma universidad, a excepción de la UCh, todas las demás universidades presentan un valor superior a 90%. Salvo la PUC, todas las demás instituciones mantienen del segundo al cuarto lugar cooperación con universidades nacionales. Un caso interesante es la UACH, pues sólo presenta cooperación con dos de las universidades analizadas, la UDEC y UCh, y sólo con instituciones nacionales, tablas A2.

	USACH	UCh	UACH	UDEC	PUC	UTFSM	UTAL
	Universidades se relacionan con:						
USACH	1	4			4	2	
UCh	2	1	3	2	2	3	2
UACH		2	1	3	5		5
UDEC	7		2	1	3		4
PUC	3	3		4	1	5	3
UTFSM	5					1	
UTAL							1

Tabla 9. Relaciones entre universidades nacionales [6].

Conclusiones

Sólo dos universidades chilenas aparecen en el ranking internacional de calidad, la Pontificia Universidad Católica de Chile y la Universidad de Chile.

Las principales universidades de Chile no ocupan posiciones importantes en los rankings internaciones.

Las universidades analizadas publican principalmente en revistas editadas en Chile con bajos

factores de impacto y que ocupan posiciones muy bajas en los rankings de sus respectivas áreas.

Las universidades chilenas analizadas se relacionan principalmente con universidades nacionales para publicar artículos ISI.

Promediando los factores de impacto de las primero cinco revistas donde publican las universidades chilenas, la Universidad Técnica Federico Santa María y la Pontificia Universidad Católica de Chile presentan valores sobre 3, la Universidad de Chile y la Universidad de Santiago de Chile están alrededor de 2.6, la Universidad de Concepción en 1.4 y la Universidad Austral de Chile sólo alcanza a 0.4. La información tiene un porcentaje de incertidumbre, pues hay revistas que no tienen valores de factor de impacto, por lo que las cifras señaladas pueden cambiar.

Referencias

1. <http://www.quepasa.cl>
2. http://www.emol.com/especiales/infografias/ranking_universidad/index.htm# (consultado, agosto, 2009)
3. http://www.universite.cl/ranking_de_universidades_chilenas_por_acreditacion_cna.html(consultado, agosto, 2009)
4. <http://www.webometrics.info/> (consultado, agosto, 2009)
5. <http://www.arwu.org/> (consultado, agosto, 2009)
6. <http://www.isiknowledge.com> (consultado, agosto, 2009)
7. <http://www.universite.cl/> (consultado, agosto, 2009)
8. <http://www.cruch.cl/> (consultado, agosto, 2009)

Anexos

Tabla A1. Producción de artículos indexados en ISI [6].

Año	Institución							
	UACH	UTFSM	USACH	UTAL	PUCV	PUC	UDEC	UCh
1997	93	21	91	9	34	296	169	790
1998	124	32	114	15	33	313	202	795
1999	124	21	109	15	40	369	248	848
2000	141	42	127	19	40	426	271	971
2001	151	63	152	19	43	438	307	870
2002	139	85	165	29	72	479	333	955
2003	182	58	193	30	62	538	402	1026
2004	205	100	170	36	81	593	384	1054
2005	185	123	172	74	84	620	468	1146
2006	225	114	186	72	90	736	455	1281
2007	256	114	200	104	99	850	490	1316
2008	272	96	236	110	106	1012	582	1392

Tabla A2. Relación de publicación de universidades chilenas con las primeras 10 instituciones [6].

USACH	
Nombre Institución	Porcentaje
UNIV SANTIAGO CHILE	96.92%
UNIV CHILE	12.48%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	6.41%
CSIC	3.45%
UNIV TECN FEDERICO SANTA MARIA	2.83%
UNIV SAO PAULO	2.29%
UNIV CONCEPCION	1.96%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA VALPARAISO	1.83%
CENT UNIV VENEZUELA	1.46%
UNIV LA FRONTERA	1.41%

UCh	
Nombre Institución	Porcentaje
UNIV CHILE	87.96%
CATHOLIC UNIV CHILE	12.46%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	4.47%
UNIV CONCEPCION	1.48%
UNIV SANTIAGO CHILE	1.46%
CSIC	1.33%
COMIS NAEL ENERGIA ATOM	0.93%
UNIV AUSTRAL CHILE	0.85%
UNIV BUENOS AIRES	0.81%
EUROPEAN SO OBSERV	0.81%

UACH	
Nombre Institución	Porcentaje
UNIV AUSTRAL CHILE	91.85%
UNIV CONCEPCION	6.93%
UNIV AUSTRAL	5.94%
UNIV CHILE	4.97%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	3.79%
HOSP UNIV AUSTRAL	1.80%
UNIV LA FRONTERA	1.25%
UNIV BUENOS AIRES	1.12%
CTR ESTUDIOS CIENT	1.09%
UNIV CATOLICA NORTE	1.03%

UTFSM	
Nombre Institución	Porcentaje
UNIV TECN FEDERICO SANTA MARIA	99.65%
UNIV SANTIAGO CHILE	5.87%
UNIV CHILE	5.44%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA VALPARAISO	4.66%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	3.37%
UNIV VALPARAISO	2.85%
NANJING NORMAL UNIV	2.68%
UNIV CONCEPCION	2.68%
PEKING UNIV	1.90%
CSIC	1.73%

UDEC	
Nombre Institución	Porcentaje
UNIV CONCEPCION	99.86%
UNIV CHILE	5.04%
UNIV AUSTRAL CHILE	4.32%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	3.50%
UNIV WARSAW OBSERV	2.22%
UNIV MASSACHUSETTS	1.88%
CSIC	1.86%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA VALPARAISO	1.64%
UNIV BIO BIO	1.60%
UNIV LA FRONTERA	1.54%

UTAL	
Nombre Institución	Porcentaje
UNIV TALCA	99.56%
UNIV CHILE	9.45%
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	4.80%
UNIV CONCEPCION	4.22%
UNIV AUSTRAL CHILE	3.20%
UNIV ESTADUAL CAMPINAS	2.76%
CTR ESTUDIOS CIENT	2.47%
HOSP REG TALCA	2.47%
OAK RIDGE NATL LAB	2.33%
UNIV TENNESSEE	2.33%

PUC	
Nombre Institución	Porcentaje
PONTIFICIA UNIV CATOLICA CHILE	99.78%
UNIV CHILE	10.35%
EUROPEAN SO OBSERV	2.83%
UNIV CONCEPCION	2.15%
UNIV SANTIAGO CHILE	1.81%
UNIV AUSTRAL CHILE	1.43%
SPACE TELESCOPE SCI INST	1.32%
UNIV CALIF BERKELEY	1.32%
UNIV ARIZONA	1.27%
UNIV WASHINGTON	1.27%

HISTORIA DE LA EDIFICACIÓN DE LOS TALLERES DE LA ESCUELA DE ARTES Y OFICIOS

Darío Jarami Orellana

Ingeniero Civil Metalurgista, Magister en Ciencias de la Ingeniería,
mención Ciencia de Materiales de la Universidad de Santiago de Chile

En la búsqueda de los orígenes de la Universidad de Santiago de Chile, es necesario remontarnos al siglo pasado a la centuria decimonónica en la que Chile forjaba su identidad nacional en torno a la búsqueda de valores y principios que delinearán una identidad propia, así se decide crear una ESCUELA DE ARTES Y OFICIOS (fundada en 1849) con el objetivo de formar a los futuros maestros artesanos de la nación. A partir de 1847, con la designación de Salvador Sanfuentes como Ministro de Justicia, Culto e Instrucción Pública, se aceleró la actividad gubernamental tendiente a dotar a la futura Escuela de recursos humanos y físicos necesarios para su funcionamiento. Una de las primeras decisiones ministeriales fue la adquisición de un inmueble en el barrio Yungay (en la esquina de las actuales calles Catedral y Chacabuco), el que fue modificado para albergar los talleres con que iniciaría funciones la nueva institución.



Figura 1: Plano de ubicación de la Escuela de Artes y Oficios

En el año 1848 se contrató desde Francia al especialista en educación industrial e ingeniero Jules Jariez, nombrado director de la Escuela y junto a él se contrató a los cuatro primeros maestros de talleres [1].

El reclutamiento de alumnos consistió en seleccionar a 12 jóvenes de Santiago y 12 de provincias con el objeto de perfeccionar las principales industrias existentes en el país. Cada intendente debía seleccionar a jóvenes que debían cumplir con los siguientes requisitos: tener entre doce y quince años; "buena constitución física" y "saber leer y escribir regularmente" los seleccionados contraían con el gobierno el compromiso de permanecer en la ESCUELA hasta haber completado su formación, la que duraría cuatro años y una vez finalizados sus estudios, los egresados adquirirían el compromiso de regresar a su lugar de origen y establecer por un periodo de seis años "un taller del oficio que hubiesen aprendido". Con este fin, del producto neto que rindiese la venta de los bienes u obras industriales realizadas durante el proceso de aprendizaje, se destinaría "un parte a la formación de un fondo que a su salida de la escuela les serviría para la adquisición de las herramientas y demás útiles necesarios para la 'planteación' del taller".

La inauguración oficial de la Escuela tuvo lugar el 17 de septiembre. La apertura del establecimiento "plantel de industria, civilización y moralidad" se insertó en el marco de las festividades de conmemoración de la independencia nacional que se habían iniciado el día 15, contando con la presencia del Presidente Bulnes y sus ministros.

Luego de 35 años de desarrollar actividades en un edificio adaptado para ser utilizado como internado y talleres la ESCUELA logro un sin fin de reconocimientos y premios internacionales como se detalla en el Boletín de la Sociedad de Fomento Fabril del año 1884[2].

"A la ESCUELA se le han hecho invitaciones a las exposiciones nacionales e internacionales por el valor de los objetos confeccionados por los alumnos como:

“Motores a vapor que han llamado particularmente la atención de las personas inteligentes, tanto por la solidez de su construcción como por su esmerado trabajo”. Es más el “Motor n°5 de fuerza de 10 caballos vapor se vendió en Mayo del presente año en 1.900 pesos” ó “El n°6 que valió medalla de plata en la exposición de Lima y se vendió en 1.000 soles”.

Dios guarde a US
L. Chardayre.

Pero no solo glorias recayeron sobre la ESCUELA, a 35 años de su inauguración y con 119 alumnos, el exdirector y director de la ESCUELA (Zegers y Chardayre) informaban al “Boletín de la Sociedad de Fomento Fabril” que las dependencias del edificio se encontraban en una forma deficiente y ruinosa con las que se hacía difícil continuar formando a nuevos maestros artesanos, por esto se encargó al arquitecto del gobierno Don Manuel Aldunate un informe sobre el estado del edificio y la importancia de las reparaciones que serían necesarias. Éste entregó un informe el 29 de agosto 1885 en el que incluyó anotaciones como: *“Las salas de modelos y herrería son callejones inadecuados”.* Éste concluía que el monto al que ascendían las reparaciones de la ESCUELA era de 16.910 pesos con 48 centavos y como la tierra en que estaban las instalaciones valía 42.600 se recomendaba trasladar las instalaciones y vender el terreno ya que junto a los gastos producidos por las reparaciones se debían detener las actividades por varios años.

Así se estableció la búsqueda de un terreno que se acercara tanto como fuese posible a la estación de ferrocarriles (para economizar el transporte de carbón, materiales y suministros) además se podría utilizar su maestranza para dar instrucción a los alumnos, además el terreno debía contar con agua corriente para establecer un motor de agua que serviría conjuntamente con un motor a vapor para complementar la enseñanza. Se indicaba que según los planos diseñados para las nuevas instalaciones se contaría con capacidad para 250 alumnos internos por esto se solicitó un presupuesto de 85.000 pesos a voto de congreso para poder incurrir en los gastos necesarios, junto con esto se convino que la ESCUELA debía enseñar solo aquellas industrias para cuyo ejercicio se necesitaran conocimientos científicos reduciendo a 4 el número de talleres (herrería, mecánica, **fundición** y carpintería) y no

creyó tampoco aceptable, la idea de formar en la escuela ingenieros mecánicos ni aun obreros especialistas en un solo taller con el fin de crear alumnos disponibles para ejercer cualquier labor.

Con esta base se comenzó a construir la nueva ESCUELA DE ARTES Y OFICIOS cuyos progresos se muestran de extractos de las cartas del director al ministerio de Justicia, Culto e Instrucción Pública [3], año 1884.

*“Los alumnos que ingresen deben ser decentes, inteligentes, bien preparados y robustos para ellos los nuevos talleres deben mostrar un carácter de solidez que conviene a una duración ilimitada, también elegancia que contribuye a formar el gusto de los futuros artesanos. La ‘Confeción’ de todas las obras de hierro (columnas, tirantes para armaduras, poleas, nueva maquinaria, etc., etc.) que demanda la instalación de los nuevos edificios estará a cargo de los alumnos ya que con el año escolar que acaba de ‘principiar’ tendrán aliento de sobra para dar ocupación incesante a los talleres de la escuela y así: el erario no solo obtendrá una economía notable sino que también **este trabajo será un timbre de satisfacción para este establecimiento habiendo contribuido con su esfuerzo propio a levantar toda la parte industrial del edificio que debe definitivamente ocupar”.***

Dios guarde a US.
Al Señor Ministro de Instrucción Pública.
L. Chardayre.



Figura 2: Taller de Fundición de la Escuela de Artes y Oficios



Figura 3: Taller de Fundición de la Escuela de Artes y Oficios

Al cabo de un par de años ya se contaba con progresos en la construcción los que pueden ser resumidos de las cartas al ministerio de Industrias y Obras Publicas [4] en los años 1887-1888.

“Todo el mobiliario y la fabricación de las obras de hierro (columnas, tirantes para armaduras, vigas crucetas, transmisiones, poleas, nueva maquinaria, etc.) necesarios para la instalación de la nueva ESCUELA de ARTES y OFICIOS se han ejecutado y se ejecutan por los alumnos de la escuela, auxiliados por los operarios.

Los trabajos emprendidos por los alumnos se manifiestan por los siguientes datos relativos al hierro elaborado en la escuela desde el 1º de marzo de 1887 hasta el 1º de enero de 1888, en kilogramos:

<i>Hierro lingotes</i>	38117.
<i>Hierro viejo fundido</i>	21405.
<i>Hierro barras</i>	11085.
<i>Hierro de ángulo</i>	2957.
<i>Hierro de planchas</i>	356.

Se han construido 16 mesas de comedor, 60 columnas de hierro fundido con un peso de 750 kg y 4 vigas de cruceta que representan un peso total de 14.000kg además se ha continuado con actividades la

construcción de las transmisiones, fraguas, cañerías de viento, etc.

El valor de los materiales importa la suma de 39.471 pesos con 89 centavos.

Además se ha procedido a comprar artículos en remates como un dinamo de Edison con el que se dispondrá de 80 lámparas que proveerán un alumbrado de 1º orden y muy barato.

Compra a la antigua maestranza de Limache, una maquina acanaladora vertical de 10” y maquina escopladoras para metal”.



Figura 4: Vista actual del Taller de Fundición de la Escuela de Artes y Oficios

“En el mes de diciembre de 1888 se acepta una propuesta del Ingeniero Julio Chanel para ejecutar a serie de precios por unidad de obra los: tabiques rellenos con ladrillos, entablados de pisos y cielos del primer y segundo pisos, cornisas y entablados de techos, colocación del hierro galvanizado envigado y enmaderación, pilares, colocación de los pilares de hierro y tirantes y construcción y colocación de puertas y ventanas, costo Instalación talleres 18.938 pesos y 50 centavos.”
Albañilería de cal y ladrillo.”

Dios guarde a US
L. Chardayre.

Lamentablemente en 1891 Chile se vio envuelto en una Guerra Civil entre partidarios del Congreso Nacional contra los del Presidente de la República José Manuel Balmaceda, conflicto que afectó los avances de la nueva ESCUELA como se detalla de la carta enviada por el directo al ministerio de Industrias y Obras Publicas en el año 1891.

“Desde el 8 de enero (1891) la ESCUELA fue puesta a disposición de la comandancia de armas y ocupada por cuerpos del ejercito dictador y continuo sirviendo de cuartel hasta el derrocamiento de éste, a consecuencia el establecimiento no ha funcionado en los primeros meses del año. El edificio estuvo ocupado hasta octubre por fuerzas militares de la dictadura en un principio y del ejército constitucional posteriormente el 11 de octubre comenzaron a reincorporarse los alumnos un total de 72, número inferior en 12 a los que existían.”

Dios Guarde a US.

Antes del conflicto armado la ESCUELA continuaba cosechando logros y galardones, aunque el objetivo principal fuese terminar la construcción e instalación de los nuevos talleres, estos se detallan en las cartas al ministerio de Industrias y Obras Publicas del año 1888.

“La ESCUELA asistió a la exposición nacional de 1888 de la cual se seleccionarían los trabajos a ser llevados a la Exposición Universal de Paris (1889) llevando una turbina de un sistema especial diseñado en la ESCUELA para funcionar con el agua de lluvias, colección de 5 tornos con sus respectivas muestras de láminas de dibujos, 2

muestras de los muebles o piezas del nuevo mobiliario y sus dibujos.

A la exposición universal de Paris (celebración del centenario de la revolución francesa para la cual fue edificada la torre de Eiffel y el edificio del actual Artequín) fueron enviados los 5 tornos y sus láminas de dibujos”.

Dios guarde a US
L. Chardayre.



Figura 5: Jardín de los Talleres de la Escuela de Artes y Oficios

Ya finalmente en el año 1894 las obras de construcción de talleres, salas, oficinas y dormitorios estuvieron finalizadas y se comenzó a reclutar a los alumnos que ocuparían estas instalaciones, para esto se elaboraron folletos [5] que incluían las siguientes citas:

“La ESCUELA cuenta con una superficie de 37150 m² y 38200m² con complementos y parques

El edificio consta de 2 partes, enseñanza teórica 120x120m comprende las casas de los directores, salas de clases y dormitorios de los alumnos, comedor, cocina y anexos. Todo el primer piso excepto los dormitorios dan hacia la calle, la casa del director y de ingeniero están aislando de esta manera a los alumnos de toda comunicación con el exterior. Existe también para estos baños y sala de enfermería. La segunda parte destinada



En 1894 se concretó la instalación definitiva de los talleres en condiciones tales que puede considerarse la primera gran maestranza del país en está los alumnos han trabajado un motor a vapor, un horno Vattier una maquina para enriquecer metales y artefactos a exhibir en la exposición de minería, una chimenea de 18 metros y muchos otros elementos para la construcción de galpones."

Figura 6: Fachada de la Escuela de Artes y Oficios en Avenida Ecuador, antiguamente Chuchunco

a la enseñanza práctica se compone de 4 grandes talleres que son mecánica, herrería, fundición y carpintería. Tienen también 2 almacenes grandes uno para artefactos y otro para materias primas.

La ESCUELA está atravesada por un gran canal abovedado de 1,50m de alto por 1,20m de ancho cuyo volumen de agua se aprovecha para dar movimiento a una turbina. La construcción de la escuela es toda de cal y ladrillos y su obra de carpintería de pino Oregon y americano.

Detalles de algunos talleres: fundición 3 hornos cubilote, maquinarias para moldes, mezclar tierra, carbón ventiladores roots, dotación completa de cajas moldes, herramientas, 2 grandes grúas cada fundición produce piezas con peso de 3500 a 4000 kilogramos.

Herrería 12 fraguas un martinete a vapor de 1 tonelada de presión sección de calderería con taladros, tijeras y punzones a vapor maquinas laminadoras para encorvar.



Figura 7: Comedores de la Escuela de Artes y Oficios

El régimen interno era estricto, los alumnos debían estar en cama a las 21:30, hora en que se tocaba "silencio"; solo podían salir del establecimiento una vez por mes y el 18 de septiembre. Aquí a modo de ejemplo se destaca el Horario que los alumnos con régimen interno debían seguir:

Diana	5½.	
Levantarse y aseo	5½	5¾.
Desayuno	5¾	6.
Estudio	6	7¼.
Recreo-camas	7½	7¾.
Clases	7¾	8¾.
Recreo	8¾	9.
Dibujo	9	10¼.
Almuerzo	10¼	10¾.
Taller	10¾	5½.
Recreo-comida	5½	6¾.
Estudio	6¾	7.
Estudio o clase	7	8.
Recreo	8	8¼
Clase o Estudio	8¼	9¼.
Rezo-acostarse	9¼	9½.



Figura 10: Taller de Mecánica de la Escuela de Artes y Oficios



Figura 8: Antigua mesa ubicada en el Taller de Fundición que perteneció a los comedores



Figura 9: Antiguos dormitorios de la Escuela de Artes y Oficios

Referencias Bibliográficas

1. "La Universidad de Santiago de Chile, sobre sus orígenes y su Desarrollo Histórico, J Muñoz, C. Norambuena (1987).
2. "Memorias del Boletín de la Sociedad de Fomento Fabril", del 1881-1894, Archivo Biblioteca Nacional, colección: sala microformatos.
3. "Memorias del ministerio de Justicia, Culto e Instrucción Pública", del 1883-1892, Archivo Biblioteca Nacional, colección: sala microformatos.
4. "Memorias del ministerio de industrias i obras publicas" del 1880-1888, Archivo Biblioteca Nacional, colección: sala microformatos.
5. "Escuela de Artes i Oficios" Archivo de la Biblioteca Nacional, colección: sección Chilena, Bóveda.

REOLOGÍA, LA CIENCIA QUE ESTUDIA EL MOVIMIENTO DE FLUIDOS

Alberto Monsalve G.

Académico Departamento de Ingeniería Metalúrgica,
Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.

Introducción

La definición que el diccionario de la Real Academia de la Lengua Española da del término reología es que consiste en el *estudio de los principios físicos que regulan el movimiento de los fluidos* ⁽¹⁾. La palabra fue introducida por Bingham en el siglo diecinueve y hoy se utiliza ampliamente para referirse al estudio de movimiento de fluidos. Su importancia en metalurgia radica en que una de las operaciones más típicas en minería y metalurgia extractiva consiste en el transporte de fluidos, agua y pulpa fundamentalmente. A su vez, la propiedad que define la mayor o menor dificultad para poner en movimiento un fluido es la viscosidad. En efecto, a partir de este parámetro es que finalmente se logra dimensionar las bombas que será necesario emplear para satisfacer una determinada necesidad de transporte de fluidos. Sin embargo, la viscosidad, lejos de ser una constante para cada material, es una variable que depende de muchos parámetros, además de obedecer distintas leyes, según sea el material de que se trate. En el presente trabajo se revisan los principales aspectos relacionados con esta propiedad, con énfasis especial en la forma de medirla.

Viscosidad de algunos fluidos

La viscosidad está relacionada con la resistencia que opone un fluido a ponerse en movimiento al aplicarse sobre él esfuerzos cortantes (los esfuerzos normales no son capaces de poner en movimiento un fluido). Por esta razón, un aspecto relevante en el transporte de fluidos es el valor de esta propiedad. Por ejemplo, la mayoría de las personas tienen la vivencia de que la leche condensada se pone en movimiento con bastante dificultad, en tanto que el agua puede ponerse en movimiento sin mayor esfuerzo. Esto es porque la viscosidad de la leche condensada es mucho mayor que la viscosidad del agua. Otro aspecto

importante lo constituye la posible confusión que algunos principiantes tienen entre viscosidad y densidad. La densidad (masa por unidad de volumen) del mercurio es de 13,59 g/cm³. La densidad de la leche condensada es de sólo 1,3 g/cm³. Sin embargo, la mayor facilidad con que se pone en movimiento el mercurio es evidente a la mayoría de las personas que alguna vez han roto un termómetro derramando el mercurio.

Definición de viscosidad

La manera clásica de introducir el concepto de viscosidad se basa en un experimento en que un fluido se encuentra entre dos placas, una fija y otra móvil⁽²⁻⁴⁾. La condición de contorno que se considera es que la velocidad de un fluido en contacto con una placa es la misma velocidad que la de la placa. Así, si una de las placas está quieta, la velocidad del fluido en contacto con esta placa es cero y es V si la velocidad con que se mueve la placa móvil es V .

En la figura 1 se muestra una placa fija, un fluido y una placa móvil que se mueve a la velocidad V , bajo la acción de una fuerza F . La distancia entre ambas placas es L y el área de las placas es A . Mientras mayor es la fuerza aplicada, mayor es la velocidad que adquiere la placa móvil; a su vez, mientras mayor es el área de la placa, menor es la velocidad que adquiere la placa móvil. Por tanto se puede escribir

$$F \propto A V/L$$

V/L se puede homologar dv/dy

Por lo que finalmente se puede escribir:

$\tau = \mu dv/dy$	(1)
--------------------	-----

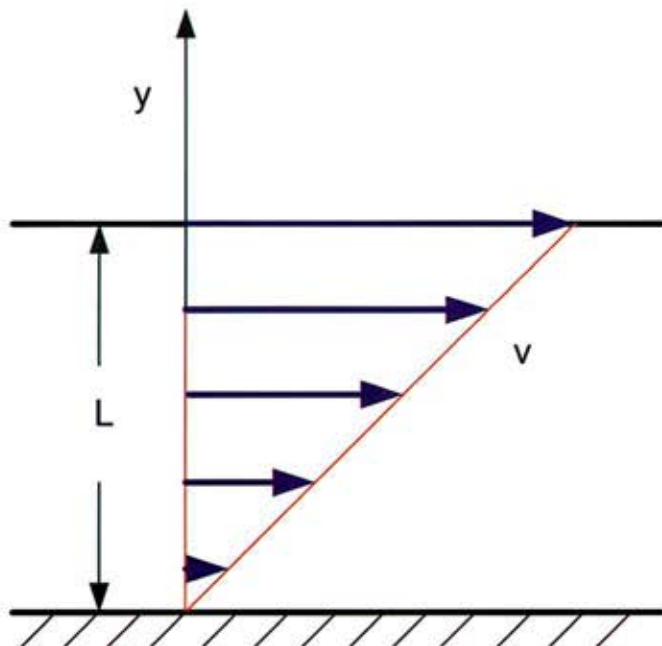


Figura 1. Perfil de velocidades que adquiere un fluido en contacto con dos placas.

La cantidad que relaciona el esfuerzo cortante con dv/dy es μ : la **viscosidad dinámica o absoluta**.

A partir de la relación 1, se pueden deducir las unidades de la viscosidad:

masa/(longitud tiempo).

En el caso del sistema CGS, las unidades son: g/(cm s), que se denomina Poise. En el sistema MKS, las unidades son kg/(m s). Otra combinación de unidades típicamente usada para la viscosidad es la de Pa s (pascal por segundo), con la equivalencia 1Pa.s=100 Poise o bien 1 cP=10⁻⁴ Pa.s.

También se suele definir el concepto de viscosidad cinemática ν como:

$\nu = \mu/\rho$	(2)
------------------	-----

Las unidades de la viscosidad cinemática, se pueden deducir a partir de la ec. 3 y corresponden a

longitud² / tiempo

En el sistema CGS, las unidades son de cm²/s, que se denomina Stoke^(5,6).

Variación de la viscosidad con la temperatura

Se ha observado que en líquidos, la viscosidad disminuye al aumentar la temperatura. En cambio en gases, se observa que la viscosidad aumenta con la temperatura. En el caso de líquidos, la relación más admitida es del tipo Arrhenius,

$\mu = Ae^{\frac{B}{T}}$	(3)
--------------------------	-----

en que A y B son constantes propias del fluido.

Fluidos newtonianos y no newtonianos

Aquellos fluidos cuya relación entre el esfuerzo de corte aplicado y el término dv/dy es lineal reciben el nombre de **fluidos newtonianos**^(7,8). Muchos fluidos como el agua y el aire obedecen a este comportamiento. Sin embargo, un gran número de fluidos no obedece esta relación, son los llamados **fluidos no-newtonianos**. Ejemplos de este tipo de fluidos se encuentran en muchos ámbitos. En el campo de la vida cotidiana, fluidos no newtonianos son: sangre, barnices de uñas, mayonesa, ketchup, salsas para ensalada, mantequilla, pastas dentífricas, pinturas, concreto fresco, suspensiones de polímeros, mezclas sólido-líquido (típicas de la metalurgia extractiva) y aleaciones en estado semi-sólido. En el mundo de la geología, como ejemplo de fluidos no newtonianos, se encuentran los magmas, lavas, avalanchas de nieve, escurrimientos fluviales, barros arcillosos y escurrimiento de glaciares, ver figura 2.



Figura 2. (a) Flujo de un glaciar. (b) Flujo de lava, dos ejemplos de flujos no newtonianos.

En la figura 3, pueden apreciarse las relaciones que se cumplen en estos casos. Los fluidos que obedecen una relación lineal que no pasa por el origen se denominan fluidos de Bingham, nombrados así en honor de Eugene C. Bingham quien propuso la ecuación que describe el comportamiento. Bingham, nacido el 8 de diciembre de 1878 y muerto el 6 de noviembre de 1945, fue profesor y director de departamento en "Lafayette College" y fue uno de los que introdujo el término Reología. La ecuación que describe el comportamiento denominado de Bingham se muestra en la ec. 4, correspondiendo a este tipo de fluidos todos aquellos que no experimentan movimiento en tanto no se supere un cierto valor umbral de esfuerzo τ_0 .

$$\tau = \tau_0 + \mu dv/dy \quad (4)$$

Típicamente se asocia a este tipo de comportamiento el barro y las pulpas. Un ejemplo interesante de un fluido plástico de Bingham es la pasta de dientes. Cuando se presiona el tubo, la pasta no se pone en movimiento hasta superar un cierto valor de esfuerzo. Otros ejemplos de esta conducta son la mostaza, la mayonesa y el chocolate fundido.

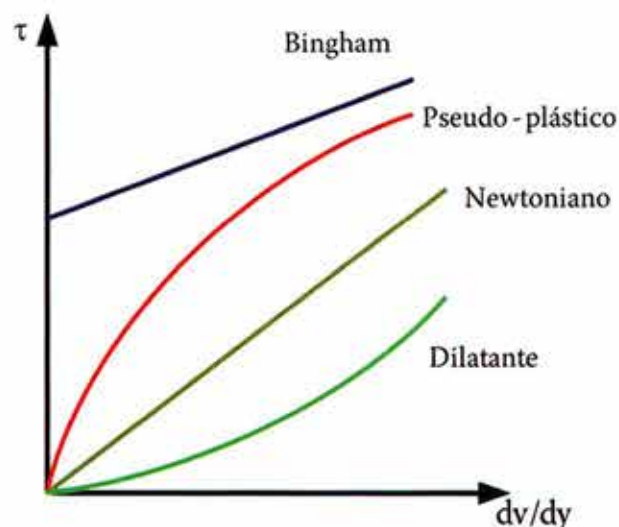


Figura 3. Comportamientos de distintos fluidos.

Viscosidad aparente

Como ya se ha mencionado, cuando los fluidos son no newtonianos la relación entre el esfuerzo de corte y dv/dy es no lineal, pudiendo definirse en estos casos una viscosidad aparente a través de:

$$\mu_{ap} = \tau / (dv/dy) \quad (5)$$

Geoméricamente, la viscosidad aparente se puede calcular trazando la secante entre dos puntos de la curva de la forma que se muestra en la figura 4.

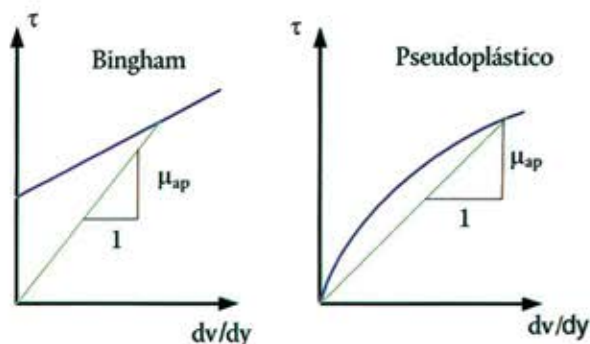


Figura 4. Formas de evaluar la viscosidad aparente para (a) Un fluido tipo Bingham y (b) Un fluido pseudoplástico.

Viscosidad dependiente del esfuerzo aplicado: fluido pseudoplástico y dilatante.

Algunos fluidos presentan una **viscosidad aparente que aumenta al aumentar el esfuerzo aplicado**. Estos fluidos se denominan **dilatantes** y su comportamiento se muestra en la figura 3. Por ejemplo, una suspensión de arena en agua presenta este tipo de comportamiento.

Fluidos como la sangre, la pintura látex, la pulpa de papel disuelta en agua y el almibar presentan un comportamiento en que **la viscosidad disminuye con el aumento del esfuerzo aplicado**. Este comportamiento se denomina **pseudoplástico**. En el caso del ketchup, al agitarlo en el recipiente se produce una disminución en la viscosidad que mejora notablemente su fluidez. Por esta razón, es que el ketchup puede mantenerse quieto en la hamburguesa, sin fluir. Otro caso interesante de este tipo de comportamiento lo constituye la crema batida, ver figura 5. Cuando se dispone sobre la torta, la crema fluye al ser presionada por un dispensador (a veces un dispositivo



Figura 5. (a) Ketchup

cilindro-pistón), sin embargo, cuando dejan de actuar esfuerzos sobre ella, permanece adherida a la torta, sin fluir. El esmalte de uñas, la crema de

leche, la sangre, algunas pinturas, las soluciones de polímeros y los polímeros fundidos, se comportan también como fluidos pseudoplásticos.

Los fluidos pseudoplásticos o dilatantes, son descritos por el modelo de Ostwald y De Waele, que se muestra en la ecuación 6.



(b) Crema de leche, ejemplos de fluidos pseudoplásticos.

$\tau = K (dv/dy)^n$	(6)
----------------------	-----

Cuando $n < 1$, el comportamiento es pseudoplástico y en el caso en que $n > 1$, la ecuación anterior represente el comportamiento dilatante. A su vez, si $n = 1$, se está en el caso de un fluido newtoniano, correspondiendo K a la viscosidad.

Viscosidad dependiente del tiempo: fluido reopéctico y thixotrópico.

Existen aquellos fluidos en que la viscosidad cambia con el tiempo. El denominado **fluido reopéctico** corresponde a fluidos que requieren de un esfuerzo cortante creciente en el tiempo para mantener su velocidad de movimiento. En otras palabras, **la viscosidad aumenta a medida que transcurre el tiempo** de aplicación del esfuerzo. Es el caso de algunos lubricantes y de otros fluidos como las cremas de leche.

Los barros provenientes de pozos de perforación, muchas pinturas y la miel en determinadas condiciones presentan comportamientos en que **la viscosidad disminuye con el tiempo de aplicación del esfuerzo, comportamiento que se denomina thixotrópico**. Por lo tanto, el esfuerzo aplicado para mantener la velocidad de deformación constante debe ir disminuyendo en el tiempo. El fluido que se encuentra entre los cartílagos y cuya función es la de disminuir la fricción entre ellos

se denomina líquido sinovial y constituye otro ejemplo de este tipo de fluidos thixotrópicos. Siempre dentro de los fluidos corporales que muestran una viscosidad que disminuye con el tiempo es el semen. Algunas arcillas experimentan comportamiento thixotrópico, lo que explica que en situaciones de terremoto, en que se introduce una gran agitación al suelo, se produzca una disminución de la viscosidad en el tiempo, llegando el suelo a experimentar licuefacción, es decir, llegando el suelo a comportarse como un fluido⁽⁹⁾. Quizás sea esta la razón para que en el reciente sismo del 27 de febrero, el daño producido en las edificaciones haya estado en algunos casos, fuertemente relacionado con el tipo de suelo. En la figura 6 se muestra la relación entre viscosidad y tiempo para fluidos reopéticos y thixotrópicos.

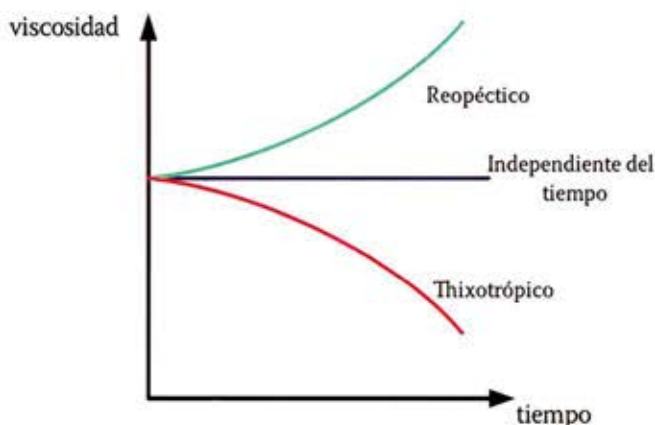


Figura 6. Comportamiento de la viscosidad con el tiempo⁽⁹⁾.

Las pastas de soldar, utilizadas en soldaduras eléctricas son también fluidos tixotrópicos. Los procesos de fusión en estado semisólido (aquellos en que el metal se cuele a una temperatura entre la solvus y la líquidus, es decir, en un estado pastoso), presentan comportamiento thixotrópico.

Existen además fluidos en que la viscosidad es anisótropa, como el caso de fluidos que contienen partículas magnéticas⁽¹⁰⁾. En ausencia de campo magnético, el fluido se comporta de manera newtoniana. Al aplicar un campo magnético transversal al flujo, el sistema deja de ser newtoniano y se comporta como visco elástico, es decir, no experimenta movimiento mientras no se supere un cierto valor de esfuerzo. Al superarse determinado valor de esfuerzo, el sistema fluye presentando una viscosidad que depende del tiempo y

del esfuerzo aplicado. A su vez, si el campo magnético aplicado es paralelo al flujo, no se observan cambios en el comportamiento reológico del sistema.

Viscosímetros

Los aparatos usados para medir la viscosidad se denominan viscosímetros.

Newton fue el primero en proponer una forma de determinar la viscosidad. Posteriormente, Poiseuille en 1884 mejoró la técnica estudiando el movimiento de fluidos en tuberías. Stokes propuso el estudio de la viscosidad a través de la medida del tiempo que tomaba a un fluido pasar por un tubo capilar. A este tipo de viscosímetro se denomina **viscosímetro de Ostwald**. Este método no funciona bien para fluidos no newtonianos, por lo que su aplicabilidad es limitada sólo a fluidos newtonianos. La norma ASTM D445⁽¹¹⁾ describe la forma de determinar la viscosidad a partir de este tipo de viscosímetros.

Cierto tipo de viscosímetros, denominados **viscosímetros de bola**, se basan en una bola que desciende en un líquido en reposo. A partir de la ley de Stokes, se puede calcular la viscosidad del líquido a través de la medida de la velocidad terminal v_s , mediante la relación:

$$v_s = 2r^2g(\rho_s - \rho) / 9\mu \quad (7)$$

en que ρ_s y ρ corresponden a la densidad de la bola y del fluido respectivamente, r el radio de la bola, g es la aceleración de gravedad y μ la viscosidad del fluido.

Los **viscosímetros de rotación** se basan en la medición de la fuerza necesaria para hacer rotar un sólido dentro de un fluido viscoso.

Los viscosímetros tipo Brookfield utilizan un disco que se hace girar a una velocidad conocida en un fluido y son los más típicos.

Los **viscosímetros de Couette y Searle** son también bastante usados y se basan en la determinación del torque necesario para producir rotación. En el

viscosímetro de Couette, rota el cilindro exterior, en tanto que en el de Searle, rota el interior⁽⁹⁾.

Los viscosímetros de pistón oscilante se denominan también viscosímetros electromagnéticos. El pistón se introduce en el fluido, luego de lo cual se hace oscilar en presencia de un campo magnético, generando esfuerzos de corte en el fluido. Se detecta la amplitud del movimiento del pistón, obteniéndose así la medida de la viscosidad. El procedimiento es descrito en la norma ASTM D7483⁽¹³⁾.

El **viscosímetro de Stormer** es usado para medir viscosidad de pinturas. Consiste en un rotor con paletas que se sumerge en el líquido y se hace girar a 200 rpm, determinándose el torque necesario en el motor. La norma ASTM D562⁽¹⁴⁾ describe este procedimiento, midiéndose la viscosidad en unidades Krebs.

Existen además los viscosímetros que vibran, que consisten en una barra que se hace vibrar dentro de un fluido. La amplitud de las vibraciones se relaciona con la viscosidad del fluido. Se consideran a este tipo

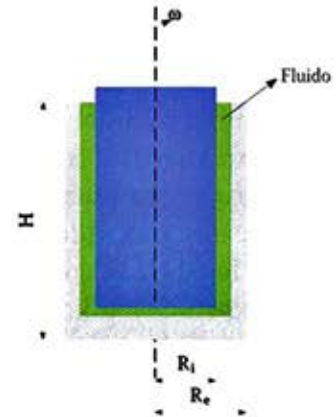


Figura 8. (a) Viscosímetro Stormer. (b) Esquema de un viscosímetro rotatorio.

de viscosímetros los más prácticos debido al escaso mantenimiento que requieren y a la ausencia de piezas móviles.

Conclusiones

La ciencia denominada reología, es de gran importancia en todas las ramas de la ingeniería que estén relacionadas con el transporte de fluidos, siendo la viscosidad una de las propiedades más importantes que caracteriza la resistencia de un fluido a ponerse en movimiento. La ley de Newton de la viscosidad constituye el punto de partida en el estudio de los fluidos, dividiéndose éstos en fluidos newtonianos y no newtonianos, según cumplan o no la citada ley. A su vez, existen tres tipos de viscosidad: dinámica, cinemática y aparente. En los cálculos y dimensionamiento de sistemas de transporte de fluidos, está presente el valor de dicha viscosidad, por lo cual es de gran importancia su determinación. Se han diseñado distintos viscosímetros que funcionan de acuerdo a variados principios, desde los más simples a los más modernos y sofisticados. Lo primeros de ellos fueron propuestos durante el siglo XIX y aún continúan utilizándose.



Figura 7. (a) Viscosímetro de Searle (Haake 550). (b) Viscosímetro de pistón oscilante Visco Pro 8000⁽¹²⁾.

Referencias

1. Diccionario de la Real Academia Española, www.rae.es, agosto 2010.
2. Perry R., Chilton C., "Chemical Engineers Handbook", Mc. Graw-Hill Book, 5th ed. 1973.
3. Streeter V., Wylie B., "Mecánica de los Fluidos", Mc. Graw-Hill Book, 3ra ed., 1988.
4. Crane, "Flujo de fluidos en válvulas, accesorios y tuberías", Mc Graw Hill Book, 1978.
5. White F., "Fluid Mechanics", Mc Graw Hill Book, 1997.
6. Shames I., "Mecánica de fluidos", Mc Graw Hill, 3ra edición, 1995.
7. Saldarriaga J., "Hidráulica de Tuberías", Mc Graw-Hill Book, 1ra. Ed., 1998.
8. Arriagada C. Tesis Magíster en Ciencias de la Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile, 2010.
9. Fuentes R., "Reología de suspensiones sólido-líquido (barros). Algunos aspectos teóricos y experimentales antiguos y recientes", Curso, Santiago de Chile, 2008.
10. Donado F., Mendoza C. Y., Valencia R. y Santiago-García J.A., "Estudio experimental de la viscosidad de un fluido magneto-reológico a base de magnetita mineral", Revista Mexicana de Física, E53(1), 31-40, junio 2007.
11. ASTM Standard D445 "Standard Test Method for Kinematic Viscosity of Transparent and Opaque Liquids (and Calculation of Dynamic Viscosity)", 2006.
12. www.globalspec.com (2010).
13. ASTM Standard D7483 "Standard Test Method for Determination of Dynamic Viscosity and Derived Kinematic Viscosity of Liquids by Oscillating Piston Viscometer", 2008.
14. ASTM Standard D562 "Standard Test Method for Consistency of Paints Measuring Krebs Unit (KU) Viscosity Using a Stormer-Type Viscometer", 2005.



Alta productividad en procesos de corte y soldadura.

AGA Linde posee gases, recursos técnicos y humanos que optimizan los procesos industriales, ayudando a mejorar la productividad, calidad y seguridad de nuestros clientes.

Soluciones e innovación en procesos productivos
Gases y soporte técnico en procesos de corte y soldadura MIG/MAG.
Gases especiales para laboratorios
Especialistas en limpieza de equipos industriales con Hielo Seco
Conformado y enderezado por llama

AGA - Ideas become solutions.

Centro Atención Clientes: 800 800 242
www.aga.cl

Linde Gas | AGA **90**
Años

DETERMINACION DEL MODULO DE YOUNG EN MATERIALES COMPUESTOS, SiC-ALEACIONES COBRE SILICIO Y COBRE TITANIO

S. Ordoñez, C. Agurto, L. Carvajal, A. Monsalve

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile.
Av. Bernardo O'Higgins 3363 Casilla de Correo 10233, Santiago, Chile. stella.ordonez@usach.cl

Palabras Clave: Materiales compuestos, módulo de Young, infiltración.

Las demandas en materiales que permitan satisfacer requerimientos cada vez más específicos y con un mayor rendimiento, son tan grandes y diversas que aún los materiales más avanzados, tanto cerámicos como metales, presentan limitaciones para dar una respuesta satisfactoria en muchas aplicaciones. Lo anterior ha generado el auge y desarrollo de materiales compuestos dentro de los cuales se encuentran los compuestos cerámico-metal (CMC).

El presente trabajo se centra en el estudio de dos materiales CMC obtenidos mediante infiltración reactiva sin presión, en ambos la fase cerámica fue carburo de silicio, SiC. La fase metálica estuvo constituida en un caso por una aleación Cu-Si y en el otro por una Cu-Ti.

El principal objetivo de este trabajo fue obtener el módulo de Young de los materiales compuestos SiC-aleaciones cobre [1%, 2%, 3% Si] y aleaciones cobre [1%, 2%, 3% Ti] por medio de ensayos de flexión y técnicas ultrasónicas, para luego comparar los valores obtenidos con modelos teóricos y semi-empíricos. Además en este trabajo se correlacionaron los resultados obtenidos con la fracción en volumen de fase metálica y las transformaciones sufridas por ésta durante el proceso de infiltración.

En el campo de los materiales existe una gran necesidad de determinar el Módulo de Young a través de ensayos no destructivos y por tal motivo, la técnica ultrasónica se muestra muy atractiva. Ésta se basa en que el comportamiento elástico de un material y la velocidad media de una onda ultrasónica propagándose a través de los diversos constituyentes son determinados por constantes elásticas efectivas. Para medir las velocidades lo que se hace es medir el tiempo que tarda una onda

longitudinal y una onda de cizalle en recorrer el espesor de la muestra, como la onda va y vuelve la velocidad se calcula dividiendo el tiempo por dos veces el espesor, eso da dos velocidades V_s (cizalle) y V_p (longitudinal). Finalmente, el módulo de Young se calcula a través de la expresión:

$$E = \rho \cdot V_s^2 \cdot \frac{3V_p^2 - 4V_s^2}{V_p^2 - V_s^2}$$

donde ρ es la densidad del compuesto y E el módulo de Young. Para determinar las propiedades elásticas del compuesto, también existen una serie de modelos que han sido desarrollados a partir del supuesto que ambos componentes están sujetos a la misma tensión y deformación, esta gruesa simplificación mitiga la influencia de la forma, tamaño, y empaquetamiento de las fases componentes y solo considera las propiedades elásticas y las fracciones en volumen de los componentes. Los modelos clásicos de Voigt y Reuss pertenecen a esta categoría, Voigt asume que los componentes están sujetos a la misma deformación y para el caso de dos componentes (matriz y refuerzo) la relación está dada por la expresión: $P^c = v_r P_r + v_m P_m$. Reuss asume que los componentes están sometidos al mismo esfuerzo y para el caso de dos componentes (matriz y refuerzo) la relación esta dada por la expresión:

$$\frac{1}{P^c} = \frac{v_r}{P_r} + \frac{v_m}{P_m}$$

Los valores efectivos de módulos obtenidos por Voigt y Reuss representan extremos en el comportamiento. El modelo de Voigt da mayor importancia a la fase rígida, mientras que Reuss da mayor importancia a la fase dúctil. Muchos modelos se han creado para obtener valores entre los extremos propuesto por Voigt y Reuss, como el modelo semi empírico de Halpin-Tsai. Este modelo entrega

expresiones simples que son ampliamente aplicadas;

$$P^* = P_m \left[\frac{1 + \zeta \chi v_r}{1 - \chi v_r} \right] \quad \text{con} \quad \chi = \frac{P_r - P_m}{P_r + \zeta P_m}$$

aquí P^* representa una propiedad apropiada para el compuesto, P_m y P_r son la propiedad del refuerzo y de la matriz respectivamente, χ es una constante dimensional que se puede ver como la reductora de las propiedades de los componentes.

El valor promedio obtenido para el módulo de Young de los compósitos SiC-Cu-Si por medio de ensayos de flexión fue de 278 [GPa] y en el sistema SiC-Cu-Ti fue de 287 [GPa]. En el caso de las mediciones obtenidas por ultrasonido se obtuvieron valores de módulo de Young de 289 [GPa] para el sistema Cu-Si y 292,3 [GPa] para Cu-Ti. Al comparar estos valores con los modelos de Voigt, Reuss y Halpin - Tsai se observó que estos se encuentran dentro de los límites propuestos por los modelos. Sin embargo, ninguno de los métodos experimentales utilizado es capaz de medir los efectos de los cambios en la fase metálica infiltrada en el valor del módulo de Young.

INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos son materiales que incorporan un refuerzo con un elevado módulo elástico y una alta resistencia en una matriz de un material más dúctil y tenaz con inferiores propiedades de resistencia y módulo elástico. La combinación de propiedades de ambos da lugar a un material con características superiores a la de ambos materiales por separado. El objetivo del refuerzo es conseguir la transferencia de cargas de la matriz al refuerzo, de forma que la resistencia del compuesto se ve incrementada de acuerdo con las propiedades y fracción de volumen del material añadido. En el caso de los compuestos de matriz metálica, se trata de materiales desarrollados en los últimos veinte años. Los metales más utilizados como matriz son el aluminio y el magnesio, por su baja densidad, amplia gama de aleaciones disponibles, posibilidad de realizar tratamientos térmicos y flexibilidad de proceso. También se emplea el titanio, especialmente con vistas a aplicaciones a alta temperatura.

El refuerzo en estos materiales puede tomar diversas formas, como partículas o fibras, la más barata y fácil de obtener es en forma de partículas. Se han ensayado

diversos materiales disponibles en forma de partículas, pero las más utilizadas, en función de sus buenas propiedades mecánicas, calor específico y conductividad térmica y de su costo razonable son partículas de óxido de aluminio (Al_2O_3), o bien de carburo de silicio (SiC).

Sin embargo, en los últimos años se ha puesto especial interés en los compósitos cerámico-metal con microestructuras que consisten en una red interconectada tridimensional de ambas fases [1]. Estos compósitos de estructura interconectada pueden fabricarse por varios métodos tales como infiltración reactiva, infiltración bajo presión o sinterización. Se ha demostrado que la infiltración reactiva es eficiente para la preparación de estos materiales. En esta técnica una muestra porosa pre-sinterizada es infiltrada con la aleación metálica en estado líquido. Esta ruta ofrece la ventaja de obtener un compuesto con una forma y dimensiones cercanas a la final, ya que se tiene una contracción volumétrica inferior al 1%. En el caso de la sinterización se tienen contracciones volumétricas de hasta un 15%. Para poder infiltrar el material cerámico con un metal líquido la principal condición que se debe cumplir es que este moje la superficie del cerámico. Para el sistema SiC - Aleación base cobre, es necesario modificar la química básica del sistema a fin de reducir la energía superficial entre el sólido y el líquido, para ello se adiciona un metal activo al cobre, disminuyendo así la energía de la interfase sólido-líquido durante un ciclo térmico a través de su reacción con la fase cerámica, cambiando con ello la química de la interfase sólido-líquido. La adición de elementos como el Ti y Si al Cu ha dado excelente resultado obteniéndose ángulos de contacto inferiores a 45° a $1200^\circ C$ [2]. Sin embargo, existe la posibilidad de producir una cantidad excesiva de productos de reacción, los cuales pueden generar inconvenientes durante la etapa de infiltración, impidiendo el llenado total de la porosidad [3, 4]. Estos y otros factores podrían producir un efecto negativo en las propiedades del material compuesto final y por ende su investigación es fundamental para el desarrollo de este tipo de materiales.

El módulo de Young puede ser obtenido a partir de un ensayo de flexión en cuatro puntos, por medio de la expresión;

$$E = \frac{Fa}{24yl} (3L^2 - 4a^2) \quad (1)$$

Donde E corresponde al módulo de Young, F es la carga máxima, a es la distancia entre el eje de carga y el soporte, L es la distancia entre los rodillos de soporte, I es el momento de inercia de la probeta e y corresponde a la deflexión máxima de la probeta.

Otro camino para determinar el módulo de Young es usando la técnica ultrasónica que se basa en que el comportamiento elástico de un material (cualquiera sea su grado de anisotropía) y la velocidad media de una onda ultrasónica propagándose a través de los diversos constituyentes son determinados por constantes elásticas efectivas (valores correspondientes a una media ponderada de las constantes de cada fase presente en el material). Para medir las velocidades lo que se hace es medir tiempo que tarda una onda longitudinal y una onda de cizalle en recorrer el espesor de la muestra, como la onda va y vuelve la velocidad se calcula dividiendo el tiempo por dos veces el espesor, eso da dos velocidades V_s (cizalle) y V_p (longitudinal). Finalmente la expresión para el módulo será:

$$E = \frac{Fa}{24 \rho l} (3L^2 - 4a^2) \quad (2)$$

Donde ρ es la densidad del compuesto y E el módulo de Young.

Para determinar las propiedades elásticas del compuesto, también existen una serie de modelos que han sido desarrollados a partir de la respuesta a la carga mecánica en analogía a una serie de resortes. La respuesta longitudinal es tratada como si la reacción de este componente a la carga es conectada en paralelo.

Para la carga mecánica la característica central de esta analogía es la suposición de que cada componente esta sujeto a la misma deformación, esta simple analogía esta dada por la siguiente expresión;

$$E = \rho \cdot V_s^2 \cdot \frac{3V_p^2 - 4V_s^2}{V_p^2 - V_s^2} \quad (3)$$

Donde P_i es una de las propiedades mecánicas pertinentes de la i -ésima componente. El término de

concentración v_i es la fracción en volumen del i -ésimo componente. Para el caso de dos componentes (matriz y refuerzo) la relación está dada por la expresión:

$$P^* = v_r P_r + v_m P_m \quad (4)$$

La respuesta transversal es tratada como si la reacción de este componente a la carga es conectada en serie. Para la carga mecánica la característica central de esta analogía es la suposición de que cada componente esta sujeto a la misma tensión. Esta simple analogía esta dada por la siguiente expresión:

$$P^* = \sum_{i=1}^n v_i P_i \quad (5)$$

Para el caso de dos componentes (matriz y refuerzo) la relación esta dada por la expresión:

$$\frac{1}{P^*} = \frac{v_r}{P_r} + \frac{v_m}{P_m} \quad (6)$$

La gran simplificación que se está realizando al suponer que cada fase del componente esta sujeta a una tensión o deformación semejante, elimina la influencia de la forma, tamaño y empaquetamiento de las de las fases componente, de manera que los únicos factores que esta aproximación considera son las propiedades elásticas y fracción en volumen de los componentes. Los valores efectivos de módulos obtenidos por Voigt y Reuss representan extremos en el comportamiento. El modelo de Voigt da mayor importancia a la fase rígida, mientras que Reuss da mayor importancia a la fase dúctil. Muchos modelos se han creado para obtener valores entre los extremos propuesto por Voigt y Reuss, como el modelo semi empírico de Halpin-Tsai [6] (1969). Este modelo entrega expresiones simples que son ampliamente aplicadas;

$$P^i = P_m \left[\frac{1 + \zeta \chi v_r}{1 - \chi v_r} \right] \quad (7)$$

$$\text{Con } \chi = \frac{P_r - P_m}{P_r + \zeta P_m}$$

Donde P' representa una propiedad apropiada para el compuesto, P_m y P_r son la propiedad del refuerzo y de la matriz respectivamente, χ es una constante dimensional que se puede ver como la reductora de las propiedades de los componentes. Los valores para ξ se pueden ver en la tabla 1.

PRO P.	ξ_{DO}	ξ_{DLB}	ξ_{DUB}	$\xi_{P\infty}$
P'	Reus	Límite inferior	Límite superior	Voigt
K	0	$\frac{2(1-\nu_m)}{1+\nu_m}$	$\frac{2(1-\nu_r)K_r}{(1+\nu_r)K_m}$	∞
G	0	$\frac{(7-5\nu_m)}{(8-10\nu_m)}$	$\frac{(7-5\nu_r)G_r}{(8-10\nu_r)G_m}$	∞

Tabla 1: Valores del factor de reforzamiento ξ

El valor del módulo de Young para cada uno de los límites esta dado por las expresiones;

$$E_{DLB} = \frac{9K_{DLB} G_{DLB}}{3K_{DLB} + G_{DLB}} \quad (8)$$

$$E_{DUB} = \frac{9K_{DUB} G_{DUB}}{3K_{DUB} + G_{DUB}} \quad (9)$$

Procedimiento Experimental

Para producir las aleaciones se utilizó alambre de cobre del tipo OFHC, (99.999% Cu), silicio de alta pureza (99.995% Si) en forma de hojuelas y barras de titanio de 99.999 % de pureza.

La fabricación de las aleaciones se realizó en un horno de inducción con atmósfera controlada. La fusión de los distintos elementos aleantes se hizo en un crisol de grafito por un periodo de 20 minutos, a una temperatura de 1473 K [1200 °C] y en una atmósfera controlada de Argón [4].

Para los compactos cerámicos se utilizó polvos de carburo de silicio alfa (α -SiC) de granulometría bajo malla #350 y morfología irregular, los polvos fueron conformados uniaxialmente con una presión de compactación de 150 MPa.

El proceso de sinterización comenzó con un calentamiento desde temperatura ambiente hasta 723 K [450°C] con una velocidad de 20 [°K/min], luego se mantuvo la temperatura por 30 minutos hasta quemar el aglutinante y recuperar el vacío, luego nuevamente la temperatura se elevó hasta alcanzar 1873 K [1600 °C] en donde se mantuvo 180 minutos hasta lograr la porosidad deseada, finalmente la temperatura descendió a la misma velocidad.

Para infiltrar los compactos porosos se utilizaron tres aleaciones cobre-Si (1, 2 y 3% en peso de Si) y tres Si-Ti (1, 2 y 3% en peso de Ti), se infiltraron barras cerámicas de 45 mm de longitud sobre las que se colocó 4 veces su peso de aleación.

Las pruebas de infiltración se hicieron en un horno Astro Industries Inc., en una atmósfera de alto vacío. El ciclo térmico de infiltración fue controlado por el sistema automático de control de temperatura y fue el mismo para todos los sistemas metálicos. La velocidad de calentamiento del horno fue de 20[K/min] hasta los 1173 K [900°C] donde se mantuvo la temperatura por treinta minutos, con el objetivo de recuperar el vacío, pasado este tiempo y a la misma velocidad calentamiento se llegó a la temperatura óptima de infiltración de 1673 K [1400 °C], la cual se mantuvo por 180 minutos. Una vez transcurrido el tiempo de infiltración la temperatura descendió a una velocidad de 20 [°C/min].

Una vez infiltradas las probetas, el exceso de metal que las rodea fue eliminado para evitar obtener datos erróneos en los ensayos de flexión y las mediciones por ultrasonido.

Los ensayos de flexión se realizaron en una maquina universal de ensayos marca INSTROM, modelo 8562 con sistema de actuador electromecánico. Los ensayos fueron realizados a una velocidad constante de 0.5 [mm/min], con una celda de carga de 100 kN (estática). Se utilizaron dispositivos de flexión semiarticulados con disposición SR2 (separación de dispositivos de apoyos 40 mm, que es el doble de dispositivos de carga 20 mm).

En todos los ensayos ultrasónicos fue utilizada la técnica de pulso-eco, con dos transductores Panametrics de 2,25 MHz y diámetro 0,5", siendo uno de onda cizallante de incidencia normal, y el otro, de onda longitudinal. En

estos análisis se usó un sistema ultrasónico de adquisición de datos, de Matec, formado por un generador-receptor de pulso SR9000 y una placa de adquisición SR9010, controlada por el software emulador de osciloscopio MUIS32.

Resultados y Discusión

La tabla 2 presenta los valores ocupados para el cálculo del módulo de Young a través de los modelos de Voigt, Reuss y Halpin-Tsai.

Propiedad	Refuerzo	Matriz
K	203	123.6
G	179	43.5
ν	0.16	0.345
E	415	115
V	0.60	0.40

Tabla 2: Valores ocupados para el cálculo de E de los materiales compuestos.

Utilizando los valores de la Tabla 2 se obtienen los valores del módulo de Young, para una fracción en volumen de refuerzo de 0.6, que se presentan en la Tabla 3.

V_r	Voigt	Reuss	Halpin-Tsai LB	Halpin-Tsai UB
0.6	295	203	240	277

Tabla 3: Módulo de Young calculado para los distintos modelos

Los valores obtenidos para el módulo de Young en los compósitos SiC-Cu-Si, y SiC-Cu-Ti por medio del ensayo de flexión y ultrasonido se presentan en la Tabla 4.

Estos valores representan el promedio de los valores obtenidos para las tres aleaciones Cu-Si y para las tres aleaciones Cu-Ti. La dispersión en los valores experimentales obtenidos por ambas técnicas, hace imposible medir con cierto grado de confiabilidad los valores individuales para cada aleación. Esto puede significar dos cosas: las técnicas no son lo suficientemente

Sistema	Módulo de Young (GPa)
SiC-CuSi (EF)	278
SiC-CuTi (EF)	287
SiC-CuSi (US)	289
SiC-CuTi (US)	292

Tabla 4: Valores del módulo de Young para el sistema SiC-Cu-Si y SiC-Cu-Ti

precisas como para evaluar las diferencias o los cambios en la composición de la fase metálica infiltrada no influyen significativamente en los valores del módulo de Young. El principal cambio que se produce en la fase metálica infiltrada es el aumento del contenido de Si, de la misma, producto de la descomposición del SiC en presencia de Cu. Una vez superado un contenido del 3,7% en peso de Si en la fase metálica infiltrada esta pasa a estar compuesta por Cu- α (solución sólida) y Cu₅Si (fase γ), esta última fase es dura y frágil y su aparición debería introducir cambios en la rigidez del material compuesto. En el sistema SiC-Cu-Ti los contenidos de fase γ son 70, 86 y 89 % para 1, 2 y 3 % de Ti respectivamente [4], esto podría justificar que este sistema posea un módulo de Young levemente superior al del sistema SiC-Cu-Si. Este sistema presenta contenidos de fase γ de 0, 36 y 75 % [7], sin embargo los métodos experimentales utilizados para medir el módulo de Young no permitieron cuantificar el efecto producido por la presencia de esta fase.

La figura 1 muestra la comparación de los valores del módulo de Young obtenido experimentalmente y calculado para los distintos modelos. Se puede apreciar que todos los valores experimentales caen dentro de los límites superior e inferior establecidos por los modelos de Voigt y Reuss, respectivamente.

Si comparamos los valores obtenidos mediante ensayos de flexión y ultrasonido con los modelos de Voigt, Reuss se puede apreciar que los valores experimentales son más próximos a los predichos por el modelo de Voigt. Esto es razonable ya que este modelo le atribuye mayor importancia a la fase más rígida, en este caso el SiC, y ya ha sido demostrado que las propiedades mecánicas

de estos materiales compuestos están definidas por el material de refuerzo [8].

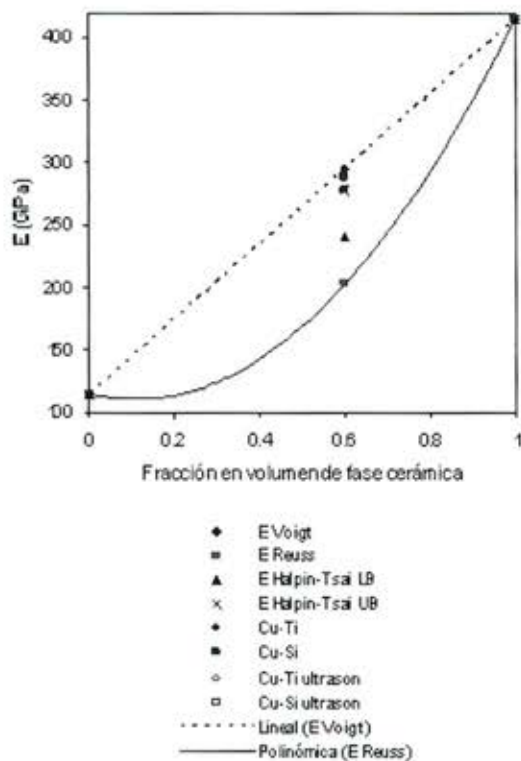


Figura 1: Comparación de los valores de módulo de Young obtenidos mediante ensayos de flexión y ultrasonido y modelos de Voigt, Reuss y Halpin-Tsai.

Los valores experimentales se encuentran más cerca del límite superior (UB) del modelo de Halpin-Tsai lo cual concuerda con el hecho que este valor representa una situación en la cual el material de la matriz se encuentra embebido en una fase continua que tiene las propiedades del refuerzo. De acuerdo a lo anterior, queda claro que las técnicas experimentales utilizadas no permiten evaluar los cambios producidos en el módulo de Young por variaciones en la composición de la fase metálica infiltrada. La técnica de determinación por ultrasonido tiene la ventaja de ser un método no destructivo, rápido, sencillo y que no requiere de muestras con una geometría determinada.

Conclusiones

* Todos los valores experimentales encontrados están dentro de los límites superior e inferior establecidos por los modelos de Voigt y Reuss, respectivamente.

* Los métodos experimentales utilizados para la determinación del módulo de Young no permiten evaluar los cambios producidos en el módulo de Young por variaciones en la composición de la fase metálica infiltrada.

* Los valores experimentales son más cercanos al modelo de Voigt y al límite superior del modelo de Halpin-Tsai, que son los que le atribuyen mayor importancia al refuerzo.

* La técnica de determinación del módulo de Young por ultrasonido mostró ser eficaz para este tipo de materiales, obteniéndose valores similares a los obtenidos en ensayos de flexión, el método ultrasónico tiene la ventaja de ser un método no destructivo, rápido, sencillo y que no requiere de muestras con una geometría determinada.

Referencias

1. R. Günther, T. Klassen, B. Dickau, F. Gärtner, A. Bartels and R. Bormann, *Advance Engineering Materials*, 4, N° 3, 2002, 121-125.
2. J. Marín, L. Olivares, S. Ordoñez and V. Martínez, *Proceedings of the 3rd International Latin-American Conference on Powder Technology*, Florianópolis (Brasil), 2001, 584-589.
3. M. G. Nicholas, D. A. Mortimer, L. M. Jones, R. M. Crispin, *J Mater. Sci.* 25, 1990, 2679-2689.
4. R. Sánchez; "Fabricación y Caracterización Microestructural de Compósitos SiC-Aleaciones Cu-Ti, Obtenidos Mediante Infiltración Reactiva", Memoria de Titulación, Universidad de Santiago de Chile, 2005.
5. J. L. Rose, "Ultrasonic waves in solid media", Cambridge University Press, UK, (1999), pp. 27-33, 272-285.

6. H. Lagace and D. J. Lloyd, Can. Metall. Quart 28, 1989, 145-152.

7. J. Cornejo, "Materiales Compuestos SiC-aleaciones Cu-x% en peso Si y Cu-x% en peso Ti, Tesis Magíster en Ciencias de la Ingeniería, 2005.

8. S. Ordoñez, V. Martínez, C. Agurto, L. Carvajal, J. Marín and L. Olivares, Mater. Sci. Forum, vols. 498-499, 2005, 350-356.

Agradecimientos

Los autores expresan su reconocimiento a la Dirección de Investigaciones Científicas y Tecnológicas (DICYT) de la Universidad de Santiago de Chile y a FONDECYT (Proyecto N° 1030059) por el apoyo financiero otorgado para la realización de este trabajo.

**NUESTRO
PELÓN**



**S SCAW METALS
GROUP**
Moly-Cop® Chile S.A.

bolas de acero forjado para la molienda de minerales

Av. Pedro de Valdivia 0168, Providencia, Santiago. Teléfono: +56 (2) 337 0400 / Fax: +56 (2) 232 5819

CORROSIÓN POR PICADURAS EN REACTORES DE ACERO INOXIDABLE PARA LA FABRICACIÓN DE CHAMPÚ

A. Artigas¹, E. Vera², A. Monsalve¹

¹Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Casilla 10233
Universidad de Santiago de Chile, Santiago, Chile.

²Dpto. de Metalurgia, Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia

Palabras Clave: Fallas, corrosión, picadura, acero inoxidable.

Resumen

Se produjo corrosión por picaduras en estanques de acero inoxidable 316L. Estos estanques eran nuevos y pertenecían a una fábrica de champú y bálsamos. Al ponerlos en funcionamiento tras producir las primeras cargas, comenzaron a aparecer en la superficie interna de los reactores dedicados a la fabricación de champú, múltiples picaduras, las cuales no estaban relacionadas con los cordones de soldadura de los reactores. Además, se observó que las picaduras eran más numerosas en la zona superior de los reactores que en la inferior. Se verificó la composición química del material, confirmándose que era un acero inoxidable 316L. Se realizaron análisis químicos a todos los tipos de champú que se fabricaban, encontrándose en todos los casos una cantidad de iones cloruro cercana a la concentración mínima necesaria para producir picado en aceros inoxidables. Se efectuaron simulaciones de laboratorio para generar las picaduras sumergiendo láminas de acero inoxidable en los distintos productos, pero no se tuvo éxito en la reproducción de la falla. Sin embargo al sumergir las placas y dejarlas escurrir al aire, comenzaron a aparecer picaduras, tras 24 horas de iniciado el experimento. Se realizó microscopía electrónica de barrido para estudiar la morfología de las picaduras, encontrándose en cada una de ellas, restos de sales de geometría cúbica. Al realizar análisis por EDAX, se pudo determinar que los residuos de cada picadura correspondían a NaCl, análogos a los encontrados en las picaduras reales aparecidas en los reactores. A partir de esto y con información proveniente de la fábrica se concluyó que al operar los reactores, no se sometían a lavado, por lo cual las paredes quedaban impregnadas con los distintos productos, los que tras escurrir, se deshidrataban, aumentando la concentración de cloruros

hasta producir la precipitación de NaCl, lo que producía finalmente el picado de la superficie de los estanques. Se recomendó que se realizaran procesos de lavado cada vez que se ocuparan los estanques, lo que resolvió el problema.

Introducción

Una fábrica de champús bálsamos, con una sólida imagen de marca acababa de modificar sus procesos, para lo cual, mandó a construir un total de catorce estanques de 2500 litros de capacidad cada uno. Estos estanques, son a su vez reactores que operan de manera batch y que demoran aproximadamente dos horas en el proceso de fabricación de una carga de champú (o bálsamo), tras lo cual, se procede a llenar dos mil quinientas botellas de un litro cada una, abasteciéndose de esta manera la demanda local por aproximadamente un día. Enseguida se introduce nuevamente una carga de materias primas al reactor, con lo cual se comienza nuevamente el ciclo.





Figura 1.- Picaduras sobre la superficie interna de los tanques.

Las picaduras se encontraban tanto en el cuerpo del estanque como en la tapa de aquellos dedicados a la fabricación de champú, tal como se muestra en la figura 1. Por esta razón se enfocará el análisis al análisis de los champús y no de los bálsamos. Se fabricaban cuatro aromas de champús (y cuatro de bálsamos): quillay, manzanilla, placentá y hierbas. Las picaduras aparecían más numerosamente en los estanques dedicados a la fabricación de champú de quillay y de manzanilla. Se aprecia la forma de lágrima que tienen en muchos casos. Las picaduras aparecen sin estar relacionadas con los cordones de soldadura siendo más numerosas en la parte superior de los estanques.

De acuerdo a datos de literatura, la concentración de ión cloruro que produce picadura en una acero inoxidable 316L es de 585 mg/lit⁽¹⁾.

Parte experimental

Las primeras acciones realizadas tuvieron como objetivo caracterizar químicamente los diferentes champús que se fabricaban. En la tabla 1 se muestra la concentración de cloruros de cada uno. Además, un aspecto relevante era confirmar que el acero que se había empleado en la fabricación de los estanques era realmente un acero inoxidable 316L, lo cual fue confirmado, acción con la cual se aclaró que el fabricante de los estanques había respetado las indicaciones de los planos en cuanto al tipo de material empleado. Este aspecto era de importancia debido a la necesidad de afirmar las confianzas entre las artes en conflicto y significó un pequeño avance en lo relativo a las relaciones entre ambas partes.

Tabla 1. Concentración de cloruros en los champús que se fabrican (aportada por el fabricante).

Champú	Concentración de Cloruros (mg/lit)
Quillay	621,25
Manzanilla	585,75
Placentá	550,25
Hierbas	443,75

Resultados

Como se ha dicho, el material empleado en la construcción era de acuerdo a los planos, acero inoxidable 316L. Debido a que la empresa que encargó los estanques no estuvo de acuerdo con el desempeño de los mismos, dio la orden de no pagar el valor de dichos estanques (unos 300 mil dólares), lo que generó una situación incómoda a la empresa que los había fabricado, razón por la cual, se aprobó por ambas partes la participación de

un organismo imparcial que actuara realizando el análisis de fallas de los citados estanques.

Se cortaron una serie de láminas (cupones) de acero, las que fueron sumergidas en cada uno de los champús, con el fin de generar la falla. Sin embargo, a pesar de que cada una de las muestras estuvo durante una semana sumergida y fue monitoreada diariamente, no se generó ningún tipo de corrosión sobre la superficie de las muestras.

Seguidamente, se realizó la misma prueba con la placa de acero parcialmente sumergida en el champú, después de haber sido sumergida y por tanto impregnada en el producto. Después de 24 horas o en algunos casos un poco después, pudo observarse la aparición de picaduras sobre la superficie del material, en la zona expuesta a la atmósfera, de manera análoga a las picaduras detectadas sobre la superficie interior de los estanques. En la figura 2 se muestran imágenes de las picaduras que aparecen en las experiencias de laboratorio. De esta forma pudo generarse la falla, faltando sin embargo investigar el origen de la misma. Se llevó a cabo análisis por microscopía electrónica de barrido de las picaduras con el fin de analizar su morfología y la composición química de los restos de corrosión a través de EDAX (Energy Dispersive X Ray Analysis). En la figura 3 se muestran imágenes de las picaduras pudiendo apreciarse la presencia de un depósito cristalino de geometría cúbica, la que aparece de forma repetitiva en cada una de las picaduras. El análisis químico mediante EDAX es el que se muestra en la figura 4, pudiendo apreciarse que se trata de cloruro de sodio.

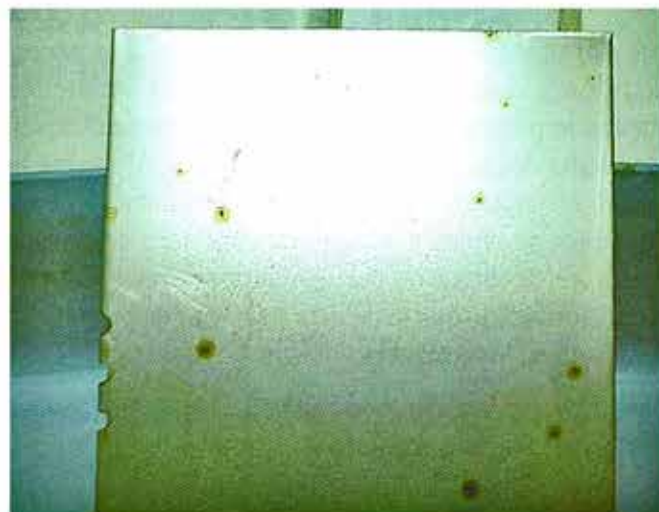
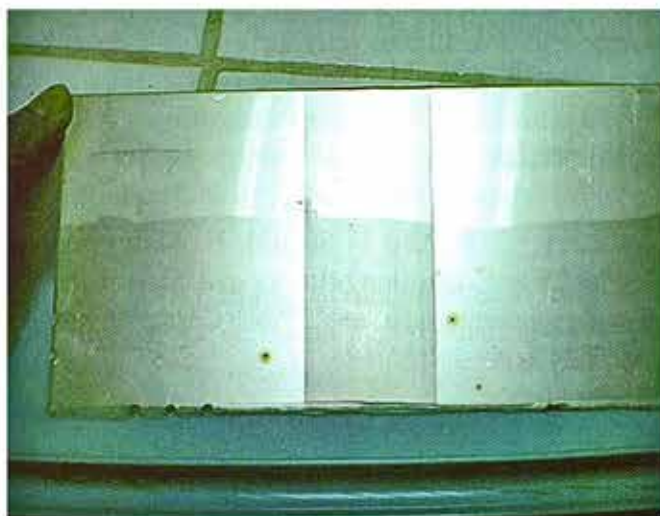


Figura 2. Picaduras generadas en el laboratorio tras sumergir parcialmente las chapas de acero.

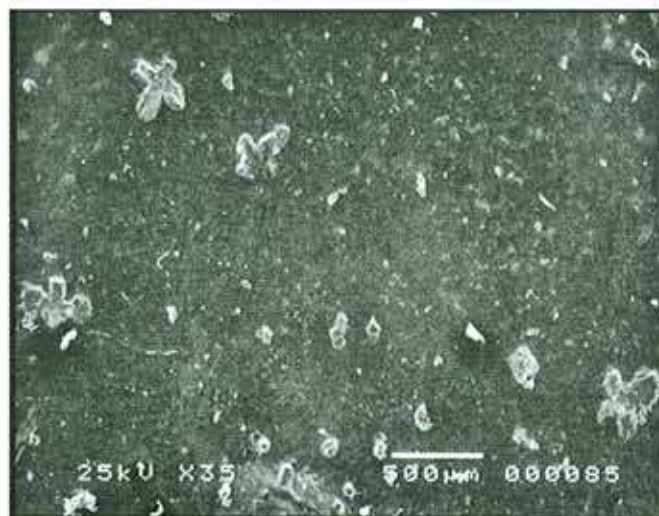


Figura 3. Muestras de imágenes de picaduras producidas en pruebas de laboratorio.

Aparentemente, la causa de la falla radica en que durante la operación de carga de los reactores, reacción y descarga, las paredes de los estanques quedan impregnadas de champú, que contiene diversas cantidades de cloruro, de acuerdo al aroma. Al secarse la capa de champú que impregna las paredes internas de los estanques, se supera la concentración crítica de cloruro que produce corrosión por picadura produciéndose el ataque localizado que se detecta tras 24 hr de producirse el vaciado de los reactores.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer al DICYT (Dirección de Investigaciones Científicas y Tecnológicas de la USACH), por el apoyo prestado al presente trabajo.

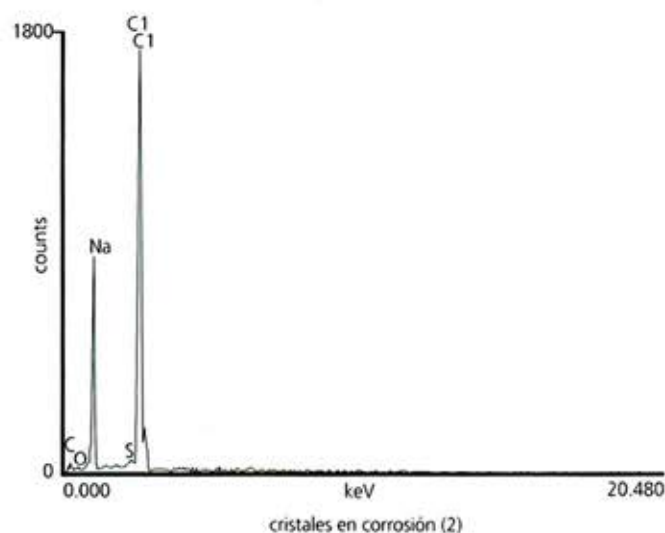


Figura 4.- Análisis químico vía EDAX de los depósitos de corrosión que aparecen en las simulaciones de laboratorio.

Una solución para el problema consistiría en lavar con abundante agua y posteriormente secar, cada vez que se produzca un ciclo de carga durante la operación batch de los reactores ⁽²⁾.

Conclusiones

La corrosión de los estanques se debe a la concentración de iones cloruro presentes en cada uno de los champús el que comienza a concentrarse hasta alcanzar el valor crítico que produce picado.

Se recomendó realizar procesos de lavado y secado cada vez que se usaran los estanques para evitar la concentración de los iones cloruro en las etapas entre operaciones.

Referencias

1. A. Abd El Seguid, N. Mahmoud, V. Gouda, "Pitting corrosion behavior of AISI 316L steel in chloride containing solutions", *British Corrosion Journal*, Vol. 33, N°1, pp. 42-48, 1998.
2. Informe Técnico AM-105, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile. Año 2000.

ANÁLISIS DE DISTINTAS SUSTANCIAS DE CARBÓN POR DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Francisco Gallegos L.¹, Bernd Schulz E.²

¹Estudiante memorista de Ingeniería Civil Metalurgia, Universidad de Santiago de Chile, Fco.jgallegos@gmail.com

²Profesor Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile,bernd.schulz@usach.cl

Resumen

El siguiente trabajo se realiza con el fin de conocer el estado en que se encuentran distintas sustancias de carbono. Se tomaron cinco muestras base carbono; carbón coque, carbón mineral, carbón vegetal, revestimiento de un crisol, grafito y también polvos producto de la disolución de tuercas de fortificación minera (fundición gris) con ácido clorhídrico y se aplicó la técnica de difracción de Rayos X.

Los resultados más significativos indicaron que el carbón vegetal, mineral y coque corresponden a sustancias amorfas. Este último presentó cristalinidad.

Introducción

El carbono parte esencial de la vida, toma distintos matices tanto en la naturaleza como en la cotidianeidad de la existencia humana, ya sea para su utilización como energía, decoración o para procesos industriales. Esta particularidad del carbono en sus distintos usos se debe solamente a cambios de ordenamiento atómico para formar estructuras que van desde el carbón vegetal "*estructura amorfa*", pasando por los distintos tipos de carbones minerales hasta llegar al diamante.

El carbón que es un conjunto de átomos de carbono ya sea en forma desordenada u ordenada, tiene una composición química compleja y variable, en el caso de ser carbón mineral el contenido de carbono oscila entre 60 % y 95%, el resto es hidrógeno y azufre. El contenido de carbono y el porcentaje de material volátil

es una característica utilizada para la clasificación de los carbones minerales; Turba, Lignito, Hulla y Antracita.

Cuando se destila carbón mineral (coquizado) se obtiene carbón coque que se utiliza en la industria siderúrgica. También se tiene que al calentar la madera "leña" (aproximadamente tiene un 50 % de carbono más elementos tales como el 42% Oxígeno, 6% Hidrógeno y 2% Nitrógeno) en un ambiente sin oxígeno se produce el carbón vegetal el que tiene un uso exclusivo en asados, sin tener uso en la industria.

Polimorfismo del carbono

El polimorfismo es una propiedad de un material de existir en más de un tipo de red espacial en el estado sólido. Si el cambio en estructura es reversible, entonces el cambio polimórfico se conoce como alotropía [1].

El carbón o carbono tiene propiedades polimórficas, las estructuras más conocidas son el grafito y el diamante. El grafito consiste en una red de enorme cantidad de capas o láminas con simetría hexagonal [2], pero existen dos tipos de secuencias de apilamiento, la más común es la formada por simetría hexagonal figura 1 - 1. y la segunda es una modificación de las capas hexagonales para formar un romboedro, el cual es formado por el desplazamiento de las capas hexagonales en diferentes direcciones como muestra la figura 1 - 2. [2]. Los átomos de carbono se enlazan por medio de enlaces covalentes, en cambio el enlace entre capas es por medio de fuerzas de Van der Waals, esto hace que el grafito sea un material blando y un buen lubricante debido que deslizan fácilmente las capas hexagonales entre sí.

La estructura de las capas hexagonales fue determinada por Debye y Scherrer en 1910, aplicado a grafito ordinario.

También existe el llamado carbón amorfo (carbón vegetal, hollín) "soot, harcoal" y que en algunos casos contiene pequeños cristales de grafito. El Coque en cambio contiene cristales largos que se formaron a altas temperaturas. Según otra opinión, el carbón amorfo puede ser caracterizado por la rotación de los planos hexagonales. [2].

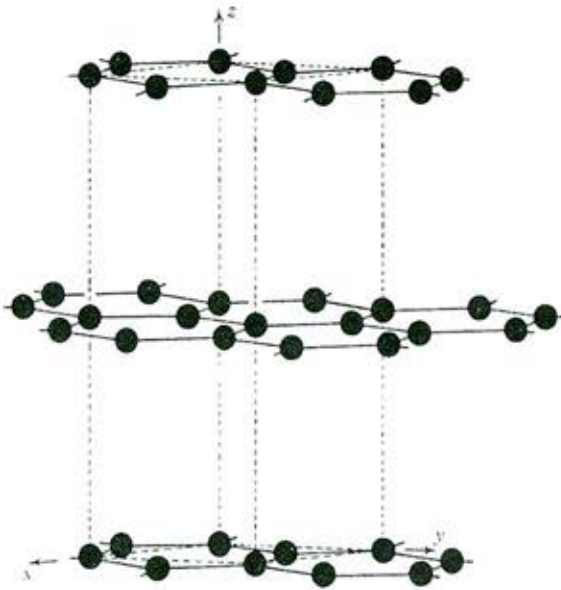


Figura 1- 1. Arreglo (ordenamiento) de los átomos de carbono en el grafito. La distancia entre átomos C-C es 1,42 [Å] y la distancia entre las capas hexagonales es 3,35 [Å].

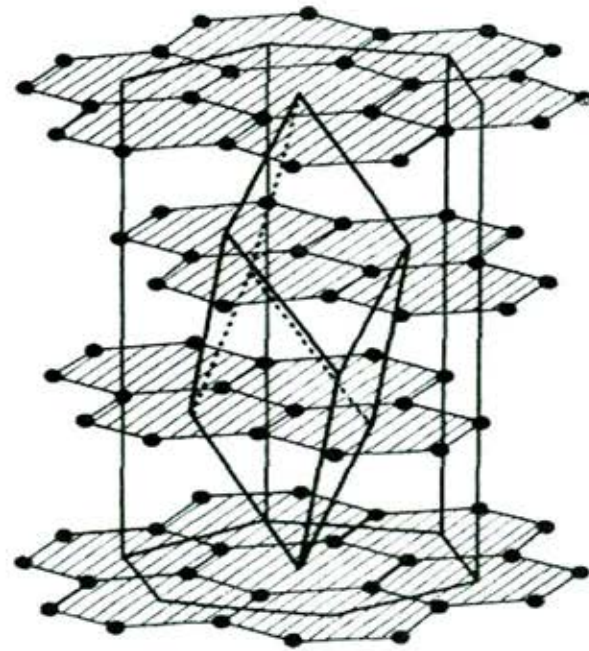


Fig. 1 - 2. Red del grafito romboédrico con infinitas capas atómicas, mostrando la celda unitaria hexagonal y romboédrica.

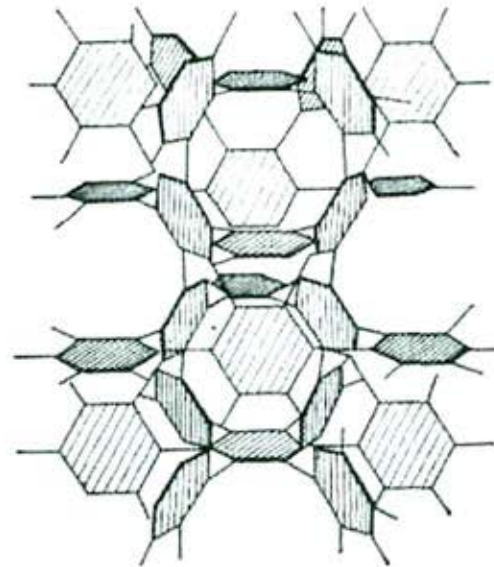


Fig. 1 - 3. Estructura del carbón amorfo (las capas atómicas no son planas ni alargadas).

Por otro lado, el diamante es la segunda forma más estable de carbono después del grafito. A una presión de 125 Kbar y una temperatura de 3000°C el grafito cambia estructuralmente a la forma de diamante [2].

Cada átomo de carbono está unido a otros cuatro en forma de una red tridimensional tetraédrica, de

enlace direccionales covalentes, muy compacta y siendo su distancia entre átomos 1,544 [Å]. Esto explica porque posee una alta dureza. La figura 1 - 4. muestra la estructura del diamante.

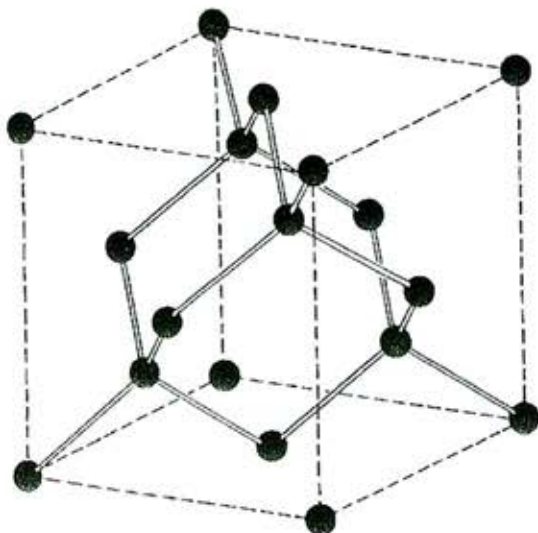


Fig. 1 - 4. Estructura cristalina del diamante, mostrando el arreglo enlazado tetraédrico.

Procedimiento experimental

Las muestras utilizadas en este estudio fueron 6, la tabla 2.1 resume cuales fueron las muestras y su procedencia. Como primer paso las muestras se pulverizaron para luego ser colocadas en una capsula la cual tiene un diámetro expuesto a los rayos X de 2 cm de diámetro y luego fue introducida en el difractor SIEMENS D5000 para ser analizadas.

También se realizó la disolución química de una tuerca de fortificación minera perteneciente al sistema denominado *Saferock*. Para la disolución se utilizó ácido clorhídrico y agua destilada en proporción 1:1, para posiblemente obtener grafito como producto de la disolución.

Muestras	Procedencia
Carbón coque	Proporcionado por el departamento de metalurgia USACH.
Carbón mineral	Mina de carbón, Lota.
Carbón vegetal	Carbón supermercado
Grafito de electrodo	Horno fundición
Crisol	Revestimiento de crisol, horno de inducción
Disolución de fundición Gris	Tuerca de fortificación minera

La tabla 2.1
Distintas fuentes de carbono y su procedencia.

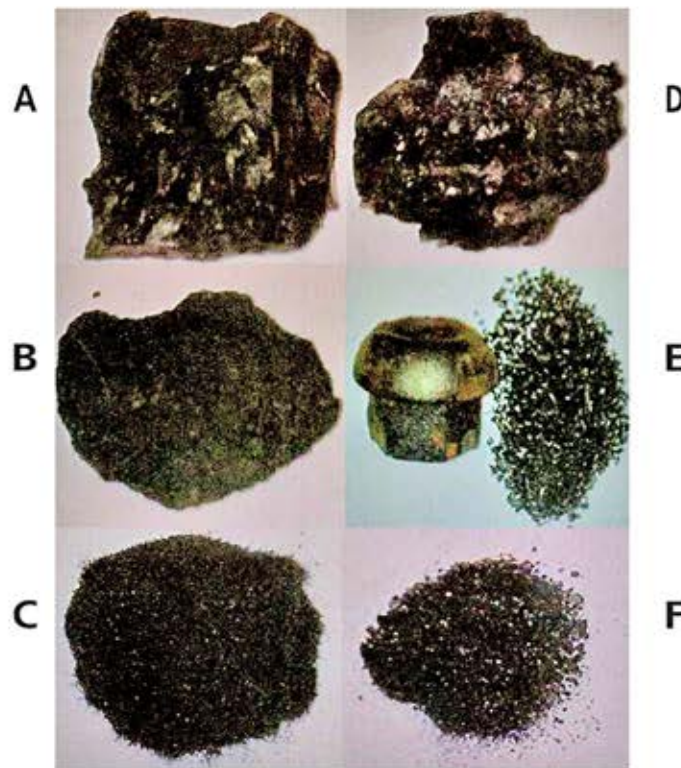


Fig. 1 - 5. Muestras de distintas fuentes de carbono. A) Carbón mineral, B) Carbón Vegetal C) Coque, D) Fundición gris (no se muestran los polvos obtenidos de la disolución), E) Electrodo de grafito (polvos) y F) Revestimiento de crisol.

Intervalo de barrido (2q)	5° - 70°
Tamaño del paso	0,02° (2q)
Tiempo de detección	10 segundos por paso
Software de procesamiento	DIFFRACT y X'expert High Score

La tabla 2.1 resume las condiciones de uso del difractor

Para realizar el análisis de los difractogramas se utilizó el programa X' Expert High Score. Este programa permite buscar el(los) compuesto(s) más próximos a los máximos obtenidos sin la necesidad de estar en el laboratorio utilizando el programa DIFFRACT. Para ello los datos proporcionados por el equipo de laboratorio de

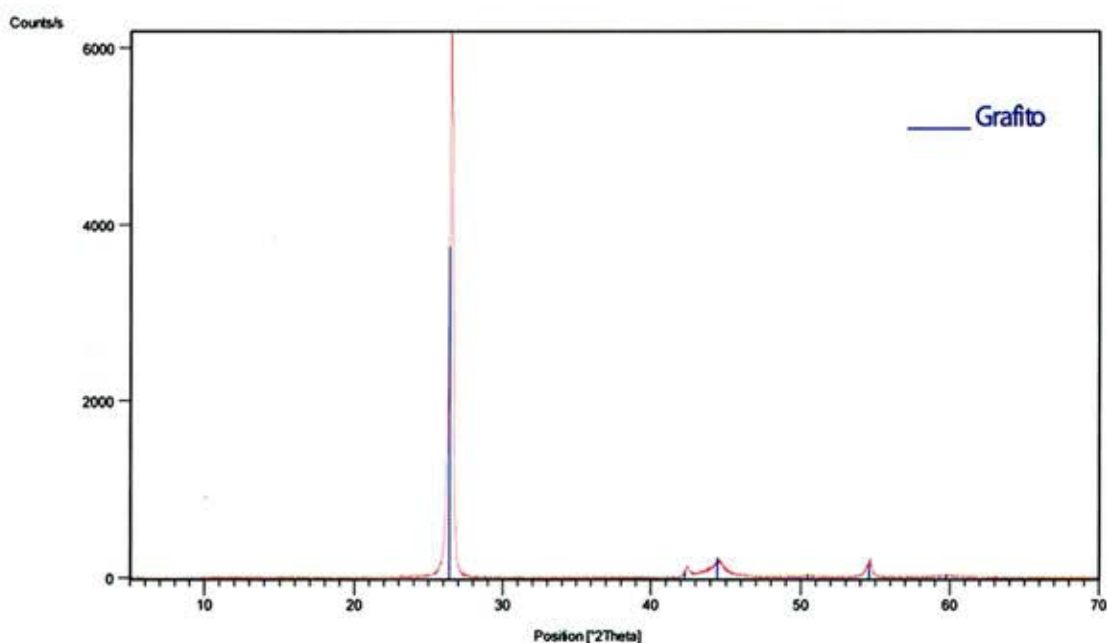
difracción fueron convertidos desde ".UXD" a ".RD" por medio del programa "Conv X".

Resultados

Los resultados logrados en la presente investigación se informan en términos de los diagramas de difracción de rayos X obtenidos para cada una de las muestras.

En la figura 3 - 1. Se muestra el difractograma de la muestra de grafito, y en esta se detecta solo la fase grafito, con la ausencia de planos de difracción (difracción de planos) correspondiente a otras fases, esto indica que el electrodo es completamente de grafito.

Figura 3 - 1. Difractograma Electrodo de Grafito



El difractograma del Coque, figura 3 - 2. muestra claramente la presencia de una "estructura amorfa" la cual queda representada por máximos anchos y difusos (zonas encerradas en círculo verde) y la presencia de máximos aislados. Esto indicaría que tiene pequeñas regiones cristalinas, por lo cual sería un sólido semicristalino. En cambio el difractograma del carbón mineral y el carbón vegetal, figura 3 - 3 y 3 - 4, son completamente amorfos.

El carbón mineral por tener procedencia de la mina de carbón de Lota puede tener asociaciones en baja proporción de otros compuestos minerales, esta idea se aprecia en la figura 3 - 4, en donde el difractograma muestra máximos representativos de Pirita, así como también un máximo bastante ancho y difuso de una estructura amorfa, la cual correspondería al carbón mineral.

La figura 3 - 5, presenta el difractograma del producto de la disolución de la fundición gris el cual presenta máximos solamente de grafito. Este grafito que se obtuvo corresponde al grafito que conformaba la fundición gris y que no fue disuelto por el ácido clorhídrico.

El revestimiento del crisol presenta grafito

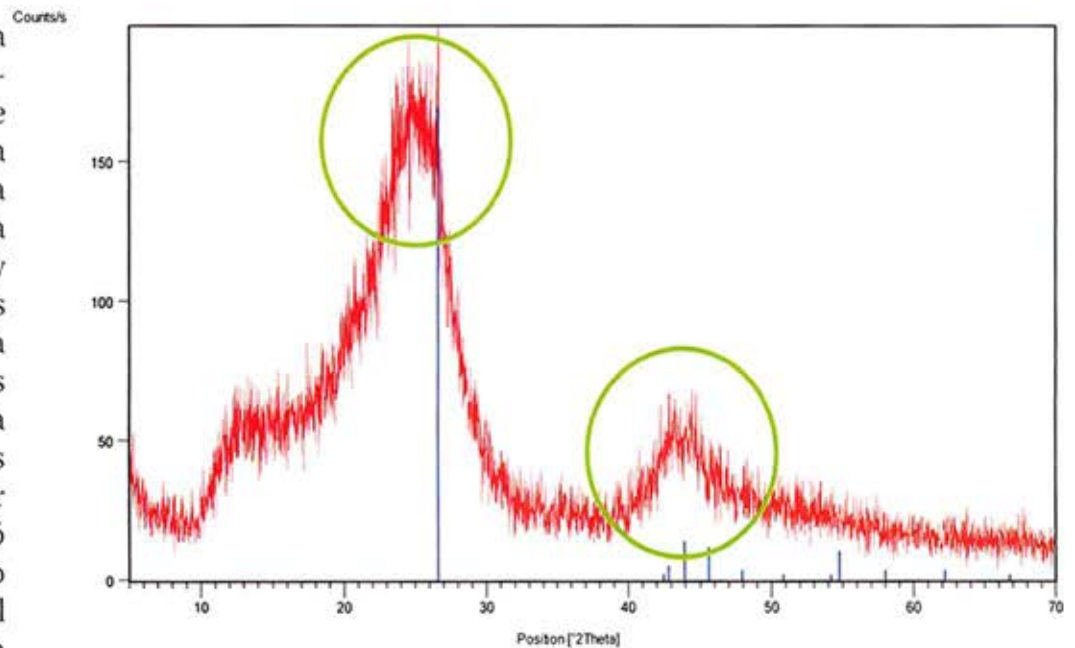


Figura 3 - 2. Difractograma Coque

de estructura romboédrica y carburo de silicio, con algunas presencias de Ni-Cr-Co-Mo. Este resultado es acorde con lo esperado para un revestimiento de crisol; mezcla mecánica entre grafito y carburo de silicio.

Ver figura 3 - 6.

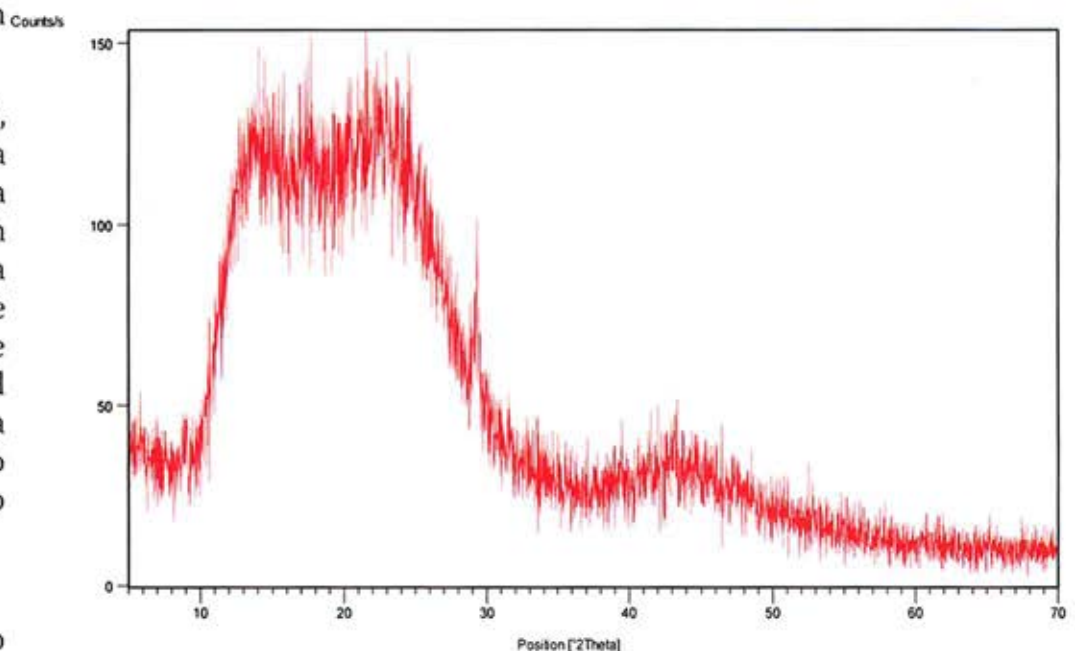


Figura 3 - 3. Difractograma Carbón Vegetal

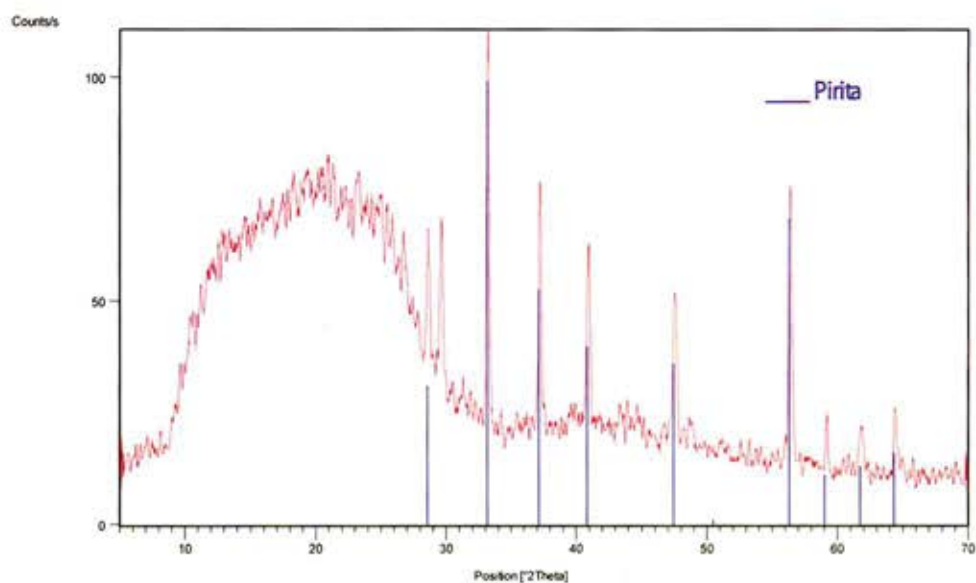


Figura 3 - 4. Difractograma Carbón Mineral, la curva fue suavizada para observar los máximos representativos de la pirita.

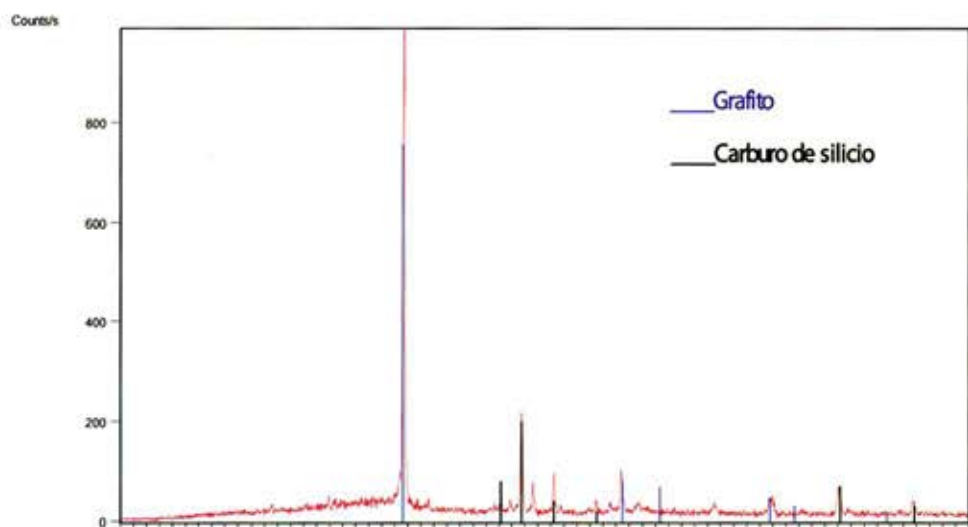


Figura3 - 5. Difractograma Polvos obtenidos de la disolución de una fundición gris.

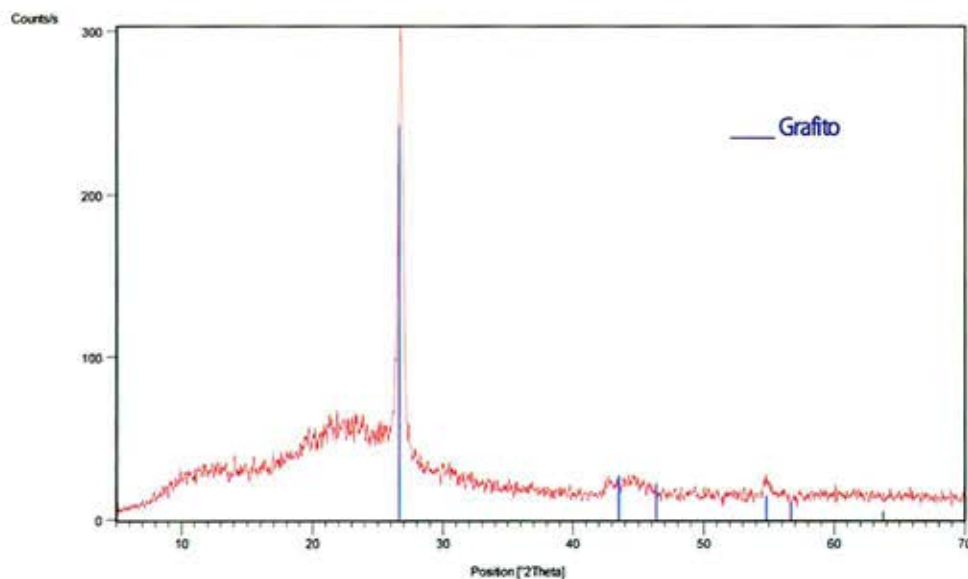


Figura 3 - 6. Difractograma de muestra de crisol.

Conclusiones

Del análisis realizado se concluye que:

De las distintas fuentes de carbono; el carbón mineral, vegetal, carbón coque, corresponden a sustancias amorfo, con posibles pequeñas regiones cristalinas en el caso del carbón coque.

La muestra de crisol presento fases típicas para un revestimiento de crisol, "grafito y carburo de silicio".

La muestra de residuos de disolución de una fundición gris, corresponde a grafito utilizado para la preparación de las fundiciones grises.

Lineamientos futuros

Realizar análisis por difracción de rayos X a Carbón Activado y Hollín.

Agradecimiento

Los autores expresan su agradecimiento al Laboratorio de Difracción de Rayos X, Alicia Durán y Jorge Garin.

Referencias

1. Avner Sydney.: "Introducción a la metalurgia Física", libro, 2ª Edición, McGraw-Hill, 1988, pag.96.
2. I.Naray-Szabó.: "Inorganic Crystal Chemistry", libro, Akadémiai Kiadó, Budapest, 1969, pag. 43, 44 y 89 -100.
3. Pearson W.B.: "The cristal and Physics of metals and alloy", libro, Wiley – Interscience, 1972, pag. 362 – 366.
4. Evans R.C. : "An Introduction to Crystal Chemistry", libro, pag. 40 - 45.
5. Slater J.C.: "Introduction to Chemical Physics", libro, pag. 420 – 432.
6. Cullity D.B."Elements of X – Ray diffraction", libro, Addison – Wesley Publishing Company, 2ª Edición, 1978, pag. 81- 106, 321.
7. Wiley J. - Sons.: "Introduction to solid state physics", libro, INC, 5ª Edición, pag.25.

<http://www.mindat.org/min-11340.html>

PROCESOS DE CONFORMADO METÁLICO EN ESTADO SEMI SÓLIDO

Fabiola Pineda¹, Oscar Bustos²

¹ Estudiante de Doctorado en Ciencia e Ingeniería de Materiales, USACH

² Académico Departamento de Ingeniería Metalúrgica, USACH

Resumen

En la gran mayoría de aleaciones metálicas, obtenidas por colada, durante la solidificación se genera inherentemente una estructura dendrítica. Este crecimiento dendrítico provoca una serie de defectos tales como: macro y microsegregación, porosidades y atrapamiento de inclusiones de diferente naturaleza, consecuentemente las propiedades mecánicas, físicas y químicas de la aleación se reducen drásticamente.

Por este motivo desde hace más de 40 años se han estado investigando diversos métodos para evitar dicho crecimiento, siendo la agitación durante el proceso de solidificación la que entrega mejores resultados. A este proceso llamado Rheocasting se le han sumado los procesos Thixocasting que involucran un posterior calentamiento de la pieza para luego dar la forma deseada.

En este contexto se presenta el siguiente artículo, donde se entrega una revisión bibliográfica de los procesos mencionados

1. Introducción

Los procesos de conformado de distintos materiales metálicos en estado sólido (forja o extrusión) y/o líquido (colada) generan una serie de defectos, por este motivo surge como alternativa el conformado en estado semisólido que presenta como ventajas a los procesos mencionados evitar la estructura dendrítica, reducir la macrosegregación, el nivel de porosidades y los esfuerzos requeridos de conformado [1].

Las primeras investigaciones conducidas en este contexto se realizaron en la década del 70 en el Instituto de Tecnología de Massachusetts (MIT) donde encontraron

que al agitar mecánicamente el baño líquido al inicio del proceso de solidificación se inducía un esfuerzo de corte, consecuentemente los materiales obtenidos no presentaban estructura dendrítica, sino estructura globular, de esta forma las propiedades mecánicas adquiridas eran sustancialmente superiores [2,3].

La evolución de la microestructura de dendrítica a globular se debe a la fragmentación de los brazos dendríticos secundarios y terciarios, los que se transforman a estructuras rosetadas por acción del esfuerzo de corte, como se indica en la Figura 1 [4].



Figura 1. Evolución microestructural de dendrita a roseta [4].

A los procesos asociados a esta evolución, en la cual el material al ser sometido a una vigorosa agitación permite la obtención de estructuras globulares se les conoce actualmente como procesos Rheocasting. Por otro lado los procesos Thixocasting o Thixoforming, desarrollados en la misma institución, consisten en el tratamiento posterior a la obtención de piezas no dendríticas; las cuales son calentadas obteniendo un material en estado semisólido que se inyecta en cavidades definidas o forja para darle la forma requerida por la industria [1].

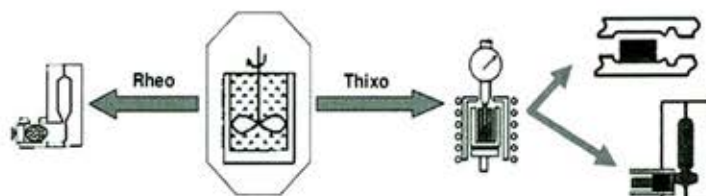


Figura 2. Rutas de procesamiento de metales en estado semisólido.

Métodos de rheocasting y thixocasting/thixofoming

Los métodos descritos en literatura de los procesos Rheocasting y Thixocasting se entregan a continuación.

2.1 Rheocasting

1.1.1. Inicios experimentales

Bajo la tutela de M.C. Fleming y estudiando la evolución de la viscosidad de aleaciones Sn-15%Pb en su tesis doctoral, D.B. Spencer inició en la década del 70 lo que hoy conocemos como procesos Rheocasting. Para ello usaron un viscosímetro Coutte de alta temperatura, de acuerdo al esquema de la Figura 3, durante los experimentos el metal en estado líquido se ubicaba en el espacio entre los dos cilindros del equipo. El cilindro exterior se rotaba mediante agitación mecánica a velocidades mayores que 100 rpm, lo que producía velocidades de corte desde 750 s^{-1} ; mientras que el cilindro interior permanecía fijo.

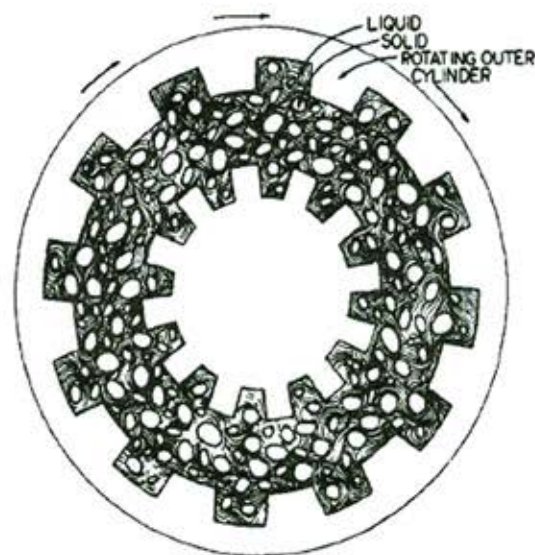


Figura 3. Esquematación de viscosímetro Coutte [1].

Posteriormente se templaba la muestra y la microestructura primaria obtenida consistía en partículas pequeñas sin estructura dendrítica. Los autores, al realizar un análisis más acabado de los resultados obtenidos determinaron que no existían planos preferenciales de corte debido al esfuerzo de cizalle provocado por la agitación mecánica hacia las dendritas inicialmente formadas, sino que la deformación de ellas ocurría mientras se encontraban en estado semisólido.

Por otro lado y tomando en consideración que en esta primera investigación se estudió la deformación de metales en estado semisólido altamente fluidos es que los autores indican que el estudio se encuentra bajo los dominios de la Rheología, así también y debido a que se trabajó fundiendo las aleaciones es que al proceso anterior se le denomina "Rheocasting".

1.1.2. Tipos de procesos de rheocasting

Con el paso del tiempo surgieron variaciones al proceso anterior, como lo son los procesos Rheofoming que consisten en un posterior calentamiento de la pieza metálica para dar la forma final mediante forja, obteniendo de esta forma productos con propiedades

superiores a las de aleaciones de forja y de colada, pero a un costo mucho menor.

1.1.3. Aplicación de procesos de rheocasting

Un esquema actual del proceso Rheocasting se entrega en la Figura 4. En la imagen a) se indica que el material en su estado semisólido está siendo agitado, mientras que en b), c) y d) se indica el proceso de inyección donde se da la forma final.

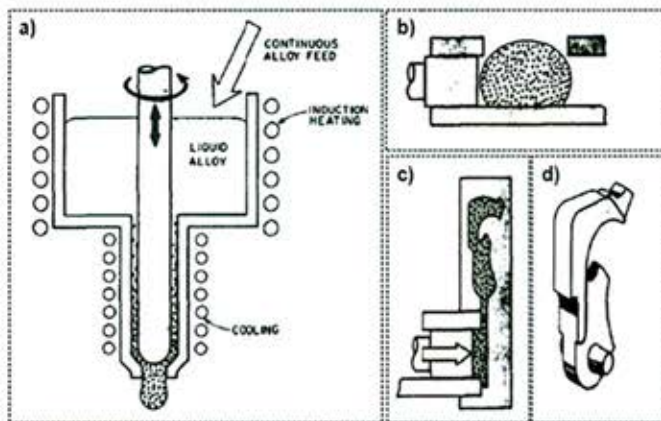


Figura 4. Esquema de proceso de Rheocasting [1].

Cabe destacar que este procedimiento se usa ampliamente para aleaciones de Aluminio permitiendo la obtención de productos con bajo nivel de porosidades, elevada resistencia mecánica, habilidad para maquinar, baja densidad y costo; requerimientos de primera necesidad en la industria automotriz.

1.1.4. Técnicas para generar convección forzada

Como se mencionó en la sección 2.1.1, la convección forzada en el fundido era producida inicialmente mediante agitación mecánica. Ésta no es la única técnica para generar convección forzada, actualmente se emplean la agitación magnetohidrodinámica y ultrasónica.

Algunas ventajas y desventajas de los métodos anteriores se entregan a continuación:

Respecto a la agitación mecánica es posible destacar que su aplicación genera productos con microestructura homogénea, granos globulares finos y bien distribuidos, no obstante debido al contacto entre el agitador y metal líquido existe la posibilidad de contaminar la aleación y por lo mismo se ha restringido su uso [5-7].

En este contexto la agitación magnetohidrodinámica gradualmente ha ganado terreno. Como ventajas de éste método se destaca el bajo costo energético y nula contaminación del baño metálico ya que no existe contacto entre agitador y metal fundido, así también se reportan productos obtenidos con menores tamaño de grano, bajos niveles de segregaciones, porosidades y grietas internas, también así se mejora la homogeneización de las partículas de segundas fases [8-10].

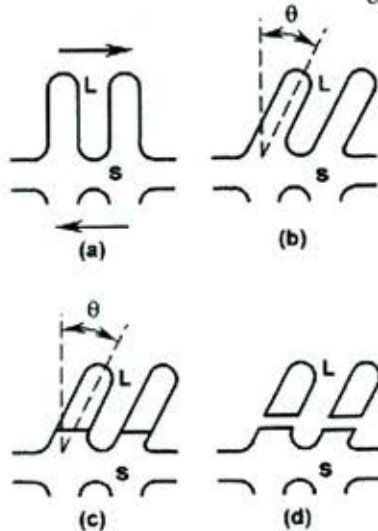
En este caso, la agitación en el fundido es consecuencia de las fuerzas de Lorentz que resultan de la aplicación de un campo magnético, él que induce una corriente eléctrica en el conductor, metal líquido en este caso [11]. Las así mencionadas fuerzas inducen convección y éstas a su vez inducen fusión y fragmentación de los brazos dendríticos desplazándolos al seno del fundido interrumpiendo de esta forma la solidificación dendrítica, promoviendo la nucleación del tipo heterogénea en el baño líquido y ayudando así a reducir la segregación de los aleantes [12-16].

Por último, la agitación ultrasónica se presenta en literatura como uno de los métodos más vanguardistas logrando piezas finales con estructura de grano fino, bajas segregaciones y porosidades y excelente fluidez [17]. Así también se reporta que en el caso de los intermetálicos la distribución es más homogénea y que el tamaño de los mismos se reduce notablemente en 2/3 del tamaño original [16]. El mecanismo de reducción de tamaño de grano mediante agitación ultrasónica se basa en la generación de cavitación y transmisión acústica de las ondas ultrasónicas en el baño líquido, éstas producen fluctuaciones de presión y temperatura generando burbujas que al colapsar provocan la fragmentación de los brazos dendríticos, y éstos al ser arrastrados en el baño metálico promueven la nucleación heterogénea [18,19].

1.1.5 Teorías de fragmentación dendrítica

En las tres técnicas de agitación descritas en la sección anterior existe un factor en común: la fragmentación de las dendritas en desarrollo. Respecto a esto en literatura existen 3 teorías, dos de ellas postuladas por Flemings y Col. [8] y la tercera por Vogel y Col [20], en ellas se indica que:

- Debido a la presencia del esfuerzo de corte los brazos dendríticos son fracturados en sus raíces. Cabe destacar que las dendritas en desarrollo, debido a sus dimensiones y condiciones de crecimiento, inicialmente son cristales sin dislocaciones, por ello la fractura en las raíces no es de esperar que sea sencilla.
- Debido al esfuerzo de corte los brazos dendríticos son fundidos en sus raíces, como consecuencia del proceso de maduración donde se reduce el área superficial durante el proceso de agitación.
- Como indica la Figura 5, debido a los esfuerzos de corte los brazos dendríticos en una primera instancia son doblados lo que provoca dislocaciones, al ser altamente energéticas éstas dislocaciones migran para formar bordes de grano, si la desorientación



que existe entre los granos es mayor que 20° serán reemplazados por una línea o grieta; consecuentemente se provoca la fractura de las dendritas en sus raíces.

Figura 5. Esquema de fragmentación dendrítica postulada por Vogel y Col [20].

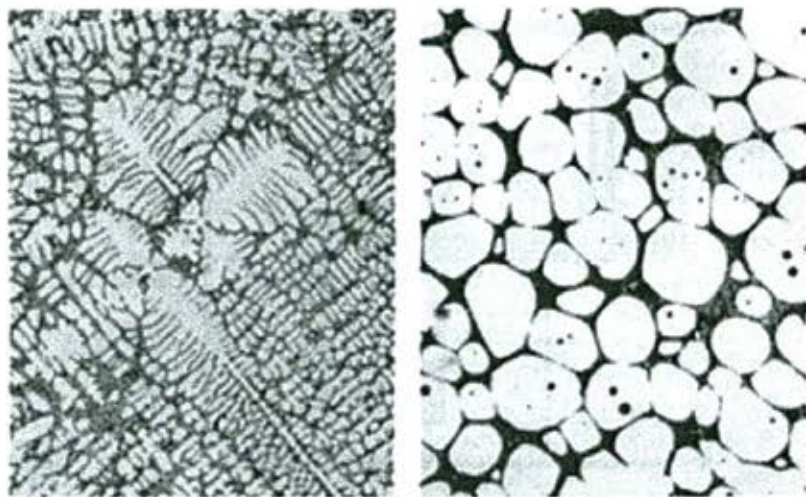


Figura 6. Estructura dendrítica por colada convencional (izquierda) y globular obtenida por agitación en estado semisólido (derecha) [21]

2.2 Thixocasting y thixoforming

2.2.1 Inicios experimentales

Al igual que los procesos Rheo, las rutas Thixo se iniciaron en Instituto de Tecnología de Massachusetts (MIT).

Las primeras pruebas experimentales consistieron tres etapas: la primera correspondía a la obtención de piezas metálicas sin estructura dendrítica, las que eran enfriadas y seccionadas en pequeños lingotes, la segunda etapa consistía en calentar a temperatura homogénea todo el volumen metálico hasta obtener una consistencia pastosa y por último alimentar directamente la cámara de inyección de una máquina de fundición a presión con el producto obtenido del paso dos [1].

2.2.2 Tipos de procesos thixo

La variedad de procesos thixo es mucho mayor que la de procesos Rheo, la Figura 7 presenta un esquema de algunos de ellos [22].

OBTENCIÓN DE ESTRUCTURA NO DENDRÍTICA

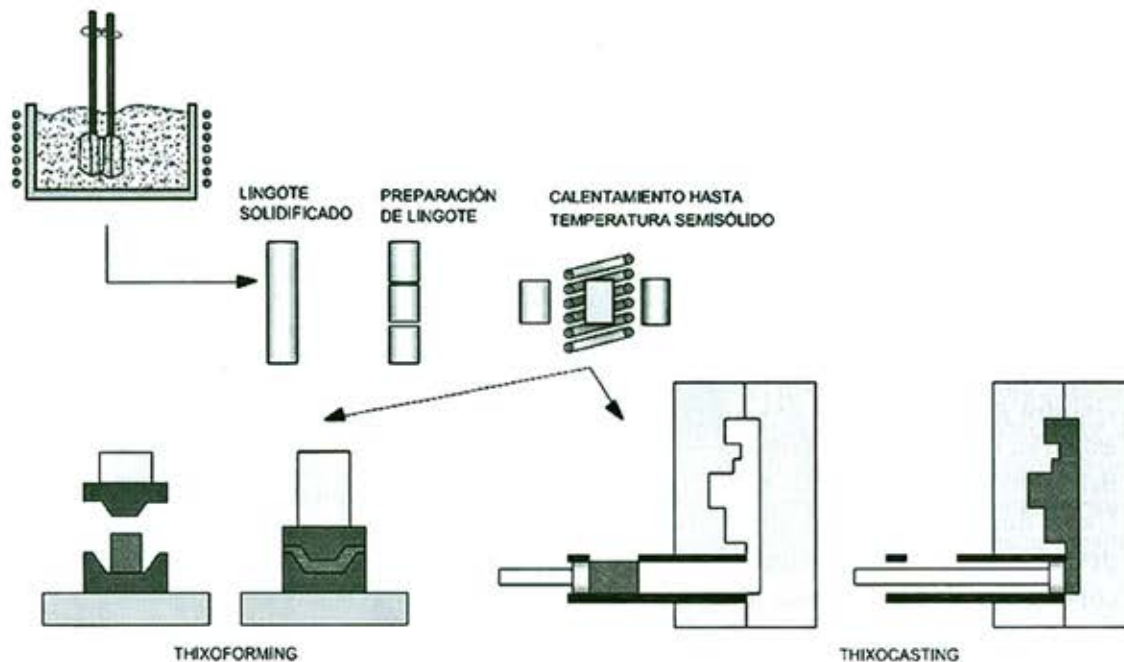


Figura 7. Esquema de los distintos procesos Thixo.

Se denomina "Thixoforming" al proceso que consiste en calentar un material metálico sin estructura dendrítica hasta el rango pastoso para luego inyectarlo en moldes. La primera etapa tiene por objeto la refusión parcial del lingote para así disponer del material metálico en estados sólido y líquido. Respecto al calentamiento del lingote, en la literatura se indica que lo mejor es mediante el uso de un horno de inducción ya que así se produce una rápida y homogénea refusión del material [23].

La segunda etapa, de conformado, consiste en introducir el metal en estado pastoso a un molde o matriz de acuerdo a los requerimientos geométricos de la pieza final.

Por otro lado el proceso "Thixocasting" consiste en la misma etapa inicial (calentar la pieza metálica sin estructura dendrítica, la que se obtiene por procesos Rheo) para luego inyectar el metal en estado semisólido, obteniendo de esta forma la geometría deseada.

Este tipo de proceso ya está siendo empleado a nivel industrial, es así como la empresa Bühler adaptando una máquina de inyección a presión obtiene materiales

metálicos por rutas Thixo [24]. Además las ventajas asociadas a este tipo de producción de piezas metálicas son bastantes, como por ejemplo: menor emisión de gases contaminantes para la atmosfera y/o operario, menores temperaturas de trabajo, obtención de piezas metálicas con menos defectos y menores tiempos de solidificación; sin embargo el elevado costo del lingote de Rheocasting y del calentamiento de la pieza metálica encarecen el proceso restándole aplicabilidad.

Una variante del proceso anterior, es el proceso "Thixoforging" que emplea lingotes de Rheocasting recalentados y sometidos a presiones de 10 a 100 MPa durante de la inyección obteniendo de esta forma piezas metálicas exentas casi completamente de fisuras y porosidades, además con excelente acabado superficial y consecuentemente buenas propiedades mecánicas [25,26].

Mediante este proceso se pueden obtener piezas metálicas de distinta naturaleza, tales como aleaciones de Aluminio y Acero.

2.2.3 Aplicación de procesos thixo

De forma esquemática se presenta en la Figura 8 el proceso de Thixocasting, en la imagen a) se indica el proceso Rheo, donde el material en su estado semisólido está siendo agitado, en c) y d) se indica los pasos posteriores a la obtención del lingote, es decir el corte y calentamiento, e) y f) indican la inyección del material metálico y finalmente g) corresponde a la forma final.

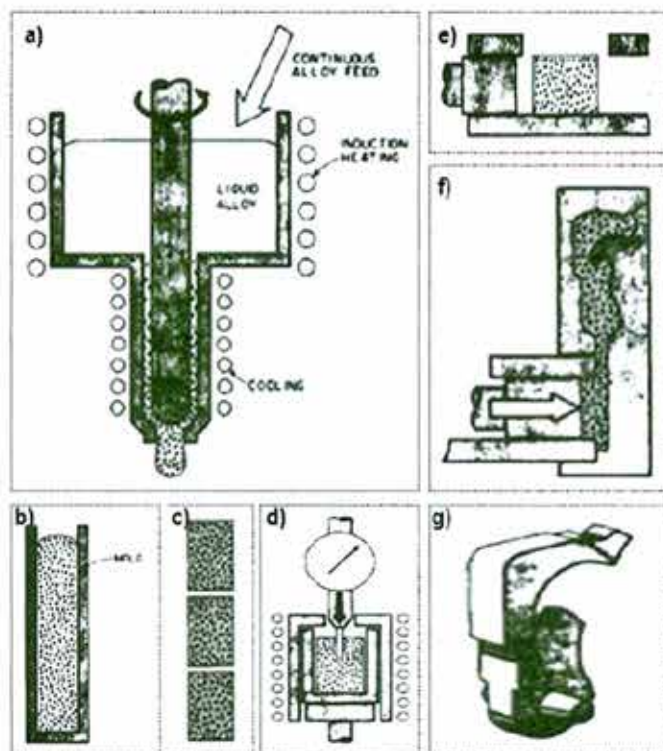


Figura 8. Esquema de proceso de Thixocasting [11].

Como se indicó en la sección 2.1.3 los productos obtenidos por procesos Rheo son principalmente aleaciones de Aluminio, los que se someten posteriormente a alguno de los procesos Thixo para obtener piezas metálicas que cumplan con las exigencias de la industria automotriz. Un ejemplo de ello son los bloques de motores de combustión interna, fabricados de aleaciones de Al-Si hipoeutécticas; en este caso luego de obtener los lingotes Rheo la temperatura de calentamiento debe ser superior a los 577°, como se indica en la Figura 8 ya que así se dispone del material en el rango semisólido.

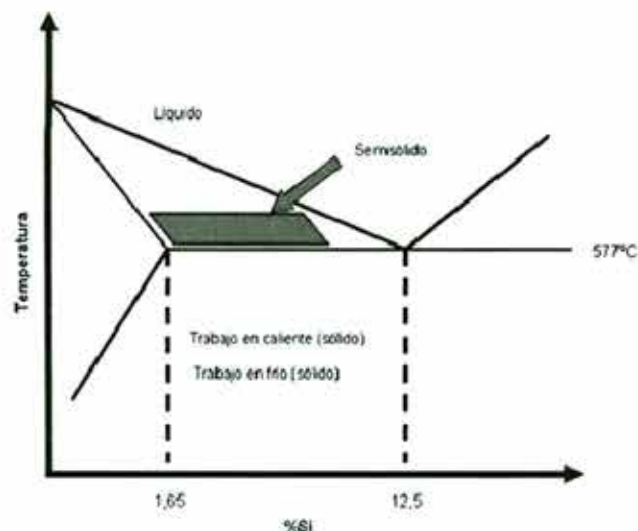


Figura 9. Esquema de diagrama de fases de aleaciones de Al-Si.



Figura 10: Aplicaciones de thixoforming. Llantas de automóvil de aleaciones de aluminio y grifería y fittings de aleaciones de cobre [21]

4. Referencias

1. Materials Science and Engineering, 25 (1976) 103 – 117.
2. D.B. Spencer, R. Mehrabian y M.C. Flemings, Metall. Trans. 1972; 3: 1925.
3. P. Falak y B. Niroumand, "Rheocasting of an Al-Si alloy", Scripta Materialia 53 (2005) 53-57.
4. E.J. Zoqui, M. Paes y E. Es-Sadiqi, "Macro and microstructure analysis of SSM A356 produced by electromagnetic stirring", Journal of Materials Processing Technology 120 (2002) 365–373.
5. R. Haghayeghi, E.J. Zoqui, A. Halvae y M. Emamy, "An investigation on semi-solid Al-7Si-0.3Mg alloy produced by mechanical stirring", Journal of Materials Processing Technology 169 (2005) 382-387.
6. L. Salvo, M. Suery, Y. De Charentenay y W. Loue, " ", Proceedings of the 4th International Conference on the Processing of Semi-solid Alloys and Composites, Septiembre 1996 Sheffield UK.
7. A.M. Kliuga y M. Ferrante, "Comparison of low behaviour and microstructure and texture development of aluminum alloy A356 in semisolid state submitted to two different thermomechanical treatments", Journal of Materials Science and Technology 18 (2002) 820–826.
8. M.C. Flemings, Metall. Trans. A 22A (1991) 952–981.
9. D.H. Kirkwood, Int. Mater. Rev. 39 (1994) 173–189.
10. Z. Fan, Int. Mater. Rev. 47 (2002) 49–85.
11. Phys. Fluids A3 (5) May 1991.
12. S. Nafisi, R. Ghomashchi, "Effect of stirring on solidification pattern and alloy distribution during semi-solid-metal casting", Materials Science and Engineering A437 (2006) 388-395.
13. T.P.Wertli, "Horizontal continuous casting technology in the eighties", Metallurgia 53 (1986) 192–194.
14. A.V. Reddy y C. Beckermann, "Modeling of macrosegregation due to thermosolute convection and contraction-driven flow in direct chill continuous casting of an Al-Cu round ingot", Metall. Mater. Trans. B28 (1997) 479–489.
15. B. Zhang y J. Cui, "Effect of electromagnetic frequency on microstructures of continuous casting aluminum alloys", Materials Science and Engineering A355 (2003) 325–330.
16. Y. Ishii, "HDCprocess for small diameter ingot", Light Metals (1989) 673–679.
17. F.C. Robles Hernández, 2004, Ph.D. Dissertation, University of Windsor, Pág. 251.
18. S. Zhang, Y. Zhao, X. Cheng, G. Chen y Q. Dai, "High-energy ultrasonic field effects on the microstructure and mechanical behaviors of A356 alloy", Journal of Alloys and Compounds 470 (2009) 168-172.
19. J. Li, T. Momono, Y. Fu, Z. Jia y Y. Tayu, "Effect of ultrasonic stirring on temperature distribution and grain refinement in Al-1.65%Si alloy melt", Transactions of NonFerrous Metals Society of China 17 (2007) 691-697.
20. A. Vogel y R. Doherty, Solidification and Casting of Metals, the Metals Society, (1979), pp. 518-525.
21. ASM Metals Handbook, Vol. 15; Casting, ASM International
22. Proceedings of ICEME 2000, 2000 International Mechanical Engineering Congress and Exhibition (IMECE), November 5 – 10, 2000 Walt Disney World Dolphin, Orlando, Florida, USA.
23. D.H. Kirkwood, "Semisolid processing of high melting point Alloys", Proceedings of 4th International Conference on Semisolid, Processing of Alloys and Composites, Sheffield (UK), (1996), 320-325.
24. Müller-Spáth H., Bernhard D., Kahn D., Sahn P. R., Bednareck H., Innovative Foundry Technology for the future Thixocasting and Magnesium Die Casting, 63rd World Foundry Congress, (1998), 1-14.

25. W.G. Cho, C.G. Kang, "Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semisolid aluminium alloys", *Journal of Materials Processing Technologies*, 105, 3, (1999), 269-277.

26. G. Gullo, K. Steinhoff, P.J. Uggowitzer, "Metallurgical Aspects of Thixoforming of AlMgSi-wrought alloys", *Materials Science Forum*, 331-337, (2000), 235-240.

EBSD Y SUS APLICACIONES EN EL ESTUDIO DE MATERIALES

Gladys C. Olivares

Laboratorio de Microscopía Electrónica, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile. gladys.olivares@usach.cl

En el contexto de una modernización para contar con equipos inexistente en Chile y con el apoyo económico de la Compañía Siderúrgica Huachipato S.A. y de la Universidad de Santiago de Chile, el Dpto. de Ing. Metalúrgica cuenta desde hace un año con un equipo EBSD (Electron Backscattering Diffraction) de marca EDAX. Este equipo incorporado al Microscopio Electrónico de Barrido, marca JEOL 5410, es capaz de caracterizar la estructura cristalina de un material, sus aplicaciones pueden describirse en base a dos aspectos; la Identificación de Fases y el Análisis de Textura.

Con respecto a la identificación de Fases; si quisiéramos estudiar un material que posee diferentes fases, el microscopio electrónico de barrido cuenta con un sensor de backscattering, el cual es capaz de generar una imagen con contraste de peso atómico en diferentes tonos de grises, la cual mostraría las diferentes fases si estas presentaran una composición diferente; pero cuando las fases en un material no presentan una diferencia notable de sus pesos atómicos asociados a cada una, entonces la imagen no revelaría las fases existentes, ya que no es capaz de distinguirlos. Por lo tanto necesitamos de otra herramienta para hacerlo, la cual es el EBSD, que genera una imagen, ahora basada en la estructura cristalina existente, lo que diferenciaría dos fases aún cuando sus pesos atómicos fueran similares. Un simple ejemplo sería si quisiéramos estudiar grafito y diamante, al realizar un análisis de EDS (energy dispersive spectroscopy), en ambos, sólo se obtendría un espectro con la clara presencia de carbono, sin discriminar una diferencia entre ambos. Ahora si analizáramos con el

EBSD podemos diferenciar claramente la estructura hexagonal del cristal de grafito de la estructura cúbica de un diamante [1].

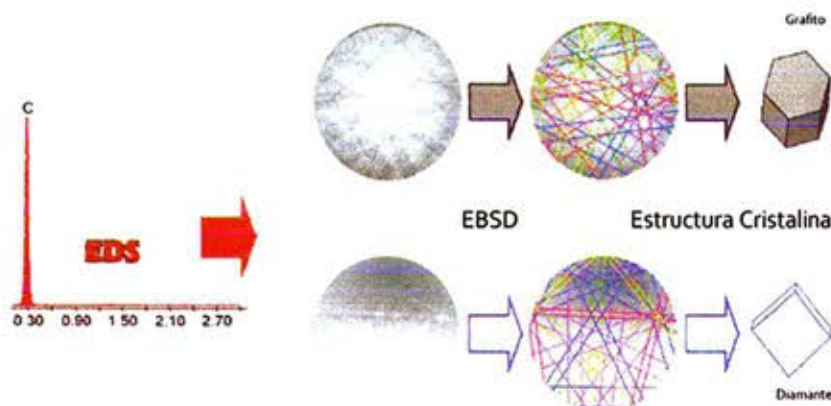


Figura 1: Identificación de la estructura del grafito y del diamante por medio de EBSD

Ahora con respecto al Análisis de Textura; esta podríamos definirla como el estudio de la anisotropía presente en los materiales, debido a que las propiedades de un material varían dependiendo de la dirección en que esta se mida, lo cual significa que si se ejerce una fuerza puntual en un material la respuesta de este será diferente dependiendo de la dirección en que se encuentra la textura del material.



Figura 2: Texturas en maderas

como es la fig. izquierda, la pieza no será anisotrópica pero sus propiedades podrían ser las mismas en todas direcciones, lo cual se llama isotrópico. Esta disposición de la orientación cristalina es la que se denomina *textura* del material.

Una amplia variedad de propiedades se han estudiado a través de la textura., como la elasticidad, la plasticidad, superconductividad, corrosión bajo tensión y otros. Por lo tanto, el EBSD es una importante herramienta para caracterizar la textura de los materiales policristalinos, así como los bordes y tamaños de grano.

Los materiales más estudiados en EBSD en los últimos cinco años son aleaciones de una fase con estructuras fcc, bcc, hexagonal, superconductores, material electrónico, geológico y otros materiales intermetálicos [2].

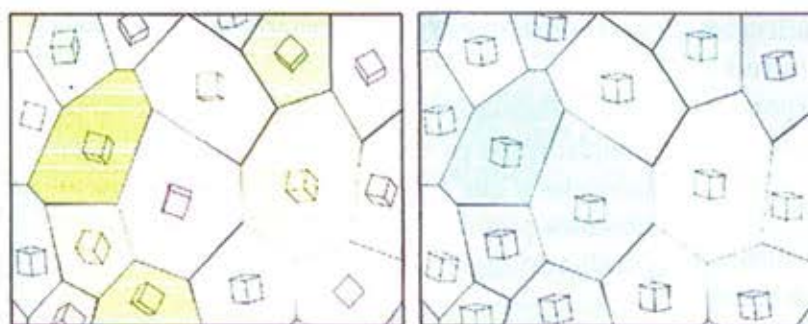


Figura 3: Anisotropía cristalina

Un ejemplo ilustrativo sería el considerar 2 bloques de madera como los de la figura 2, los cuales desean ser quebrados por un golpe. Es fácil darse cuenta que por la dirección de la fibra sería más fácil de quebrar el bloque superior que el inferior ya que esta dirección facilita su ruptura. Llevando este ejemplo simplificado a un metal como el acero, el cual está compuesto por millones de granos; cada grano tiene una orientación definida de la estructura cristalina. Si el material presenta granos con una orientación similar entre sí, como la imagen de la derecha en la figura 3, entonces la pieza de acero imitará la anisotropía de los granos que la componen, pero si los granos presentan una orientación al azar

A continuación podemos ver gráficamente el interés demostrado en publicaciones de diferentes materiales en el año 2008 [2].

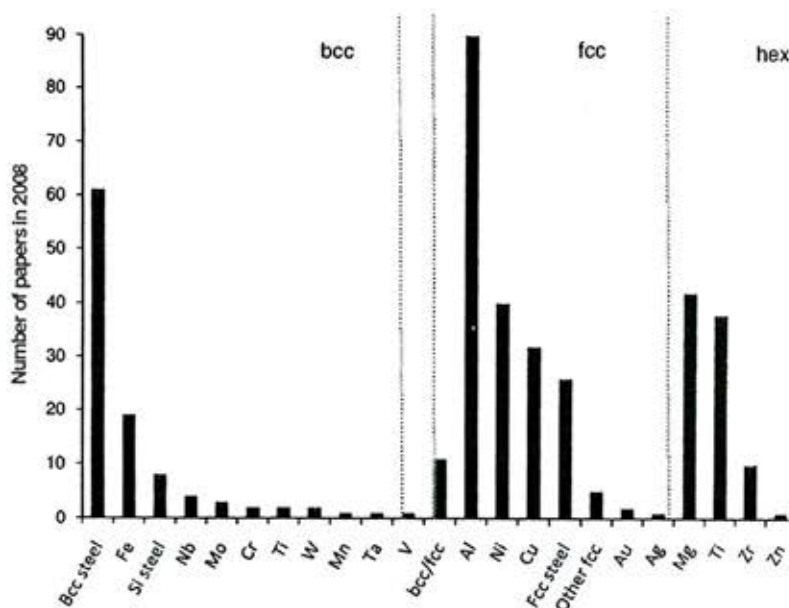


Figura 4: Número de artículos encontrados el 2008 con respecto a el material y/o aleación tratada [2].

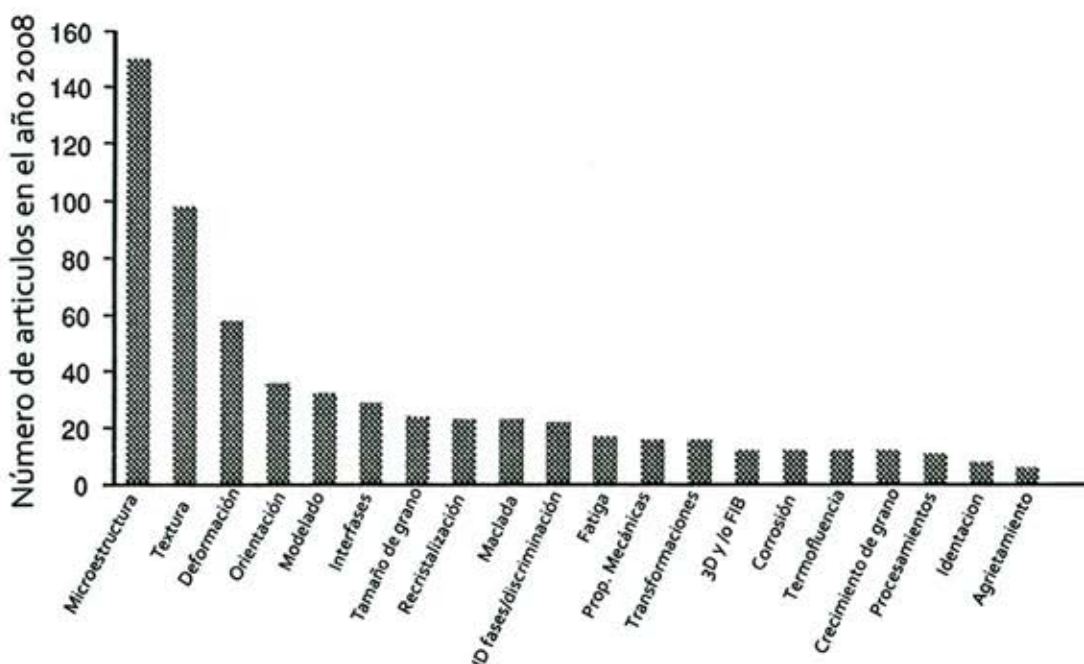


Figura 5: Aplicaciones del EBSD en artículos del año 2008 [2]

Su mayor aplicación es en metales y aleaciones de una fase, de los cuales se obtiene su microestructura y microtextura; relacionándose este estudio con el proceso de los metales. Después de los metales, los materiales geológicos se han incrementado en el número de estudios, debido al notable avance en resolución, identificación de fases y mapeo de multifases, ya que con frecuencia son materiales muy complejos por la cantidad de fases y morfología, y gracias a la rapidez en la realización de estos estudios; determinación de orientación y distribución de orientación en las diferentes fases; ahora es posible obtener esta información hasta en 3D, lo cual es muy útil sobre todo en este tipo de materiales. En la categoría de los materiales electrónicos, los estudios incluyen al Si (incluidos en celdas solares); arseniuro de galio; nitruro de galio; germanio, diamante y cobre.

Podemos concluir que esta nueva herramienta es fundamental en el estudio de textura de diferentes materiales y que además nos permite correlacionar diferentes propiedades con el cambio de estructura cristalina del mismo.

Agradecimientos: El Dpto. de Ing. Metalúrgica agradece el apoyo económico de la Compañía Siderúrgica de Huachipato S.A. para adquirir el primer equipo en Chile de EBSD, que será de gran utilidad para investigación y sector productivo.

Al investigar propiedades relacionadas con la textura y su relación con la microestructura, también se ha observado un aumento en el estudio de materiales cerámicos como aleaciones de WC-Co y Al_3O_3 . Otros materiales estudiados son los intermetálicos, materiales magnéticos, materiales multifases y no muy usualmente materiales con uranio [2].

Referencias:

1. Why EBSD?, características de OIM EDAX.
2. Applications of electron backscatter diffraction to materials science : status in 2009. J.Mater Sci (2009) 44: 4211-4218.

En el siguiente gráfico podemos ver como se utiliza el EBSD para diferentes tipos de estudio de los materiales.

DISEÑO DE UN ANEMÓMETRO TÉRMICO MEDIANTE TRANSFERENCIA DE CALOR POR CONVECCIÓN

Jorge Manríquez Fica, M.Sc.

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile

El anemómetro es un aparato meteorológico que se usa para la predicción del tiempo y, específicamente, para medir la velocidad del viento. Otras aplicaciones se encuentran en: aviación (vuelo en globo, planeador, ala delta, ultraligero, paracaídas, parapente), ingeniería civil (seguridad de la obra, condiciones de trabajo, operación segura de grúas, medición del esfuerzo del viento), extinción de incendios (indicación sobre el peligro de propagación del fuego), calefacción y ventilación (mediciones del flujo de aire, verificación del estado de los filtros), industria (mediciones del flujo de aire, control de la contaminación), trabajos al exterior y ciencia (aerodinámica y ciencia medioambiental).

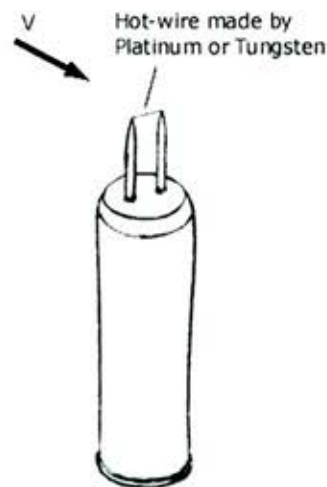
Las mediciones de las velocidades del viento se realizan normalmente usando un anemómetro de cazoletas. El anemómetro de cazoletas tiene un eje vertical y tres cazoletas que capturan el viento. El número de revoluciones por segundo son registradas electrónicamente. Normalmente, el anemómetro está provisto de una veleta para detectar la dirección del viento. En lugar de cazoletas el anemómetro puede estar equipado con hélices, aunque no es lo habitual.

Otros tipos de anemómetros incluyen ultrasonidos o anemómetros provistos de láser que detectan el desfase del sonido o la luz coherente reflejada por las moléculas de aire.

Los anemómetros de hilo electrocalentado detectan la velocidad del viento mediante pequeñas diferencias de temperatura entre los cables situados en el viento y en la sombra del viento (cara a sotavento). La ventaja de los anemómetros no mecánicos es que son menos sensibles a la formación de hielo, y se pueden usar en zonas de bajas temperaturas.

El anemómetro de hilo caliente es el anemómetro térmico más conocido, y las mediciones de la velocidad del fluido se obtienen por el calor convectivo transferido por el fluido. El núcleo del anemómetro es un hilo caliente expuesto, calentado por una corriente constante o mantenido a una temperatura constante. En cualquier caso, la pérdida de calor por convección es una función de la velocidad del fluido.

Se puede obtener la pérdida de calor midiendo el cambio en la temperatura del hilo bajo corriente constante o midiendo la corriente necesaria para mantener una temperatura del hilo constante. La pérdida de calor se puede convertir en una velocidad del fluido de acuerdo con la teoría de convección.



Anemómetro de hilo caliente típico

Transporte de Calor por Convección

Cuando un fluido a una temperatura está en contacto con una superficie de un sólido a otra temperatura, el calor es transferido del fluido a mayor temperatura al sólido a menor temperatura por convección. Aunque la magnitud del calor transferido depende de muchos factores, tales como,

las propiedades del fluido, la geometría del sólido y la velocidad del fluido en relación con el sólido, se pueden identificar dos regímenes, convección forzada y convección libre. La diferencia entre las dos se puede comprender en términos de un fenómeno familiar llamado "factor de viento frío" en donde un día con ráfaga fría parece ser más fría que en un día calmo a la misma temperatura del aire. El movimiento de un viento frío a lo largo de la piel aumenta la velocidad de transferencia de calor a la piel y por lo tanto disminuye la temperatura de la superficie de la piel a un valor menor que el obtenido por contacto con aire calmo a la misma temperatura.

En transferencia de calor por convección el número de Nusselt, Nu , es un importante parámetro adimensional definido como

$$Nu = \frac{h \times (\text{longitud característica})}{k}$$

Si la transferencia de calor desde la superficie de un sólido a la temperatura T_s a un fluido a la temperatura T_∞ ocurre solo por convección, el flujo de calor por unidad de área desde la superficie se obtendría a partir de la ley de Newton de enfriamiento como

$$q_{\text{convección}}'' = h (T_s - T_\infty)$$

En contraste, si la transferencia de calor fuese solo por conducción a través de un fluido estancado, sobre una distancia L desde T_s a T_∞ , el flujo de calor por unidad de área desde la superficie estaría dado por la ley de Fourier como

$$q_{\text{conducción}}'' = -k \frac{(T_\infty - T_s)}{L} = k \frac{(T_s - T_\infty)}{L}$$

$$\frac{q_{\text{convección}}''}{q_{\text{conducción}}''} = \frac{h L}{k} = Nu$$

Donde L es la longitud característica, que a modo de ejemplo en el caso de placas planas es el largo, y en cilindros y esferas es el diámetro. Entonces el número de Nusselt es una medida de la importancia relativa de las contribuciones de los mecanismos de

transporte de calor por conducción y convección entre la superficie de un sólido y un fluido. Un número de Nusselt grande indica la predominancia de la convección.

Transferencia de Calor por Convección Forzada desde Cilindros Horizontales

El número de Nusselt para convección forzada desde un cilindro horizontal a un fluido fluyendo en una dirección que es normal al eje del cilindro esta correlacionada con el número de Reynolds y el número de Prandtl de la siguiente manera.

$$Nu_D = C \cdot Re_D^m \cdot Pr^{1/3}$$

Los valores de C y m usados en la ecuación anterior dependen del número de Reynolds como se lista en la siguiente Tabla.

Tabla Valores de C y m usados en Nu_D para transferencia de calor por convección forzada desde cilindros horizontales.

Rango de Re_D	C	M
0.4 - 4	0.989	0.330
4 - 40	0.911	0.385
40 - 4000	0.683	0.466
$4 \times 10^3 - 4 \times 10^4$	0.193	0.618
$4 \times 10^4 - 4 \times 10^5$	0.027	0.805

Aplicación a la Fabricación de un Anemómetro de Hilo Calentado

En un anemómetro el hilo es de tungsteno y tiene 0.1 [m] de longitud y 0.0005 [m] de diámetro, y se calienta por el paso de una corriente eléctrica. El hilo se expone a un flujo de aire a $T_\infty = 25$ °C que fluye a una velocidad de $v_\infty = 100$ [m/s] en una dirección normal a la longitud del hilo.

El calentamiento por resistencia del hilo es tal que su temperatura superficial, T_s , da una medida de 300°C.

Las propiedades del aire a la temperatura del film $(25 + 300)/2 = 163$ °C son

ρ [kg/m ³]	k [W/mK]	ν [m ² /s]	Pr
0.812	0.0354	3.02×10^{-5}	0.701

La resistividad específica del tungsteno varía con la temperatura como

$$\rho[\mu\Omega\text{-cm}] = 5.65 + 4.5 \times 10^{-3}T \text{ (}^\circ\text{C)}$$

Y

$$R = \frac{\rho L}{A}$$

Y por lo tanto, con l [μm] = 10^{-6} [m] y l [cm] = 10^{-2} [m], la resistencia eléctrica del hilo de tungsteno varía con la temperatura según

$$R = 0.028775 + 2.29183 \times 10^{-5}T \text{ (}^\circ\text{C)}$$

El número de Reynolds para el flujo de aire es

$$Re_D = \frac{\nu D}{\nu} = \frac{100 \times 0.0005}{3.02 \times 10^{-5}} = 1655.63$$

$$R = \frac{\rho L}{\pi R^2} = \frac{\{5.65 + 4.5 \times 10^{-3}T \text{ (}^\circ\text{C)}\} \times 10^{-8} \left[\frac{\text{m}}{\mu} \right] \times 0.1 \left[\frac{\text{m}}{\text{cm}} \right]}{\pi \cdot 0.00025^2 [\text{m}^2]}$$

forzada para el hilo es

$$Nu_D = 0.683 \cdot (1655)^{0.466} \cdot (0.701)^{1/3}$$

$$Nu_D = 19.19$$

El número de Nusselt está relacionado con el coeficiente de transferencia de calor según

$$Nu = \frac{\bar{h} D}{k}$$

Despejando para h

$$\bar{h} = \frac{Nu k}{D} = \frac{19.19 \times 0.0354}{0.0005} = 1358.51 \left[\frac{\text{W}}{\text{m}^2\text{K}} \right]$$

Y el flujo de transferencia de calor desde el hilo se estima usando la ley de Newton de Enfriamiento

$$q = \bar{h} A_s (T_s - T_\infty) = \bar{h} D L (T_s - T_\infty) = 1359 \times \pi \times 0.0005 \times 0.1 \times (300 - 25) = 58.7 \text{ [W]}$$

En estado estacionario, este calor es generado por el calentamiento por resistencia del hilo.

$$q = I^2 R = 58.7 \text{ [W]}$$

A 300 °C, $R = 0.03565$ [Ω] y por lo tanto la corriente que fluye en el hilo debe ser.

$$I = \sqrt{\frac{q}{R}} = \sqrt{\frac{58.68}{0.03565}} = 40.6 \text{ [A]}$$

Y la caída de voltaje a lo largo del hilo debe ser $58.7/40.6 = 1.45$ [V].

La relación entre la velocidad del fluido fluyendo y la resistencia del hilo es la base de la construcción de un anemómetro.

$$R = 0.028775 + 2.29183 \times 10^{-5}T_s \text{ [}\Omega\text{]}$$

Despejando T_s

$$T_s = 43633.25R - 1255.55$$

Sustituyendo en $q = \bar{h} \cdot A_s (T_s - T_{\infty}) = \bar{h} \cdot \pi \cdot 0.0005 \cdot 0.1 \cdot (43633.25R - 1255.55 - 25)$

$$q = \bar{h} \cdot \pi \cdot (6.854R - 0.201) = I^2 \cdot R$$

Por lo tanto

$$\bar{h} = \frac{I^2 R}{6.854R - 0.201} = \frac{Nu_D k}{D} = \frac{Nu_D \times 0.0354}{0.0005} = 70.8 Nu_D$$

$$Nu_D = \frac{1}{70.8} \times \frac{I^2 R}{6.854R - 0.201} = \frac{0.01412 \times I^2 R}{6.854R - 0.201}$$

O desde, $Nu_D = C \cdot Re_D^m \cdot Pr^{1/3}$

$$Nu_D = \frac{0.01412 \times I^2 R}{6.854R - 0.201} = C \cdot Re_D^m \cdot Pr^{1/3}$$

Reemplazando la expresión de Reynolds

$$Nu_D = \frac{0.01412 \times I^2 R}{6.854R - 0.201} = C \cdot \frac{v^m D^m}{v^m} \cdot Pr^{1/3} = C \cdot \frac{v^m 0.0005^m}{(3.02 \times 10^{-5})^m} \cdot 0.701^{1/3}$$

La relación entre la velocidad del flujo de aire y la medición de la corriente que pasa a través del hilo con una caída de voltaje constante de 1.87 [V] es

$$C \cdot v^m \cdot 16.56^m \cdot 0.888 = Nu_D = \frac{0.01412 \times I^2 R}{6.854R - 0.201}$$

Aplicación

Cuál será la velocidad del flujo de aire si la medición de la corriente da 28 [A].

$$V \cdot I = 1.87 [V] \cdot 28 [A] = 53.86 [W]$$

$$53.86 [W] = I^2 [A^2] \cdot R [W] = 28^2 \cdot R$$

Entonces

$$R = 0.0667 [W]$$

$$C \cdot v^m \cdot 16.56^m = \frac{0.01412 \times 28^2 \times 0.0667}{0.888 \times (6.854 \times 0.0667 - 0.201)}$$

$$C \cdot v^m \cdot 16.56^m = 3.246$$

Asumiendo que el número de Reynolds esta en el rango de 4 a 40. La Tabla da valores de $C = 0.911$ y $m = 0.385$. Por lo tanto.

$$0.911 \cdot v^{0.385} \cdot 16.56^{0.385} = 3.246$$

$$v = 1.64 [m/s]$$

En esta velocidad, el número de Reynolds es

$$Re_D = \frac{v D}{\nu} = \frac{1.64 \times 0.0005}{3.02 \times 10^{-5}} = 27.12$$

Está en el rango de 4 a 40, y por lo tanto la velocidad es válida.

Referencias

1. David R. Gaskell, "An Introduction to Transport Phenomena in Materials Engineering" - Macmillan Publishing Company, 1992.
2. Szekely, J. and N.J. Themelis, Rate Phenomena in Process Metallurgy, John Wiley and Sons, 1971.
3. Geiger, G.H.; Pourier, D.R. Transport Phenomena in Metallurgy, Addison-Wesley, Reading, MA, 1973.
4. Asociación danesa de la industria eólica, <http://www.windpower.org/>, Actualizado el 1 de agosto 2003.

ULTRASONIDO Y CONSTANTES ELÁSTICAS

Linton Carvajal Ortega

Académico Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile.
linton.carvajal@usach.cl

A nivel industrial, es muy conocido el uso del ultrasonido para la detección de fallas y la medición y control de espesor. Menos familiar resultan técnicas asociadas a la relación entre las constantes elásticas de los materiales y las velocidades con que en ellos se propagan las ondas ultrasónicas. Esta relación permite, por ejemplo, estudiar de manera no destructiva el grado de anisotropía que presente un material. En este artículo se presentan someramente las bases teóricas de la medición de constantes elásticas por ultrasonido y se muestra un ejemplo de aplicación en que se efectúa un seguimiento a un proceso de deformación por laminación y posterior recocido.

1. Teoría

El uso de ultrasonido para medir constantes elásticas de segundo orden en materiales policristalinos o polifásicos, se basa en la ecuación de Christoffel que las relaciona con la velocidad de fase de tres ondas ultrasónicas no dispersivas, con direcciones de polarización (esto es de vibración de las partículas del medio) mutuamente perpendiculares, propagándose en direcciones determinadas.

La acción de una carga repentina sobre un cuerpo proveniente de una fuente ultrasónica no es transmitida instantáneamente a todas las partes del cuerpo, sino que ondas de tensión y deformación se propagan con velocidades finitas a partir de la región cargada, lo que se traduce en un problema dinámico; es decir, al pasar una onda por una región cualquiera del cuerpo, se generan en esa región pequeñas tensiones y deformaciones elásticas temporales, estableciéndose un equilibrio dinámico descrito por las ecuaciones de movimiento

$$\begin{aligned}\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} &= \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z} &= \rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2}, \\ \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} &= \rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2},\end{aligned}$$

o en notación indicial (1)

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = \rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \rho \ddot{u}_i$$

donde ρ es la densidad del medio, σ_{ij} es el tensor simétrico de las tensiones,

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} \equiv \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{13} & \sigma_{23} & \sigma_{33} \end{bmatrix}$$

y $u_i = (u, v, w)$ es el vector desplazamiento o vector polarización, que indica la dirección en que vibran las partículas del medio producto del paso de la onda.

Se observa que la ecuación de movimiento está expresada en términos de los esfuerzos. Para incluir las constantes elásticas, debemos recordar la ley generalizada de Hooke, que en la teoría de deformaciones infinitesimales relaciona el tensor de tensiones con el tensor deformación ε_{kl} mediante las constantes elásticas de segundo orden C_{ijkl} :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl}, \quad (2)$$

o en notación matricial abreviada

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_4 \\ \epsilon_5 \\ \epsilon_6 \end{bmatrix}$$

donde el tensor deformación se relaciona con el vector desplazamiento como sigue:

$$\epsilon_{ij} = \begin{bmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} \\ \epsilon_{21} & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} & \epsilon_{32} & \epsilon_{33} \end{bmatrix} \equiv \begin{bmatrix} \epsilon_x & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_y & \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{zx} & \epsilon_{zy} & \epsilon_z \end{bmatrix} = \frac{1}{2} [u_{i,j} + u_{j,i}]$$

$$= \begin{bmatrix} \frac{\partial u_1}{\partial x_1} & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \right) \\ \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} + \frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right) & \frac{\partial u_2}{\partial x_2} & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_2} \right) \\ \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_3}{\partial x_1} + \frac{\partial u_1}{\partial x_3} \right) & \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_3}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_3} \right) & \frac{\partial u_3}{\partial x_3} \end{bmatrix}$$

Entonces, insertando la ecuación (2) en la ecuación de movimiento se obtiene la ecuación que gobierna la propagación de onda en un medio elástico homogéneo, caracterizado por sus constantes elásticas:

$$\rho \ddot{u}_i = \frac{1}{2} C_{ijkl} \left(\frac{\partial^2 u_k}{\partial x_j \partial x_l} + \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \right) \quad (3)$$

Sólo queda definir el desplazamiento de las partículas del medio producto del paso de la onda. Para ello, se puede suponer como solución a la ecuación de movimiento la propagación de ondas elásticas armónicas (esto es, ondas que producen un desplazamiento de las partículas del material que corresponde a una función sinusoidal). Se obtiene, así, la ecuación de Christoffel:

$$\left(C_{ijkl} n_j n_k - \rho v^2 \delta_{il} \right) u_l = 0 \quad (4)$$

donde (n_1, n_2, n_3) son los cosenos directores de la normal al frente de onda, que indican la dirección de propagación de la onda, v es la velocidad de fase de la onda y δ_{ij} es el delta Kronecker.

La ecuación anterior corresponde, en realidad, a tres ecuaciones homogéneas, de las cuales, para cada dirección de propagación considerada, surgen tres valores diferentes de velocidad, a partir de la ecuación cúbica en v^2 , obtenida igualando a cero el determinante de la matriz de los coeficientes. Estas tres velocidades corresponden a tres ondas con vectores de polarización mutuamente perpendiculares. Es decir que si se conocen las constantes elásticas del medio y se considera una dirección de propagación (determinada por (n_1, n_2, n_3)), se obtienen expresiones que permiten calcular, a partir de las constantes elásticas, las velocidades de tres ondas que producen desplazamientos mutuamente perpendiculares de las partículas del medio.

Lo anterior es conocido como el problema directo, pero lo que realmente interesa es resolver el problema inverso consistente en determinar las constantes elásticas a partir de medidas experimentales de velocidad de onda.

Afortunadamente, la mayoría de los materiales utilizados en ingeniería poseen simetría isotrópica, con sólo dos constantes elásticas independientes, u ortotrópica, con 9 constantes independientes. En el caso isotrópico, la matriz de constantes elásticas se reduce a

$$C_{ij} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{11}-C_{12}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{11}-C_{12}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{11}-C_{12}) \end{bmatrix}$$

Se observa que las tres primeras constantes de la diagonal son idénticas, es decir, $C_{11} = C_{22} = C_{33}$; de igual forma, las otras tres también son idénticas entre sí, $C_{44} = C_{55} = C_{66}$, e iguales a $\frac{1}{2}(C_{11}-C_{12})$, por lo que las constantes fuera de la diagonal, también idénticas entre sí (C_{12}), no son independientes. En este caso, entonces, la ecuación (4) conduce a las relaciones:

$$C_{44} = 2v_T^2$$

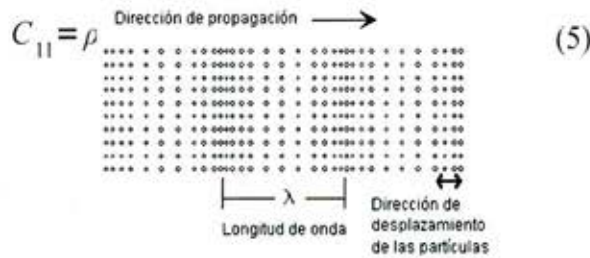


Figura 1: Onda longitudinal

v_L es la velocidad de la onda longitudinal (polarizada longitudinalmente, Fig.1) y v_T , la de la onda de corte (polarizada transversalmente a su dirección de propagación, Fig. 2).



Figura 2: Onda Transversal o de Corte.

Cuando el material es isotrópico, la velocidad de la onda de corte es independiente de la dirección de vibración de las partículas. Basta entonces medir las velocidades de una onda longitudinal y una de corte en cualquier dirección de propagación, siendo suficiente medir el espesor que recorrerán las ondas con 0,5% de precisión, para obtener los valores de las constantes elásticas con una precisión superior al 1%.

En el caso de ortotropía, la matriz de constantes elásticas queda

$$C_{ij} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix}$$

Para obtener las constantes sobre la diagonal, se requiere medir las velocidades de tres ondas longitudinales y tres transversales en las direcciones de simetría del material, mientras que para las constantes fuera de la diagonal se requiere medir tres en los planos de simetría, pero en ángulo en relación a los ejes (Tabla 1).

Tabla 1. Protocolo de mediciones de constantes elásticas.

Velocidad	Propagación	Polarización	Constante
v_{11}	x_1	x_1	C_{11}
v_{22}	x_2	x_2	C_{22}
v_{33}	x_3	x_3	C_{33}
v_{23} (o v_{32})	x_2 (ou x_3)	x_3 (ou x_2)	C_{44}
v_{13} (o v_{31})	x_1 (ou x_3)	x_3 (ou x_1)	C_{55}
v_{12} (o v_{21})	x_1 (ou x_2)	x_2 (ou x_1)	C_{66}
v_L o v_T	45° de x_1 e x_2	plano (x_1 - x_2)	C_{12}
v_L o v_T	45° de x_1 e x_3	plano (x_1 - x_3)	C_{13}
v_L o v_T	45° de x_2 e x_3	plano (x_2 - x_3)	C_{23}

Los subíndices usados en la notación para la velocidad están asociados a los ejes de simetría del material. El primero señala la dirección de propagación, y el segundo, la de polarización. En el caso de la onda longitudinal, los índices son iguales, v_{ii} , ya que ella produce un desplazamiento de las partículas del medio en la misma dirección en que se propaga; el desplazamiento perpendicular a la dirección de propagación de la onda de corte, queda denotado con el uso de índices distintos, v_{ij} , con $i \neq j$.

En materiales fuertemente anisotrópicos, el principal cuidado es con la medición efectiva de la velocidad de fase. Sin embargo, en materiales de anisotropía leve, como, por ejemplo, aceros laminados, la diferencia difícilmente llega a ser significativa, lo que simplifica la obtención de todas las constantes elásticas de un material levemente ortotrópico, ya que el error no será superior al correspondiente a la dispersión experimental. En la referencia [3] se realizaron mediciones

de velocidades de ondas ultrasónicas propagándose a lo largo de los ejes de simetría, para determinar algunas de las constantes elásticas en tres aleaciones metálicas distintas; se observaron diferencias desde 0,04% a 0,6%. En términos de las constantes en sí, esos resultados son bastante precisos (mucho más que lo que se obtendría en un ensayo de tracción).

A partir de la teoría de elasticidad que para el caso isotrópico relaciona las constantes elásticas de rigidez con el módulo de Young E, el módulo de cizalle G y el módulo de Poisson ν , es posible expresar estos parámetros en términos de las velocidades de las ondas longitudinal y de corte:

$$E = \frac{\rho v_T^2 \left[3 \left(v_L / v_T \right)^2 - 4 \right]}{\left(v_L / v_T \right)^2 - 1} \quad (6)$$

$$G = \rho v_T^2 \quad (7)$$

$$\nu = \frac{\left(v_L / v_T \right)^2 - 2}{2 \left[\left(v_L / v_T \right)^2 - 1 \right]} \quad (8)$$

Estas tres últimas ecuaciones muestran una técnica de investigación muy interesante ya que con un equipo de laboratorio adecuado, se pueden obtener, de modo simple, valores para v_L , v_T , (además de ρ), que son medidas experimentales suficientes para calcular las propiedades elásticas, siendo esto posible de realizar mediante un barrido desde una sola cara del material investigado.

En el caso de materiales levemente ortotrópicos, como chapas metálicas laminadas, en rigor es preciso disponer de acceso a las tres caras del material; sin embargo, utilizando incidencia normal para propagación a lo largo del eje z (figura 3), se obtienen las siguientes relaciones:

$$C_{33} = \rho v_{33}^2, \quad C_{44} = \rho v_{32}^2, \quad C_{55} = \rho v_{31}^2, \quad (9)$$

Recordando que en el caso isotrópico $C_{44} = C_{55}$, lo que implica que $v_{32} = v_{31}$, la ecuación (9) muestra que el acceso por sólo una cara puede ser suficiente para estudiar variaciones en el grado de ortotropía, midiendo las velocidades de las ondas de cizalle v_{31} y v_{32} y determinando, así, la diferencia entre las constantes elásticas C_{44} y C_{55} .

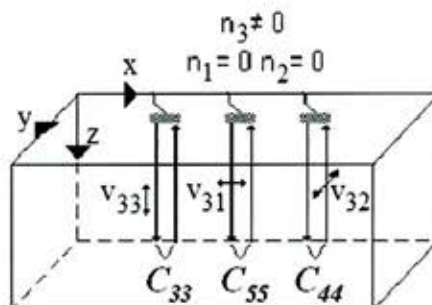


Figura 3. Ondas para la determinación de las constantes elásticas, con ondas longitudinales y transversales con propagación a lo largo de z.

Esta diferencia en velocidades es llamada birrefringencia acústica, la que se cuantifica dividiendo la diferencia por el promedio de ambas:

$$B = \frac{v_{31} - v_{32}}{\frac{1}{2} (v_{31} + v_{32})} = \frac{d/t_{31} - d/t_{32}}{\frac{1}{2} (d/t_{31} + d/t_{32})} \quad (10)$$

$$= \frac{t_{32} - t_{31}}{\frac{1}{2} (d/t_{32} + t_{31})}$$

donde t_{ij} corresponde a los tiempos de vuelo de las ondas en el espesor del material. La ecuación muestra que es posible cuantificar la birrefringencia sin necesidad de medir el espesor del material por donde viaja la onda, ya que la razón entre velocidades de dos ondas recorriendo el mismo espacio, d, se traduce en una razón de tiempos de vuelo de las mismas ondas, por lo que por una parte se omite una importante fuente de error en la medición, y por otra, posibilita el estudio en circunstancias en que sea difícil o imposible medir el espesor.

2. Aplicación

La aplicación que se describe a continuación muestra cómo utilizar la birrefringencia como método para el seguimiento de los cambios en la anisotropía en chapas laminadas en función del grado de deformación y de los tratamientos térmicos.

Como parte de un proyecto de investigación, se laminaron en frío siete probetas, provenientes de una chapa de acero ASTM A36 laminado en caliente, a niveles de deformación entre 5,4 y 49,7%, y posteriormente se recocieron a 900 y 1000°C, por 15 y 30 minutos. El procedimiento fue estudiado mediante análisis metalográfico, ensayo de durezas y ensayo ultrasónico.

Usando el montaje mostrado en la figura 4, se midieron tiempos de vuelo y se calcularon velocidades de ondas de corte. La tabla 2 muestra los resultados.

Cada valor mostrado en la tabla 2 corresponde al promedio de mediciones en varios puntos a lo largo de las probetas. La velocidad de la onda de corte v_{31} , polarizada paralelamente a la dirección de laminación, aumenta de modo constante hasta alcanzar un 0,86% de diferencia respecto a su valor promedio original sin deformación en frío; por su parte, v_{32} (polarizada perpendicularmente a la dirección de laminación) disminuye hasta 2,65% respecto de su correspondiente valor original. Esto implica que, debido a la deformación, C_{55} aumenta y C_{44} disminuye.

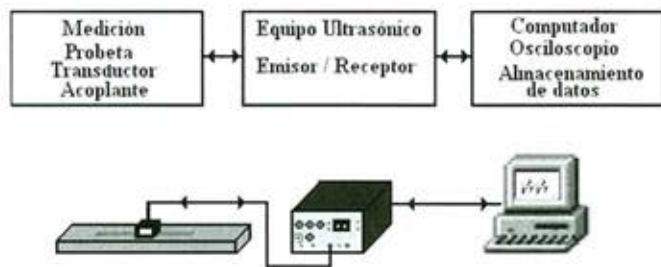


Figura 4. Esquema del sistema de ultrasonido.

% Def.	v31	v32
0	3243	3246
5,4	3245	3241
12,3	3247	3225
17,9	3251	3215
21,2	3254	3206
30,8	3250	3194
42,0	3261	3174
49,7	3271	3160

Tabla 2. Velocidades de ondas en función del porcentaje de deformación.

Utilizando la ecuación (10) se evaluó la birrefringencia acústica. El material original laminado en caliente mostró un grado de anisotropía muy bajo, con un valor promedio de birrefringencia de -0,0011. El aumento en la diferencia entre C_{55} y C_{44} causado por el proceso de deformación en frío aumentó significativa y linealmente la anisotropía, (Fig. 5).

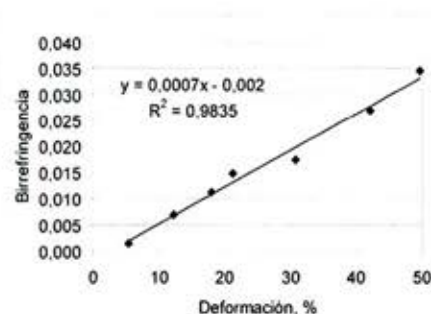


Figura 5. Variación de la birrefringencia con la deformación.

La figura 6 muestra que la dureza también varía linealmente con la deformación, lo que posibilita, entonces, establecer una relación lineal entre la birrefringencia y la dureza (Fig. 7).

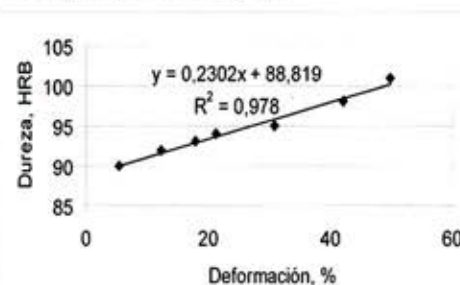


Figura 6. Relación entre dureza y deformación.

Por lo tanto, caracterizado el estado original sin deformación, es posible estimar con precisión, y mediante un ensayo no destructivo, tanto el nivel de deformación alcanzado por laminación, como el valor de dureza a partir de medidas de tiempos de vuelo de ondas de corte (birrefringencia).

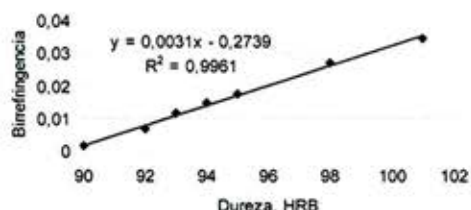


Figura 7. Relación lineal entre birrefringencia y la dureza alcanzada por deformación.

La figura 8 muestra las micrografías del material en su estado original, donde se observa una microestructura de ferrita equiaxial más perlita, típica de un acero ASTM A-36, y de probetas laminadas a grados bajo, medio y alto de deformación. La orientación alargada según el sentido de laminación sólo se observa con claridad para el más alto grado de deformación. Esto claramente contrasta con los resultados obtenidos por ultrasonido, en donde de modo no destructivo es posible "observar" el aumento de la ortotropía aún a los más bajos porcentajes de deformación.

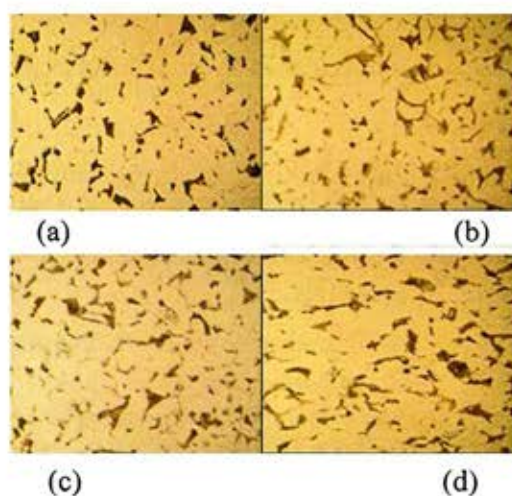
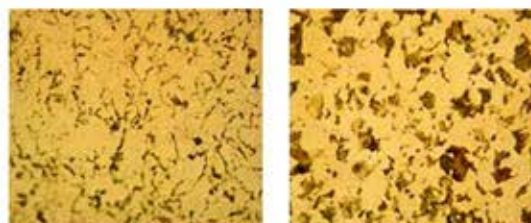


Figura 8. (a) Chapa en su estado original; (b) laminada a 5,4%; (c) 21,2%; (d) 49,7%.

Luego de tratarlas térmicamente, se observa, en la figura 9, que en relación a la probeta original existe una leve diferencia en el tamaño de grano ferrítico y que en la probeta tratada a mayor temperatura hay una presencia de colonias de perlita más gruesa. Por su parte, Los valores de dureza fluctuaron entre 77 y 82 HRB sin relación a la temperatura ni tiempo de tratamiento.



(a) (b)

Figura 9. Probetas laminadas y recocidas, (a) 21,2%, 900 °C, 30 min.; (b) 49,7%, 1000 °C 30 min.

Los resultados de dureza anteriores y el análisis metalográfico muestran que no es posible evaluar, por estos medios, el proceso de modificación de la anisotropía producto de los tratamientos térmicos aplicados a las probetas laminadas en frío.

En comparación, la determinación de la birrefringencia por métodos ultrasónicos permite visualizar estas modificaciones. La figura 10 muestra los resultados obtenidos para el tratamiento térmico a 1000°C. Allí se observa que para altos niveles de deformación, el tratamiento térmico tanto a 15 como 30 minutos tiende a recuperar los valores de birrefringencia hacia el valor original, lo que es indicativo de un proceso de recrystalización además del ciclo de transformación α - γ - α . Por otra parte, para deformaciones intermedias se observa que inicialmente (15 minutos) la birrefringencia aumenta por sobre la resultante de la deformación para luego (30 minutos) descender, implicando que se requiere de un cierto tiempo después de la transformación α - γ para que ocurra la recrystalización.

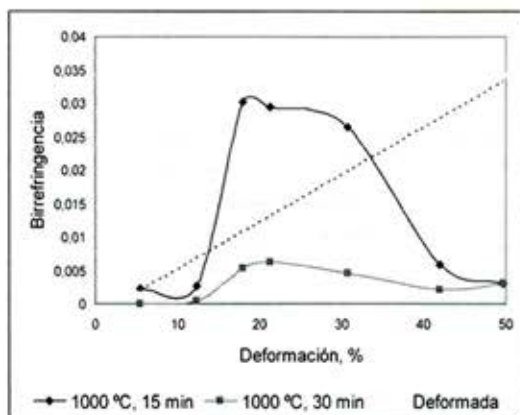


Figura 10. Efecto del tratamiento térmico sobre la birrefringencia en las probetas laminadas.

Referencias

- 1 Rose, J. L., "Ultrasonic Waves in Solid Media", Cambridge University Press, UK, 1999, pp. 27-33, 272-285.
- 2 Carvajal L., Bittencourt M., Lamy C., Payão J., "Obtenção de Constantes Elásticas por Ultrason em meios isotrópicos e levemente ortotrópicos", Conferencia Panamericana de Ensaio não Destrutivos, PANNDT, Rio de Janeiro, Junio, 2003.
- 3 Hauk, V., "Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation, Application, Assessment", Elsevier, 1997, pp. 523-563
- 4 Spies, M., Schneider, E. "Nondestructive Analysis of Textures in Rolled Sheets by Ultrasonic Techniques", Textures and Microstructures, 1990, vol. 12, pp. 219-231
- 5 Sayers, C. M., "Ultrasonic Determination of Texture and Residual Stress in Polycrystalline Metals", in Ultrasonic Methods in Evaluation of Inhomogeneous Materials, Series E: Applied Sciences, No 126, eds. A. Alippi, W. G. Mayer, Martinus Nijhoff Publishers in coop. with NATO Scientific Affairs Division, 1987, pp. 367-379
- 6 Delsanto, P. P., Mignogna, R. B., Clark, A. V., "Ultrasonic Texture and Stress Measurements in Anisotropic Polycrystalline Aggregates", J. Acoust. Soc. Am. 87(1), Jan. 1990, pp. 215-224

