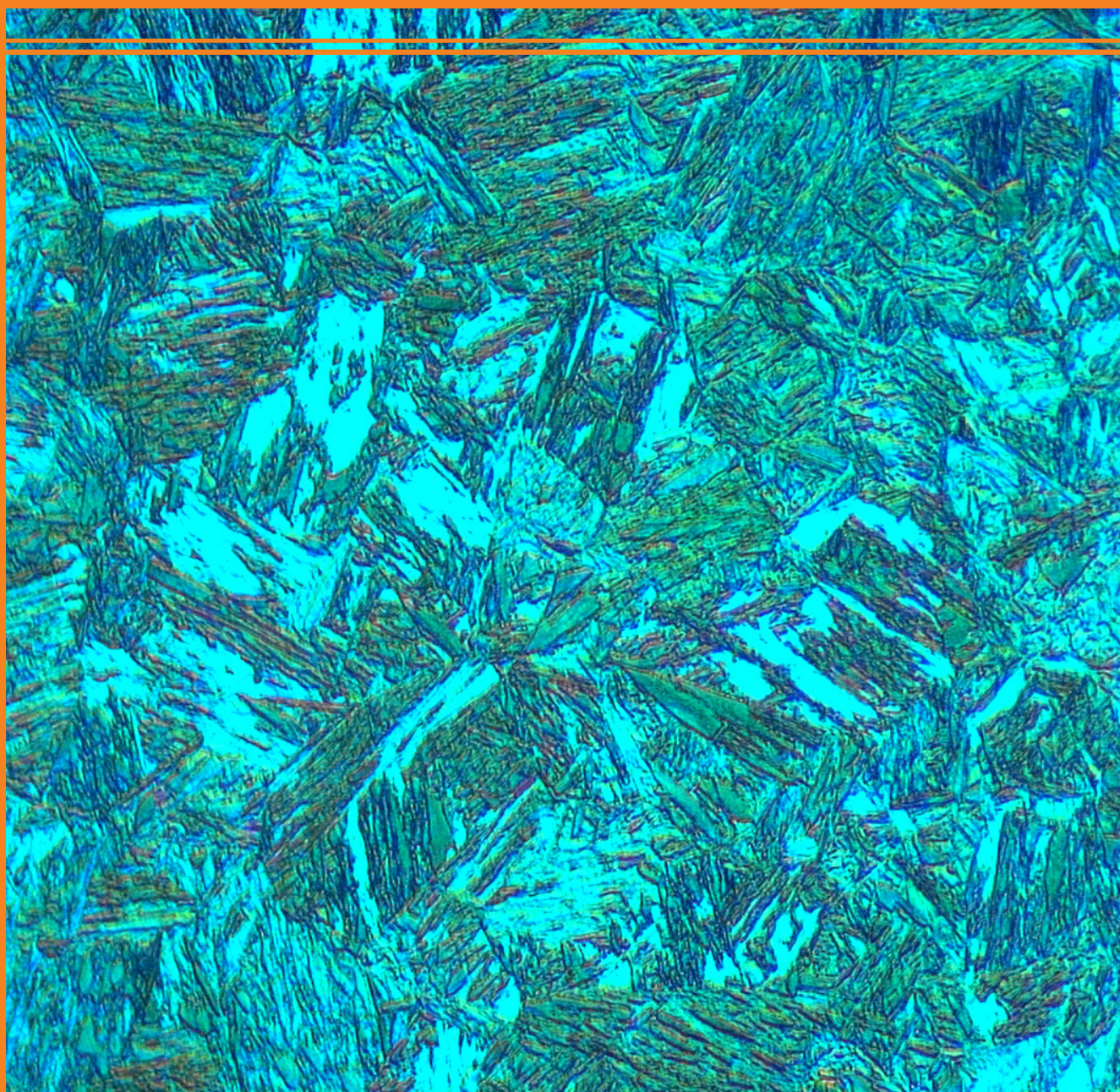




UNIVERSIDAD  
DE SANTIAGO  
DE CHILE

REVISTA

# REMETALLICA





DEPARTAMENTO DE  
INGENIERÍA  
METALÚRGICA  
UNIVERSIDAD DE SANTIAGO DE CHILE

EDITADA POR EL DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA  
FACULTAD DE INGENIERÍA / UNIVERSIDAD DE SANTIAGO DE CHILE

---

ISSN 0714-291 Versión Impresa / 2735-6566 Versión Digital / Vol. 35 / N° 23 / 2020

**DIRECTOR**

Dr. Oscar Bustos Castillo  
oscar.bustos@usach.cl

**EDITOR GENERAL**

Dr. José Luis Martínez  
joseluis.martinez@usach.cl

**COMITÉ EDITORIAL**

Dr. Francisco Alguacil (España)  
Dr. Linton Carvajal (Chile)  
Dr. Rafael Colás (México)  
Dr. Iván Houbart (Bélgica)  
Dr. Alberto Monsalve (Chile)  
Dr. Patricio Navarro (Chile)  
Dr. Juan Pérez Ipiña (Argentina)  
Dr. Cristián Vargas (Chile)  
Dr. Enrique Vera (Colombia)

**TRADUCCIÓN E INTERPRETACIÓN INGLÉS**

Dr. (c) Luisauris Jaimes (Universidad de Santiago de Chile)

**SUPERVISIÓN Y PRODUCCIÓN**

Francisco Rodríguez  
francisco.rodriguez@usach.cl

**DISEÑO Y DIAGRAMACIÓN**

Rodrigo Calderón  
rodrigo.calderon@usach.cl

**FOTO PORTADA**

Martensita de bajo carbono.  
Gentileza de Dr. Felipe Castro.

**CORRESPONDENCIA**

Dr. Oscar Bustos  
oscar.bustos@usach.cl

# ÍNDICE

---

**Rodrigo Allende**

Aumento de productividad en una planta de fabricación de electrodos de acero AWS 70S-6 mediante modificación de la etapa de trefilación húmeda. \_\_\_\_\_ 3-8

**Alberto Monsalve**

Fragilización por hidrógeno y Brush Plating. \_\_\_\_\_ 9-18

**Francisca Rojas**

Evaluación electroquímica de nuevos inhibidores de corrosión para molienda de minerales con agua de mar. \_\_\_\_\_ 19-24

**Matías Bordone**

Caracterización de material y determinación de propiedades de fractura de un acero TWIP. \_\_\_\_\_ 25-39

**Rodrigo Allende**

Arqueometalurgia: Una mirada al desarrollo de culturas prehispánicas mediante la fabricación, uso y distribución de piezas metálicas. \_\_\_\_\_ 41-49

**Nicole Rodríguez**

Estudio de la influencia de gases de protección en el esfuerzo de corte de soldaduras de filete fabricadas por GMAW-SC. \_\_\_\_\_ 51-58

**Gerardo Cifuentes**

El triángulo virtuoso de la corrosión-protección electroquímica. \_\_\_\_\_ 59-69

# Aumento de productividad en una planta de fabricación de electrodos de acero AWS 70S-6 mediante modificación de la etapa de trefilación húmeda

## Increase in productivity in an AWS 70S-6 steel electrode manufacturing plant by modifying the wet drawing stage

Rodrigo Allende<sup>1</sup>, Alfredo Artigas<sup>1,2</sup>, Alberto Monsalve<sup>1</sup>, Linton Carvajal<sup>1</sup>, Nelson Garza-Montes-de-Oca<sup>3</sup> y Rafael Colás<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.

<sup>2</sup>Laboratorio SIMET-USACH. Departamento de Ingeniería Metalúrgica. Santiago, Chile.

<sup>3</sup>Universidad de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Eléctrica y Mecánica, Nuevo León, México.

[rodrigo.allende@usach.cl](mailto:rodrigo.allende@usach.cl)

### Resumen

Durante la realización de este trabajo se aunaron las fuerzas de dos empresas, una siderúrgica proveedora del alambón y una fábrica de electrodos de soldadura AWS 70S-6. Éstos se fabrican a partir de rollos continuos en básicamente dos etapas de trefilación: en seco, que consta de 9 hileras aplicando reducciones desde los 6,00 mm hasta los 2,21 mm, y en húmedo (10 hileras) desde los 2,21 mm hasta 0,90 mm, sin tratamiento térmico intermedio. La motivación fue poder utilizar la capacidad instalada de la planta de 1000 ton/mes. Previo a este trabajo, la productividad era cercana a 800 ton/mes. Esta baja productividad se atribuyó principalmente a los cortes no deseados que ocurren durante el proceso de trefilado en húmedo que entorpecen la continuidad de la operación. Este trabajo tuvo como objetivo disminuir la cantidad de cortes en la etapa de trefilación en húmedo, mediante la modificación de la distribución de las tasas de reducción de trefilado, implementando un tren de trefilación dinámico, que consideró las distintas tasas de desgaste de las hileras que se hacen mayores conforme disminuye la sección transversal del alambre. Tras la modificación en la distribución de hileras, se observó una disminución en los cortes por trefilación en húmedo, lo que se tradujo en un aumento de la productividad de la planta y en una disminución del consumo de hileras.

**Palabras Clave:** Trefilación húmeda de aceros; aumento de productividad.

### Abstract

During the execution of this work, two companies, a steel supplier of the wire rod and an AWS 70S-6 welding electrode factory, joined forces. The electrodes are made from continuous rolls in basically two stages of drawing: dry, consisting of 9 die applying reductions from 6.00 mm to 2.21 mm, and wet (10 die) from 2.21 mm down to 0.90 mm, without intermediate heat treatment. The motivation was to use the installed capacity of the plant of 1000 ton/month. Prior to this work, productivity was close to 800 ton/month. This low productivity was mainly attributed to the undesired cuts that occur during the wet drawing process that hinder the continuity of the operation. The objective of this work was to reduce cuttings in the wet drawing stage by implementing a dynamic drawing mill, which considered the fact that the wear rates of the dies become larger as the cross-section of the wire decreases. This implementation allowed modifying the die distribution, and thus the distribution of drawing reduction rates, after which a decrease in the cuts by wet drawing was observed, resulting in an increase of the productivity of the plant and a reduction of the wearing of dies.

**Keywords:** Wet wire drawing of steels; productivity increase.

## Introducción

### Descripción de la situación a estudiar

El objetivo de este trabajo fue aumentar la productividad de una planta productora de electrodos AWS 70S-6 mediante la modificación de la distribución de las tasas de reducción que se desarrollan durante el trefilado húmedo. En un artículo previo se realizó la optimización de la misma planta, pero modificando la distribución de reducciones que se desarrollan durante el trefilado en seco (Artigas *et al.*, 2019) (etapa previa).

En esta sección se presentará la condición en la que operaba la planta, previo a la modificación de la distribución de reducciones, con el afán de contextualizar el problema para una mejor comprensión de la propuesta realizada.

La planta productora de electrodos AWS 70S-6, posee una capacidad nominal de 1000 ton/mes, de la que bajo las condiciones de operación previas a la propuesta que modifica la distribución de las tasas de reducción se utilizaba el 80% (800 ton/mes). Esta baja en la productividad real se atribuye, principalmente, al tiempo requerido para retomar el proceso luego de los cortes indeseados que se producen tanto por defectos en el material, como en la soldadura, o a fallas atribuibles a la trefilación. Se pretende disminuir el tiempo que la planta está detenida, pues se espera que una modificación de la distribución de las tasas de reducción disminuya tanto los cortes como el consumo de hileras y con ello la productividad de la planta se incremente.

La planta, antes de la modificación de las tasas de reducción presentaba la distribución como la ilustrada en la Figura N° 1 (esta distribución no emplea los

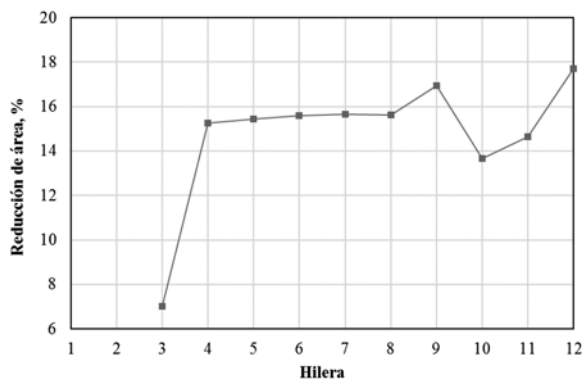


Figura N° 1. Distribución de hilera previo a la propuesta.

dos primeros dados a pesar de contar con la capacidad por diseño de máquina), en la que se observa que la última tasa de reducción es la mayor de todo el tren. Cabe mencionar que esta hilera se encuentra fuera del baño de trefilación húmedo y es la responsable del acabado superficial y ajuste dimensional para que el alambre presente dimensiones acordes a las tolerancias permitidas.

La distribución de hilera presentada en la Figura N° 1, responde a la política de minimizar el cambio de éstas y con ello “disminuir” su consumo, puesto que esta distribución permite brindar mayor utilización a las hilera de mayor sección (1 a 6) y en cada turno cambiar las últimas cuatro. Además, se puede mencionar que la cantidad de cortes producto de la trefilación se concentra principalmente en las hilera 9 y 12 que corresponden a aquellas que presentan mayores tasas de reducción. Cada uno de estos cortes detiene la producción durante 25 minutos aproximadamente, lo que en el balance mensual corresponde a 62 horas; adicionalmente, la planta está detenida cerca de 23 horas producto del cambio de hilera que se realiza en cada turno (tres cada día). Ambos efectos totalizan una pérdida de productividad equivalente a aproximadamente 123 ton/mes de alambre.

## Trefilación

Para comprender mejor este proceso, se entenderá trefilación como aquel proceso de conformado en el que mediante una carga tractiva se estira una barra a través de un dado, provocando una reducción en la sección transversal (Dieter, 1968). La Figura N° 2, presenta un esquema del proceso de trefilación, en el que se reduce la sección transversal de una barra de perfil redondo desde un diámetro  $D_i$  a uno  $D_f$ , mediante la aplicación de una fuerza de tiro, que hace

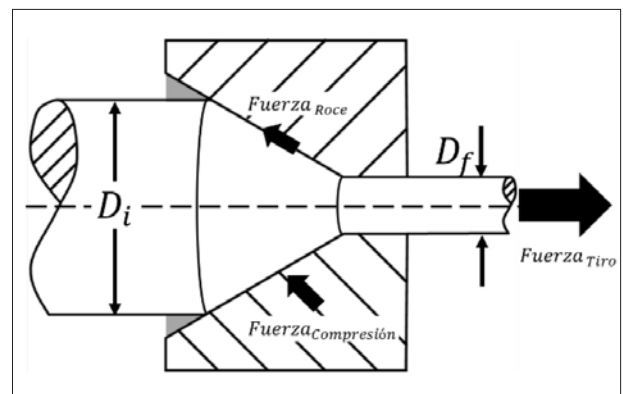


Figura N° 2. Esquema del proceso de trefilación.

pasar la barra a través de un dado de sección cónica truncada. Por la aplicación de esta fuerza tractiva, se producen fundamentalmente dos respuestas, una del tipo compresiva y responsable de la reducción de área y otra, la fuerza de roce, en la intercara entre el dado y la barra, que se opone al movimiento de ésta.

En la etapa de trefilación en seco se produce la reducción de área del alambroón desde 6,00 mm hasta 2,21 mm, mediante el paso del acero a través de sucesivas hileras de trefilación a una velocidad de 12 m/s. Durante el paso del alambre a través de las hileras éste es lubricado con jabones en polvo cálcicos y/o sódicos. Al final es bobinado, enfriado y enviado a la etapa de trefilación húmeda.

En el proceso de trefilación influyen varios parámetros, que pueden clasificarse en dos grandes grupos. El primero reúne a los parámetros del tipo geométrico, que son propios del material a trefilar como del dado empleado, y el segundo responde al roce, producto de la calidad superficial del producto y de la lubricación empleada.

La reducción de área obtenida tras hacer pasar el alambre a través del dado, se puede determinar según la ecuación 1, en que  $A_i$  corresponde al área a la entrada del dado (cuando el diámetro es  $D_i$ ) y  $A_f$  corresponde al área a la salida del dado (cuando el diámetro es  $D_f$ ).

$$\text{Reducción de área (\%)} = \frac{A_i - A_f}{A_i} 100 \quad (1)$$

Sea cual sea el análisis que se realice para la determinación de cómo varía la carga de trefilación ( $W_T$ )

en función de los parámetros del proceso (reducción de área, ángulo del dado, límite elástico del material y coeficiente de roce), siempre se parte de la premisa (Peña, 2008) de que la energía invertida como esfuerzo, o carga, de trefilación, está compuesta por la energía interna de deformación ( $W_I$ ), la energía por trabajo redundante ( $W_S$ ) y la energía para vencer el roce que existe entre el material trefilado y el dado ( $W_F$ ) (ecuación 2).

$$W_T = W_I + W_S + W_F \quad (2)$$

### Fabricación de electrodos AWS 70S-6

Los electrodos AWS 70S-6 (American National Standards Institute, 2012), corresponden a alambres de 0,90 mm de sección transversal nominal (0,88 mm a 0,93 mm), recubiertos con cobre y su fabricación se realiza mediante trefilación de soldaduras continuas, que se divide en dos etapas, una en seco y otra húmeda. En la Figura N° 3 se presenta un esquema de ambas etapas.

En la etapa de trefilación húmeda, todo el tren de trefilación, dispuesto en forma de conos de trefilación (Figura N° 4a), es sumergido en un baño de trefilación que cumple los objetivos de lubricar y actuar como refrigerante durante el proceso (Figura N° 4b). Luego de la trefilación en húmedo, el alambre es decapado y cobrizado para luego sufrir la última reducción de área para fijar mecánicamente el recubrimiento de cobre y así dar el acabado superficial y sección transversal adecuados. Con ello se logra la obtención de alambres cobrizados de entre 0,88 mm y 0,93 mm de sección transversal, para uso como electrodos de

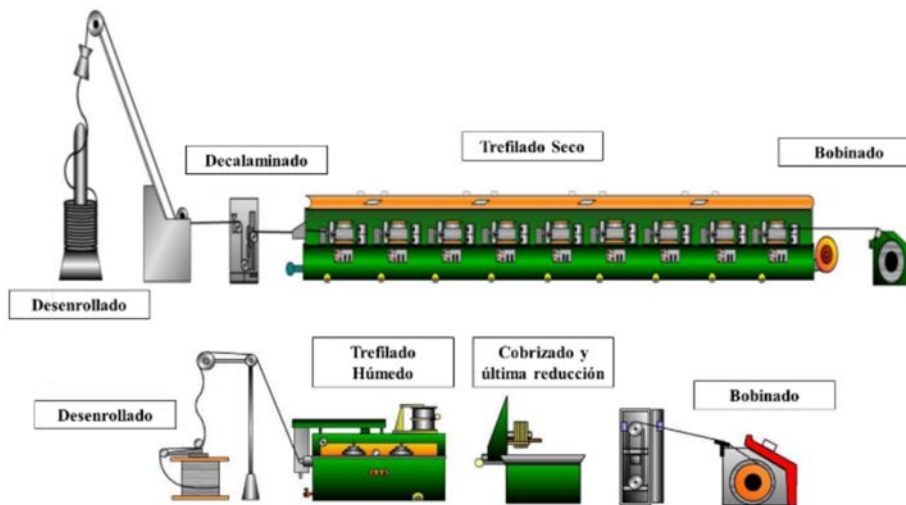


Figura N° 3. Esquema del proceso de trefilación.



Figura N° 4a. Conos de trefilación en húmedo. a. Distribución de las hileras; 4b. hileras sumergidas en el baño durante el proceso.

soldadura GMAW.

## Metodología

### Clasificación de cortes

Con el propósito de aumentar productividad de la planta de trefilación, se procedió a realizar un catastro de la situación actual de ésta (trefilado en seco y húmedo), que consistió en cuantificar el desgaste de los dados, los cortes producidos y una clasificación de éstos en:

1. Fallas por la unión soldada de una bobina con otra o de los cortes producidos durante la trefilación.
2. Fallas por la materia prima producto de inclusiones o pliegues de laminación y/o incrustaciones.
3. Cortes producidos por trefilación.

### Propuesta de modificación de distribución de reducciones de área.

Tras la clasificación de cortes, se identificaron las variables operacionales de los equipos empleados para trefilación húmeda, las dimensiones de los conos de trefilación y sus velocidades de rotación, y se consideró que el alambre tenía una sección nominal de 0,90 mm a la salida del tren. Con ello se determinó una distribución de tasas de reducción teóricas (por diseño de máquina) que se basó en la constancia de volumen experimentada en deformación plástica homogénea, para mantener el alambre bien posicionado sobre los conos de trefilación a lo largo del proceso; esta distribución se denotó como nominal. Análogamente al caso de la distribución nominal, se obtuvieron distribuciones teóricas denotadas como máximas y mínimas, obtenidas tras la consideración de secciones transversales del alambre de salida de 0,93 y 0,88 mm (tolerancias del alambre). Finalmente se optó por proponer una distribución que se en-

contraba entre estos dos casos extremos, que se hizo cargo también del mayor desgaste de las últimas hileras, dada la mayor longitud de material que pasa por ellas, aumentando el efecto tribológico.

Se realizaron pruebas de trefilación de 100 toneladas con la distribución propuesta, en las que nuevamente se estudiaron y clasificaron los cortes y se determinó el desgaste de los dados, y con ello se evaluó la nueva distribución, en relación con la original.

## Resultados Y Análisis

Tras la consideración del tamaño del diámetro de los conos de trefilación en húmedo y las velocidades de rotación de éstos, constancia de volumen por deformación plástica homogénea y una sección transversal de salida de 0,90 mm (diámetro nominal del alambre para electrodo AWS 70S-6), se obtuvo la distribución nominal (Tabla N° 1), cuyas reducciones de la sección transversal son del orden de 14%, salvo la última reducción que tiene un valor menor, caso que corresponde al ideal de funcionamiento del equipo. Las distribuciones de reducción de área se presentan también en la Figura N° 5 para las distribuciones nominal, antes de la propuesta y la propuesta. La hilera denotada como 0 corresponde al diámetro del alambre al inicio del tren de trefilación.

El propósito de la trefilación húmeda es el de proveer de un medio que lubrique y enfríe el alambre durante las sucesivas reducciones de área, por ello se requiere que el alambre “deslice” sobre los conos y con ello el medio de lubricación (baño de jabón) cumpla su propósito; de ahí es que la propuesta incorpora reducciones de área un 5% superiores al ideal (nominal), que junto con brindar un deslizamiento adecuado del alambre sobre los conos de

N° Hilera	Distribución nominal		Distribución propuesta	
	Diámetro hilera [mm]	Tasa de reducción [%]	Diámetro hilera [mm]	Tasa de reducción [%]
0	2,21	-	2,21	-
1	2,05	14,18	2,09	14,89
2	1,90	14,15	1,93	14,85
3	1,76	14,10	1,78	14,81
4	1,63	14,13	1,64	14,84
5	1,51	14,10	1,52	14,81
6	1,40	14,12	1,40	14,82
7	1,30	14,10	1,29	14,81
8	1,20	14,12	1,19	14,82
9	1,11	14,10	1,10	14,81
10	1,03	14,12	1,02	14,83
11	0,96	14,10	0,94	14,81
12	0,90	11,51	0,88	12,09

Tabla N° 1. Distribución nominal y propuesta.

trifilación, impide que el alambre se enrede por una elongación excesiva entre pasada y pasada, manteniendo el alambre “tenso” durante el proceso. Adicionalmente, este 5% de reducción adicional provoca que al inicio de cada ciclo de trifilación, el alambre tenga una sección transversal de salida de 0,88 mm (tolerancia mínima de los electrodos AWS 70S-6) que aumentará conforme el efecto tribológico se haga presente en el dado de salida.

La propuesta incorpora también, el concepto de tren dinámico de trifilación que se hace cargo de las distintas tasas tribológicas que experimentan los dados durante su uso, pues considera que los últimos dados presentan un mayor desgaste. Lo anterior se puede explicar de la siguiente manera. Considere las desviaciones de la idealidad que se presentan en la Figura N° 6. Entiéndase desviación como la diferencia entre el diámetro de la distribución en cuestión y el de la distribución nominal. Se parte de la premisa de que el desgaste en un tiempo dado de las distintas hileras no es el mismo, puesto que la longitud del alambre va en aumento conforme disminuye su

sección transversal, haciendo que la longitud total de alambre que pasa a través de las hileras aumente mientras menor sea su sección transversal; por ello el desgaste de las últimas hileras será mayor que el de las primeras.

Al observar en la Figura N° 6 la curva relativa a la desviación de la distribución propuesta respecto a la nominal se debe tener en cuenta que los datos localizados en su extremo derecho son aquellos de menor diámetro localizados hacia el final del tren de trifilación y que, consecuentemente, sufren un mayor desgaste. Conforme se desgasten, su sección transversal aumentará y en primera instancia se acercarán a la dimensión nominal, para luego seguir aumentando su sección transversal hasta tender a la distribución máxima. Cuando la sección transversal del último dado pase de 0,88 mm a 0,93 mm habrá que cambiar esa hilera puesto que de lo contrario se obtendría un alambre de mayor sección a la tolerada por AWS.

En lo que respecta a las hileras de la izquierda -las primeras, de mayor sección transversal-, éstas ya se encuentran en el rango de desviación negativa -presentan mayores secciones transversales que las nominales- y conforme se desgasten tenderán a la distribución máxima al igual que el caso anterior; no obstante, su desgaste será mucho menor al caso anterior, es decir, que aunque toda la curva “asciende”, la parte correspondiente a las primeras hileras lo hará menos, por lo que el tren completo tenderá a la distribución máxima cuando el diámetro de la hilera de salida se encuentre cercano a la tolerancia máxima. De lo anterior, la distribución propuesta incorpora el desgaste dinámico que experimenta el tren durante la trifilación en húmedo.

Respecto a la distribución original antes de la propuesta, se puede comentar que su mayor desvío respecto del nominal se encuentra muy desplazado hacia secciones transversales mayores. Esto provoca que el alambre tras pasar la misma cantidad de hileras que en la distribución nominal presente dimensiones mayores, que son compensadas con mayores reducciones hacia el final, cuando el alambre está más duro y más frágil también (Rojas *et al.*, 2008), siendo ésta la principal causa de que los cortes antes de la propuesta se concentren en aquellos dados.

Tras la prueba de trifilación industrial, se observó que los cortes producto de trifilación disminuyeron desde 1,5 cortes/ton a 0,5 cortes/ton, y la tasa de desgaste de las hileras disminuyó en un 50%, dismi-

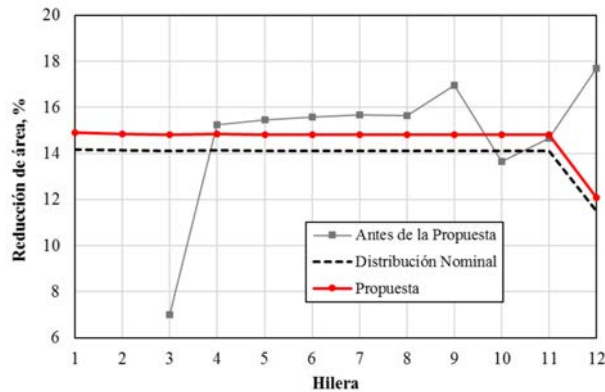


Figura N° 5. Distribuciones de tasas de reducción.

nuyendo con ello a la mitad los costos asociados al efecto tribológico. Lo descrito anteriormente se traduce en un aumento de la productividad de 54 h/mes, que se traduce en 75 ton/mes adicionales de producción de alambre para electrodos. Es decir, luego de las modificaciones del tren de laminación húmeda, la productividad de la planta aumento en un 9,4%, llegando hasta las 875 ton/mes de alambre cobrizado para electrodos AWS 70S-6.

## Conclusiones

Se realizó un estudio de la situación de una planta de trefilación húmeda que producía a un 80% de su capacidad nominal, identificando que los principales responsables de ella correspondían a la alta cantidad de cortes producto de la trefilación (problemas de diseño del tren) y el consumo de las hileras.

Tras el levantamiento realizado a las variables dimensionales de los conos de trefilación empleados, se determinó una distribución ideal, la que, junto con aplicar mejoras a la lubricación del sistema, se mo-

## Referencias

American National Standards Institute. 2012. Norma ANSI/AWS A5.18/A5.18M-99. Specification for carbon steel electrodes and rods for gas Shielded Arc Welding. Vol. 1. Washington DC, USA.

Artigas A, Allende R, Monsalve A, Carvajal L, Garza-Montes-de-Oca N, Colás R. 2019. Aumento de productividad en una planta de trefilación de aceros para la fabricación de electrodos AWS 70S-6. *Ingeniare* 27: 210-216. 2019. <https://doi.org/10.4067/S0718-33052019000200210>

Dieter D. 1968. *Mechanical metallurgy*, SI metric

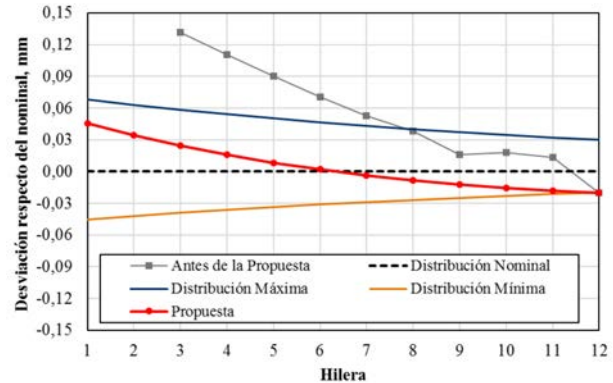


Figura N° 6. Desviaciones de la idealidad de los diámetros de las hileras.

dicó para lograr que el alambre deslizará sobre los conos para mejorar la extracción calórica del alambre durante sus sucesivas reducciones.

Tras pruebas del tren dinámico propuesto, se verificó un aumento de la productividad de la planta de un 9,4% que se tradujo en 75 ton/mes de producción adicional de la planta. Se espera que mejoras en las materias primas (menor nivel de inclusiones, por ejemplo) y en los procesos de soldadura de alambón inicial incrementen, aún más, la productividad de la planta de alambre para electrodos AWS 70S-6.

## Agradecimientos

Los autores desean agradecer a los proyectos DI-CYT, Código 051614AA, Vicerrectoría de Investigación, Desarrollo e Innovación, y al proyecto 1555LD; ambos de la Universidad de Santiago de Chile. Rodrigo Allende desea agradecer a Comisión Nacional de Investigación Científica y Tecnológica, CONICYT-PFCHA/Doctorado Nacional/2017-21170167 por el financiamiento de sus estudios de postgrado.

edition. McGraw-Hill Book Company. 3a Edición Internacional. Vol. 1, 635-650. Londres, UK.

Peña J. 2008. Análisis del proceso de trefilado de tubos. Tesis, Pontificia Universidad Católica de Chile. Santiago, Chile.

Rojas E, Celentano D, Artigas A, Monsalve A. 2008. Simulación experimental y numérica de un proceso de trefilado húmedo de un alambre de acero al carbono” *Ingeniare* 16: 188–194. <https://doi.org/10.4067/S0718-33052008000100008>

# Fragilización por hidrógeno y Brush Plating

## Hydrogen embrittlement and Brush Plating

O. Sepúlveda y Alberto Monsalve

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

[alberto.monsalve@usach.cl](mailto:alberto.monsalve@usach.cl)

### Resumen

---

Se hace una revisión de los mecanismos de daño por hidrógeno, incluyendo el ampollado por hidrógeno, la precipitación interna de hidruros, el agrietamiento por precipitación de hidruros, el ataque por hidrógeno y la fragilización por hidrógeno. Se analizan los tipos de fractura en función de los puntos de residencia del hidrógeno y la interacción del hidrógeno con los aceros, estudiándose las etapas de disolución, difusión y transporte de hidrógeno. Se describe el proceso de "Brush Plating" que se aplica a una superficie con el fin de reparar los daños en los recubrimientos anticorrosivos. Finalmente, se describe el procedimiento para evaluar el daño por hidrógeno en aceros, a través del método de la carga incremental detallado en la norma ASTM F1624-12, analizándose el caso de un acero SAE 4340 sometido a brush-plating en comparación con el mismo acero sometido a carga de hidrógeno. El resultado muestra la validez de la norma aludida en la determinación del daño por hidrógeno en aceros.

**Palabras Clave:** Daño por hidrógeno; Brush-plating; Método de carga incremental.

### Abstract

---

A review is made of the mechanisms of hydrogen damage, including hydrogen blistering, internal hydride precipitation, hydride precipitation cracking, hydrogen attack, and hydrogen embrittlement. The types of fracture are analyzed as a function of the hydrogen residence points and the interaction of hydrogen with steels, studying the stages of hydrogen dissolution, diffusion and transport. "Brush Plating" process that is applied to a surface in order to repair damage to anticorrosive coatings, is described. Finally, the procedure for evaluating hydrogen damage in steels is analyzed, through the incremental loading method detailed in the ASTM F1624-12 standard, studying the case of a SAE 4340 steel subjected to brush-plating in comparison with the steel subjected to hydrogen loading. The result shows the validity of the referenced standard in the determination of hydrogen damage in steels.

**Keywords:** Hydrogen damage; Brush-plating; Incremental step loading.

## Introducción

Uno de las causas de falla en aceros y otras aleaciones lo constituye el daño por hidrógeno. Consiste en la introducción de hidrógeno en un metal o aleación que se produce cuando se dan ciertas condiciones de presencia de hidrógeno, tensiones tractivas y de un material susceptible a absorber hidrógeno. Ejemplos de esto es la entrada de hidrógeno en aceros usados como envases que contienen este gas comprimido, las tuberías que transportan agua o hidrocarburos, las industrias que manejan ácidos, como las empresas que se dedican a los recubrimientos. En todos estos casos, el daño por hidrógeno está siempre acechando a los metales y aleaciones, produciendo una pérdida en la ductilidad de la aleación y un deterioro de las propiedades mecánicas, especialmente en la respuesta a fractura, conocida como fragilización por hidrógeno.

Siguiendo la clasificación propuesta en los ASM Handbook (ASM Handbook Vol. 11, 2002), se distinguen cinco tipos de daño que serán introducidos brevemente a continuación:

Ampollado por hidrógeno o (blistering) que se produce por la recombinación del hidrógeno atómico disuelto en el metal para formar H<sub>2</sub> molecular. En puntos cercanos a la superficie, la presión del gas provoca el inflado de la piel del material.

Precipitación interna de hidruros. Cuando las condiciones no permiten que el material se ampolle, el hidrógeno provoca el desarrollo de zonas frágiles en el entorno de los puntos en los que se concentra. Las zonas fragilizadas presentan una forma circular, conocida como "copo de hidrógeno", con el punto de concentración de gas en su centro.

Agrietamiento por precipitación de hidruros. En este caso, el hidrógeno facilita la aparición de fases

frágiles en una matriz dúctil, lo que da lugar a pequeños crecimientos de grieta para cargas mucho menores a las de diseño. Se debe tener presente que un hidruro, la combinación química de un metal con el hidrógeno, es un material muy frágil con un muy bajo valor de tenacidad a la fractura (KIC).

Ataque por hidrógeno. En este caso el hidrógeno reacciona con algunos de los componentes de las aleaciones y los productos de esta reacción. Un ejemplo de esto es la reacción entre hidrógeno y carburo de hierro.  $Fe_3C + 4H \rightarrow 3Fe + CH_4$ . En este caso se produce metano, el cual a su vez puede producir ampollamiento (Schweitzer, 2007).

Fragilización por hidrógeno. Se trata de un proceso en el que los átomos de hidrógeno disueltos en el metal interaccionan con su microestructura reduciendo su tenacidad. Aunque se trate de un proceso fenomenológicamente sencillo, la correcta descripción de los mecanismos metalúrgicos que dan lugar a la pérdida de tenacidad genera controversia (aún no del todo resuelta) en la comunidad científica (Pressourye, 1980).

Esto se debe en parte a que la tipología de fractura puede variar en función del elemento microestructural con el que interaccione el hidrógeno. Por ejemplo, cuando el hidrógeno se concentra en bordes de grano, se considera que reduce la energía de los enlaces atómicos y facilita la aparición de fracturas intergranulares. La segregación del hidrógeno a precipitados incoherentes con la matriz, sin embargo, puede dar lugar a los tres tipos de rotura: dúctil, intergranular o de tipo clivaje.

Dado que el hidrógeno puede interactuar con una variedad de componentes y características microestructurales, se genera cierta confusión a la hora de identificar cada interacción. En la Tabla N° 1 se resumen las diversas tipologías microestructurales y su interacción con el hidrógeno (Álvarez Laso, 1998).

Localización del Hidrógeno	Clivaje	Intergranular	Dúctil
Intersticial			
Bordes de grano			
Precipitados incoherentes			
Dislocaciones			
Poros y Rechupes			
Precipitados coherentes			

Tabla N° 1. Tipologías de rotura mediando la fragilización por hidrógeno, en función de los puntos de residencia del hidrógeno adaptado de (Álvarez Laso, 1998).

Como ya se mencionó, es necesario que se den tres condiciones para que exista fragilización por hidrógeno: tensiones tractivas, un material susceptible y presencia de hidrógeno.

**Tensiones tractivas:** Se debe tener en cuenta que la FPH se puede producir tanto en presencia de tensiones externas como de tensiones internas, residuales, los efectos de entalla y las deformaciones plásticas locales, que juegan un rol fundamental en el proceso de fisuración (Figuroa Gordon, 2005).

**Materiales susceptibles:** El fenómeno de fragilización por hidrógeno aparece en materiales metálicos de alta resistencia como aceros, aleaciones de aluminio y de titanio. La susceptibilidad de los aceros a este fenómeno normalmente aumenta al hacerlo la resistencia mecánica del material (Otero-Huerta, 2001). La fragilización por hidrógeno ocurre en aceros al carbono, en aleaciones Fe-Cr martensíticas y ferríticas y también en otros metales como vanadio, molibdeno y tantalio (Uribe *et al.*, 2011). La composición química, la microestructura y la presencia de inclusiones son elementos clave en la resistencia a la fisuración inducida por el hidrógeno. La microestructura, por ejemplo, interviene tanto en los procesos de transporte de hidrógeno desde el ambiente a la zona de fisuración: adsorción, absorción, transporte (difusión) y acumulación, como en los propios mecanismos de fragilización (Figuroa Gordon, 2005).

Las microestructuras más duras y con formas aciculares son las más susceptibles a sufrir daño por hidrógeno. De un modo general se acepta la siguiente relación con respecto a su susceptibilidad al daño por hidrógeno. De mayor a menor se tienen las siguientes microestructuras: Martensita > Bainita > Perlita laminar > Martensita revenida a alta temperatura > Ferrita+perlita laminar > Ferrita+cementita globular (Uribe *et al.*, 2011).

La martensita sin revenir es muy sensible a la acción del H, las estructuras de templado y revenido son menos sensibles (nula para altas temperaturas de revenido) y las estructuras laminares son más sensibles que las globulares. También, las estructuras consistentes en perlita globular o bainita superior son menos afectadas a la acción del H que las estructuras martensíticas o bainita inferior (Ovejero-García, 2016).

**Medio agresivo:** Como ya se ha mencionado, el hidrógeno puede ser aportado por varios tipos de

medios, desde una atmósfera rica en H<sub>2</sub>, hasta un ambiente industrial en que se manipulen ácidos y algunos procesos electrolíticos pasando por los ambientes altos en humedad (ASM Handbook Vol. 13 A, 2003).

## Efectos sobre las propiedades del material

La fragilización por hidrógeno produce una disminución de la ductilidad y de la resistencia tensil máxima del material (Fontana, 1987; Robergé, 2000). También disminuye la tenacidad a la fractura del material y aumenta considerablemente la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga (Zafra, 2016). La fisuración propia de FPH tiene generalmente un aspecto frágil a escala macroscópica, cuando sin embargo a escala microscópica puede estar asociada a diferentes mecanismos de rotura, tanto frágiles, intergranulares o transgranulares por cuasi-clivaje, como dúctiles, coalescencia de microhuecos o desgarramiento plástico (Oriani, 1978).

## Interacción del hidrógeno con el acero

Los principales factores que contribuyen a elevar o disminuir la solubilidad y/o difusividad de hidrógeno en los aceros son la temperatura, la composición química, la estructura cristalina y subestructura, el tiempo, el estado de tensión, la presencia de gases y líquidos, el medio ambiente, la concentración del hidrógeno en el acero, la presión, las condiciones superficiales, las propiedades físicas y mecánicas del material, entre otras (Interrante & Raymond, 1995).

Ahora bien, ¿cómo es que se produce la entrada de hidrógeno en el acero? En general se está de acuerdo en que se produce un mecanismo de disolución del hidrógeno en el metal y de su difusión dentro de éste. A continuación, se analizarán ambas etapas.

**Disolución:** La Figura N° 1 ilustra el mecanismo de entrada de hidrógeno cuando se produce el proceso de electrólisis en el acero que se da a través de las siguientes etapas:

- El hidrógeno protónico (H<sup>+</sup>) migra hacia la superficie del acero debido a la polaridad del cátodo.
- Es absorbido en la superficie del metal donde

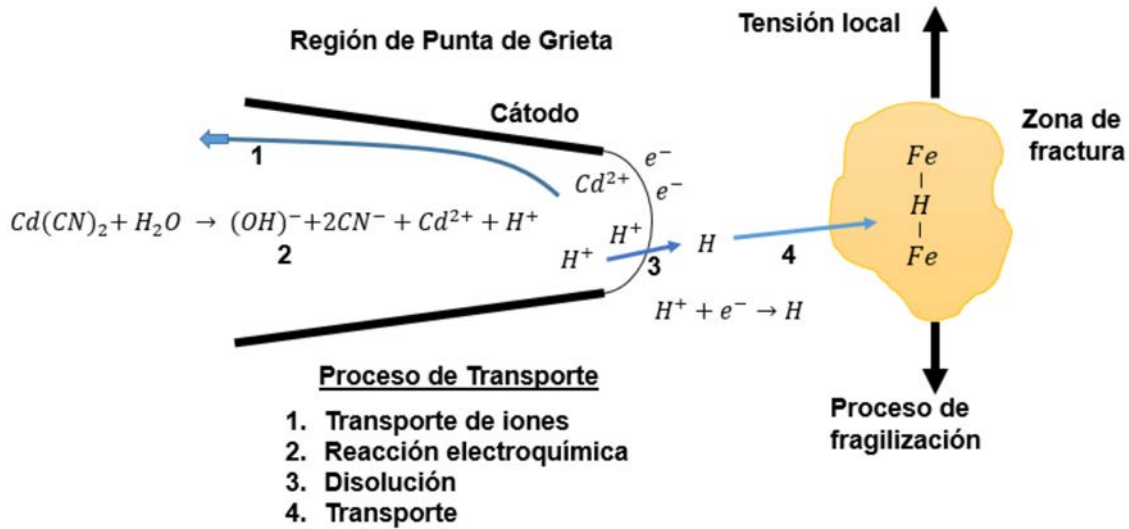


Figura N° 1. Entrada de hidrógeno en acero (Sepúlveda, 2019).

una elevada diferencia de concentración entre esta superficie libre y el interior del material, garantiza las condiciones para que ocurra la difusión en estado sólido.

- Finalmente es absorbido por el acero.

**Difusión:** La fuerza motriz que permite el movimiento del hidrógeno es proporcionada por gradientes térmicos y por gradientes de potencial químico del hidrógeno en el interior del acero, causando la movilidad del hidrógeno de la siguiente manera:

- Difusión intersticial que es la difusión del hidrógeno a través de los intersticios de la red cristalina; en general sigue las leyes de Arrhenius y de Fick.
- Transporte de hidrógeno por las dislocaciones en atmósferas de Cottrell, cuando ocurre deformación plástica. En este caso, el hidrógeno es arrastrado por la línea de la dislocación en su movimiento.
- Cortocircuito de difusión, que ocurre en la red donde la difusión es más rápida. Es el caso de los límites de grano y a lo largo de los núcleos de dislocaciones.

Es importante tener presente que el tamaño del átomo de hidrógeno es de sólo 0,092 nm, el más pequeño de los átomos. Esta es la razón por la cual su difusividad es tan grande. Para justificar esta aseveración, es útil analizar la tabla 2, donde se muestra el tamaño de los intersticios octaédricos y tetraédricos en las celdas BCC y FCC del hierro. Dado que el tamaño del átomo de hidrógeno es comparable con el tamaño de los intersticios, se concluye que el hidrógeno efectivamente puede difundir en la red de hierro. Además, la solubilidad es mayor en hierro FCC debido al mayor tamaño de los intersticios octaédricos.

Por otro lado, el menor factor de empaquetamiento atómico de la estructura BCC en relación a la FCC justifica los mayores valores del coeficiente de difusión del hidrógeno en aquella estructura cristalina.

**Transporte de Hidrógeno:** El movimiento del hidrógeno en el acero se produce debido a dos mecanismos que compiten entre sí: difusión intersticial y movimiento de dislocaciones.

	Diámetro atómico (nm)	FEA	Diámetro intersticios octaédricos (nm)	Diámetro intersticios tetraédricos (nm)
Fe $\alpha$ (BCC)	0,248	0,68	0,038 (6/celda unidad)	0,072 (12/celda unidad)
Fe $\gamma$ (FCC)	0,252	0,74	0,104 (4/celda unidad)	0,057 (8/celda unidad)

Tabla N° 2. Diámetro atómico y de los intersticios en el hierro BCC y FCC (FEA: factor de empaquetamiento atómico) (Askeland *et al.*, 2010; Smith y Hashemi, 2006; Callister y Rethwisch, 2018).

En la difusión intersticial, la fuerza impulsora para la difusión del hidrógeno es un gradiente en el potencial químico generado por una diferencia en la concentración de hidrógeno en la red o por un gradiente en la componente hidrostática del campo elástico de tensiones.

En cuanto al movimiento de dislocaciones, cuando hay deformación plástica, los átomos de hidrógeno pueden ser arrastrados por las dislocaciones en su movimiento. Una vez absorbidos, los átomos de hidrógeno se unen a las dislocaciones formando las denominadas atmósferas de Cottrell y se mueven con ellas. De este modo son arrastrados por las dislocaciones hacia lugares potenciales de inicio de grieta, como las inclusiones o los bordes de grano (Sepúlveda, 2019).

**Atrapamiento de hidrógeno:** Los átomos de hidrógeno también pueden difundir y encontrarse apasionados en trampas de la microestructura lo cual disminuye su tasa de transporte. Las trampas son zonas que tienen mayor afinidad con el hidrógeno que los sitios intersticiales, es decir, lugares de la red en los que la probabilidad de escape del hidrógeno es menor que para un sitio normal, tales como las interfases entre matriz, las inclusiones, los límites de granos y los defectos cristalinos, entre otros sitios donde la energía de interacción con el hidrógeno es mayor que la encontrada entre el hidrógeno y los espacios cristalinos de la red. La presencia de trampas en el acero aumenta la solubilidad del hidrógeno ya que se generan sitios adicionales donde éste puede alojarse. En el caso de los aceros, prácticamente cualquier defecto o imperfección en la microestructura puede considerarse una posible trampa (Fontana, 1987).

## Recubrimiento selectivo (Brush Plating)

Es una técnica de electrodeposición en donde se envuelve una almohadilla (usualmente de algodón) absorbente alrededor de un ánodo, para luego ser empapado con un electrolito rico en iones metálicos de interés y se frota sobre la superficie que se desea recubrir, la cual actúa como cátodo en el proceso (Schweitzer, 2007).

Es un proceso de alta velocidad que requiere de una fuente de poder, con la cual se puede controlar el proceso mediante la variación de la corriente y voltaje generado.

La herramienta usada es un electrodo inerte cubierto con un material absorbente adecuado a la solución con la que se desee trabajar. El electrodo puede ser el ánodo o el cátodo dependiendo del tratamiento, ya que se usa una polaridad catódica en la limpieza de la pieza y anódica en la deposición (Pressourye, 1980).

El tiempo requerido depende del grosor deseado, superficie y la eficiencia de la solución, además la rectificación necesaria posterior es mucho menor en comparación con el depósito convencional. Además, para llevar a cabo el tratamiento se requiere de:

- **Electrolitos especiales:** contienen un mayor contenido de metal que los usados convencionalmente con el fin de lograr altas tasas de deposición. Además, al frotar la almohadilla sobre la superficie de contacto, se agita y genera la reposición de la solución en la interfaz metal-líquido.
- **Ánodos y almohadilla:** Los ánodos deben ser insolubles, para ello se utiliza grafito que resulta fácil de mecanizar, así como metales como titanio platinado, tántalo y aleaciones de platino. Por otro lado, el acero inoxidable es insatisfactorio ya que es propenso a ataques en ciertos ambientes (Ej. Cloruro).
- **Fuente de poder:** se requiere un equipo que suministre un mínimo de 30 V que es necesario para el proceso, además, debe tener corriente inversa ya que se invierte la polaridad del electrodo dependiendo de la etapa. En cuanto a precauciones de seguridad es necesario un seguro en caso de algún corto circuito.

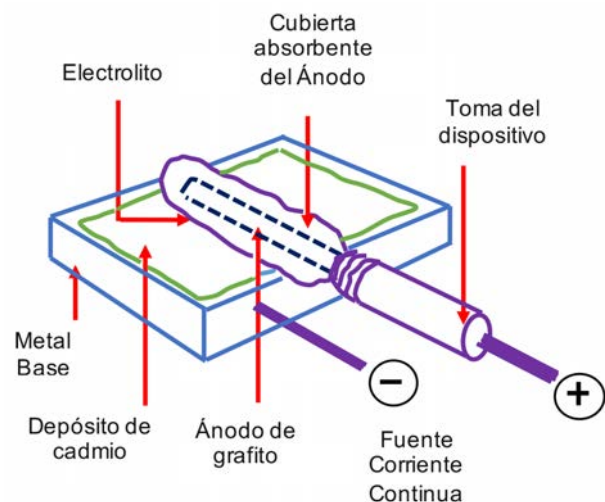


Figura N° 2. Esquema de un recubrimiento a un área selectiva (Pressourye, 1980).

El proceso de Brush Plating posee una serie de factores que lo hacen atractivo, como que se puede realizar in situ, no está limitado por el tamaño de la pieza y puede ser aplicado sobre áreas selectivas trayendo consigo un ahorro a considerar.

Además, permite depositar variados elementos, como Cd, Cr, Cu, Cu-Ni, Ni, Ni-Co, o combinaciones más complejas Ni-Fe-W-P-S, dependiendo de los requerimientos. Por ejemplo, este último caso se usa con el fin de obtener una alta dureza, alcanzando 910 Vickers (Álvarez Laso, 1998).

Este procedimiento requiere de una buena preparación y limpieza adecuada pudiendo generar una adhesión tanto o mejor que una electrodeposición convencional, además, como el electrolito es desechado tras su uso, evita que se acumulen contaminantes, que perjudiquen el proceso. Todos estos factores permiten que el Brush Plating tenga buenos resultados a la hora de reparar partes dañadas y corregir componentes electrodepositados defectuosos.

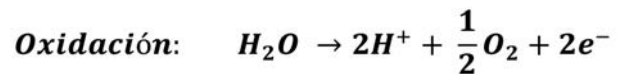
Por otro lado, cuenta con aspectos negativos, como la necesidad de una preparación exhaustiva, un operador con mucha experiencia para obtener buenos resultados y soluciones electrolíticas costosas, ya que se van desechando constantemente.

## Cadmium Plating

Dentro de los metales a depositar, se encuentra el cadmio. Es un metal que se caracteriza por ser altamente tóxico para los seres humanos, tanto como el mercurio. Se usa para la fabricación de pilas y baterías, algunas soldaduras, fotografía, fuegos artificiales, en algunas plantas nucleares como estabilizante y como recubrimiento.

En aeronaves se usa ampliamente contra la corrosión de los componentes del fuselaje y sujetadores fabricados con acero. Se corroe a una baja tasa en ambientes clorurados generando protección a largo plazo, además, actúa como revestimiento de sacrificio ya que tiene un potencial más negativo que el acero.

El proceso de Cadmium Plating se lleva a cabo en un ambiente básico, mediante la adición de cianuro, y otros agentes acomplejantes, y se generan principalmente las siguientes reacciones:



Este tratamiento puede generar altas concentraciones de hidrógeno disuelto, que en contacto con el acero puede difundir hacia el interior, acumulándose en sitios de alta tensión, pudiendo causar fragilización por hidrógeno (Figuroa Gordon, 2005).

Como ya se ha expuesto, uno de los problemas a resolver cuando se aplica Brush Plating es el de la fragilización por hidrógeno. La pregunta a hacer. ¿produce el proceso de Brush Plating fragilización por la introducción de hidrógeno al acero que se recubre mediante este procedimiento?

La respuesta a esta pregunta se lleva a cabo a través de pruebas mecánicas. Estas pruebas mecánicas están descritas en la norma ASTM F1624-12 (ASTM F1624-12, 2012). En esta norma se describen los denominados ensayos de carga incremental (ISL: Incremental Step Loading).

El procedimiento de ensayo consiste en aplicar a las probetas un programa de carga incremental (ISL), registrando en todo momento la carga y el desplazamiento. La secuencia de carga viene determinada por la terna (#, %P, h), donde “#” identifica el número total de incrementos de carga de la secuencia, “%P” es el incremento de carga aplicado y “h” el tiempo de espera entre cada incremento. El programa responde a la siguiente secuencia:

- En primer lugar, se debe obtener el valor de carga máximo inicial del programa de ensayos empleando una probeta libre de fragilización. Este valor de carga se denomina Pmax.
- A continuación, se comienza ensayando la primera probeta afectada por hidrógeno.
- Se aplica un incremento de carga a la probeta de valor, “%P”, donde

$$\%P = \frac{P_{\max}}{\#}$$

- Se mantiene el desplazamiento fijo durante un tiempo “h”.
- Si se detecta crecimiento subcrítico de grieta (Figura N° 3, Type A), es decir, si la fuerza medida

por la celda de carga cae mientras se mantiene la probeta con una consigna de desplazamiento constante durante un tiempo  $h$ , el ensayo se da por terminado. Existen dos posibles escenarios:

- \* Si la carga de fin de ensayo difiere menos de un 5% de la carga máxima de la probeta anterior, se utiliza el valor obtenido para calcular el factor de intensidad de tensiones umbral de fragilización.
- \* Si la carga de fin de ensayo difiere más de un 5% de la carga máxima de la probeta anterior, se toma una nueva probeta y se repite el programa de ensayo, utilizando esta vez como carga máxima del programa el valor correspondiente a 1.1 veces la carga máxima de la probeta inmediatamente anterior (Figura N° 4).

- Si no se detecta crecimiento subcrítico de grieta, se aplica un nuevo incremento de carga.

Es evidente que el resultado de los ensayos depende del programa de carga, de modo que la norma F1624-12 establece tres patrones diferentes ( $\#$ ,  $\%P$ ,  $h$ ) para distintos rangos de dureza de material base:

- Dureza en HRC: [33,45] - Programa = (10/5/2,4): 10 escalones de carga de 2 horas de duración seguidos de 10 escalones de carga de 4 horas de duración, todos ellos de amplitud igual al 5% de la carga máxima objetivo. Tiempo máximo de ensayo: 60 horas.
- Dureza en HRC: [46,54] - Programa = (10/5/1,2): 10 escalones de carga de 1 hora de duración seguidos de 10 escalones de carga de 2 horas de

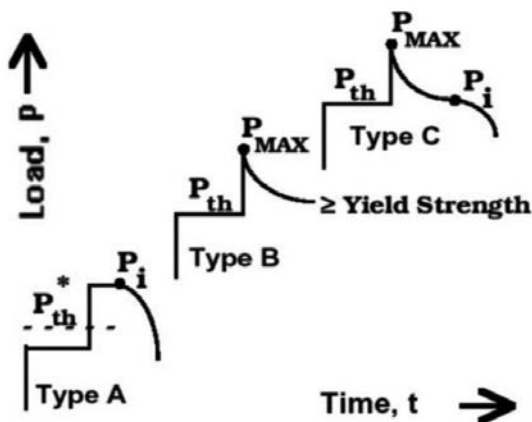


Figura N° 3. Identificación del crecimiento subcrítico de grieta (Type A) (ASTM F1624-12, 2012).

duración, todos ellos de amplitud igual al 5% de la carga máxima objetivo. Tiempo máximo de ensayo: 30 horas.

- Dureza en HRC:  $\geq 54$  - Programa = (20/5/1): 20 escalones de amplitud igual al 5% de la carga máxima objetivo, todos ellos de una hora de duración. Tiempo máximo de ensayo: 20 horas.

## Preparación de las probetas

Con el fin de evaluar el efecto de aplicar Brush Plating sobre muestras de acero de alta resistencia, se utiliza el ya mencionado método ISL (Incremental Step Loading) el cual requiere al menos de 9 probetas; 3 para obtener la carga máxima, 3 para ISL y 3 para cadmiar y posterior ISL. Las probetas que se usaron están basadas en la norma ASTM F519 (Figura N° 5), la cual se complementa con la norma ASTM F1624-12.

## Algunos resultados

El tratamiento térmico aplicado sobre el acero SAE 4340 es el siguiente:

- ✓ Las probetas se llevaron al horno, a una temperatura de 840°C por un tiempo de 60 minutos para lograr la austenización completa.
- ✓ Luego se realizó el temple en sales fundidas en el horno a una temperatura homogénea de 300°C, durante 30 segundos, suficiente para homogenizar la temperatura.
- ✓ Consecutivamente las muestras se templaron

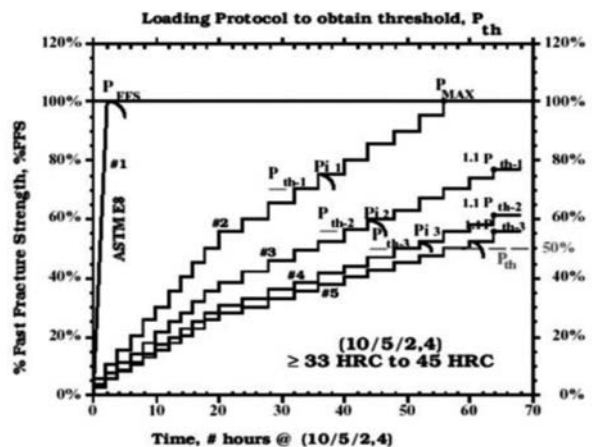


Figura N° 4. Ejemplo de programa de carga incremental para un acero de dureza menor que 45 HRC (ASTM F1624-12, 2012).

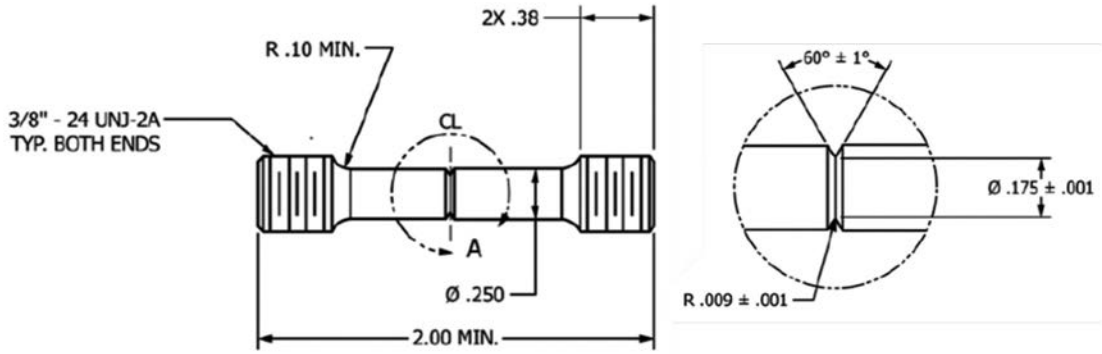


Figura N° 5. Diseño base de las probetas para método ISL (ASTM F519-17, 2017).

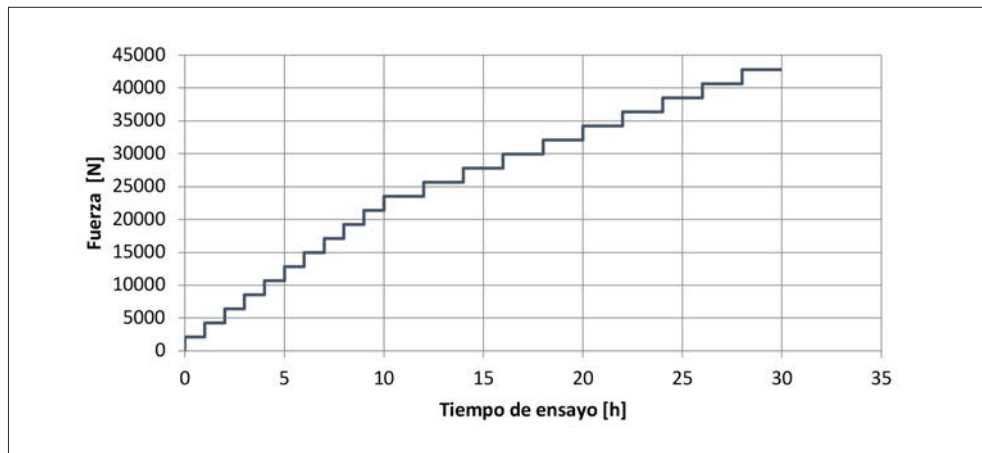


Figura N° 6. Gráfico ISL para probeta acero SAE 4340 tratado térmicamente (temple y revenido) sin cadmiar, con carga máxima de 42.800 N y con un incremento de 2.140 N por etapa.

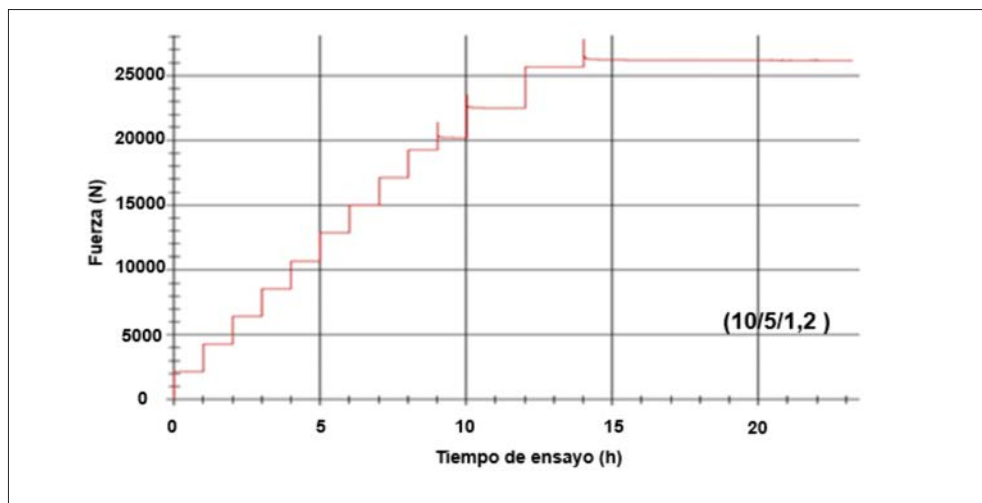


Figura N° 7. Gráfico carga incremental de probeta acero SAE 4340 tratado térmicamente cargado con hidrógeno 8 horas, con carga máxima de 42.800 N y con un incremento de 2.140 N por etapa.

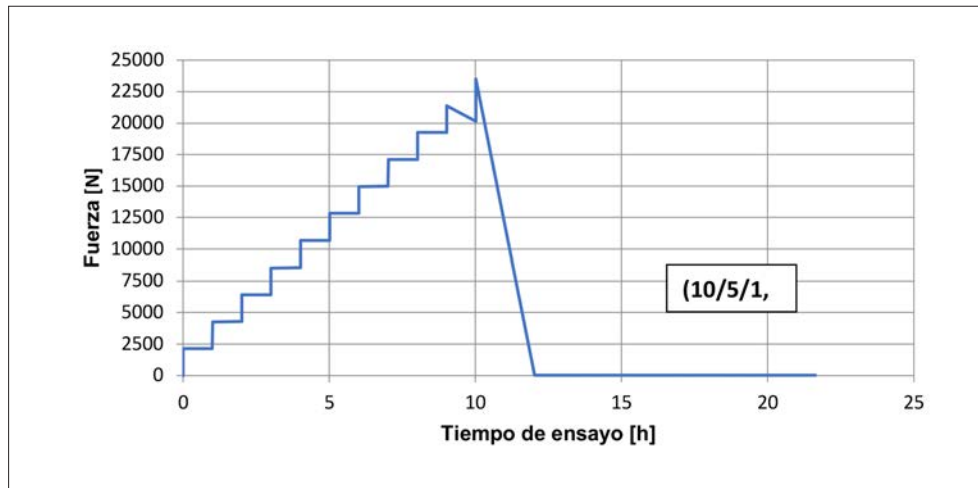


Figura N° 8. Gráfico ISL para probeta acero SAE 4340 tratado térmicamente cargado con hidrógeno 16 horas, con carga máxima de 42.800 N y con un incremento de 2.140 N por etapa.

en aceite a temperatura ambiente por 30 segundos y se dejaron enfriar al aire todas las probetas juntas para promover el auto revenido. Esto hasta alcanzar la temperatura ambiente.

✓ Finalmente se revinieron las probetas en un horno mufla eléctrica, a una temperatura de 125° C durante 30 minutos, y se retiraron del horno y dejaron enfriar al aire. Se midió dureza en escala HRC y se aseguró que el tratamiento térmico fue exitoso.

Las probetas de acero 4340 en estado de temple y revenido fueron ensayadas según la norma ASTM F1624. El acero fue sometido a una carga de hidrógeno de 8 y 16 horas comparándose con el mismo acero sin ser sometido a dicha carga de hidrógeno. En la Figura N° 6 se muestra el resultado de aplicar el procedimiento de carga incremental al acero 4340 templado y revenido sin haber sido sometido a carga de hidrógeno. En la Figura N° 7 y la Figura N° 8 se muestran los resultados de someter a este acero al procedimiento descrito en la norma F1624-12, después de haber sido sometido a una carga de hidrógeno de 8 y 16 horas.

En la Figura N° 6 no se produce ninguna caída en la carga, como debería esperarse, dado que este material no fue sometido a carga de hidrógeno. En la Figura N° 7 se produce una caída en la carga a un tiempo de 9, 10 y 14 horas. Sin embargo, la

forma de la caída muestra ser cóncava, lo cual se asocia a fluencia del material y no a propagación subcrítica de grieta. Finalmente, en el caso de la Figura N° 8, se aprecia una caída de la carga a un tiempo de 10 horas, disminuyendo ésta a cero. De esto se deduce que, al realizar una carga de hidrógeno por 16 horas, el material queda fragilizado por hidrógeno.

## Conclusiones

- Se describió el fenómeno de fragilización por hidrógeno y el procedimiento de Brush Plating.
- Se describió en detalle el procedimiento experimental descrito en la norma ASTM F1624-12 para evaluar fragilización por hidrógeno en aceros.
- Se analizaron algunos datos experimentales obtenidos en probetas de acero SAE 4340 en estado de temple y revenido, concluyendo que una carga de hidrógeno de 16 hr produce fragilización por hidrógeno.
- El proceso Cadmium Plating puede significar un alza importante en la utilidad de ENAER, debido al ahorro que puede generar, sin embargo, existe la necesidad de evaluar en distintos materiales y situaciones.

## Referencias

---

- Álvarez Laso JA. 1998. Fisuración inducida por hidrógeno de aceros soldables microaleados: caracterización y modelo de comportamiento. Tesis, Universidad de Cantabria, España.
- Askeland D, Fulay P, Wright W. 2010. The science and engineering of materials. Cengage Learning Customer & Sales Support, Stamford, USA.
- Becker WT, Shipley RJ. 2002. ASM Handbook Vol. 11. Failure analysis and prevention. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v11.9781627081801>
- ASM Handbook Vol. 13 A. 2003. Metals Handbook. A Corrosion: fundamentals, testing and prevention. (First Ed.). American Society for Metals. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.cpi2.t55030062>
- ASTM F1624-12. 2012. ASTM F1624-12 Standard test method for measurement of hydrogen embrittlement threshold in steel by the incremental step loading technique.
- ASTM F519-17. 2017. ASTM F519-12 Standard test method for mechanical hydrogen embrittlement evaluation of plating/coating processes and service environments.
- Callister W, Rethwisch D. 2018. Material science and engineering, Wiley Ed.
- Figueroa Gordon D. 2005. Hydrogen re-embrittlement susceptibility of ultra high-strength steels. Cranfield University School of Industrial and Manufacturing Science. Bedfordshire, UK.
- Fontana MG. 1987. Corrosion engineering. Mac Graw-Hill, México DF, México.
- Interrante C, Raymond L. 1995. Hydrogen damage, corrosion tests and standards ASM Handbook.
- Oriani RA. 1978. Hydrogen embrittlement of steels. *Ann Rev Mater Sci* 8: 327-357.
- Otero-Huerta E. 2001. Corrosión y degradación de metales. Editorial Sintesis, Madrid, España.
- Ovejero-García J. 2016. Degradación de los aceros por efecto del hidrógeno. Comisión Nacional de Energía Atómica, Buenos Aires, Argentina.
- Pressourye GM. 1980. Trap theory of hydrogen embrittlement. *Acta Metallurgica* 28: 895-911.
- Robergé P. 2000. Handbook of corrosion engineering. Mac Graw-Hill, México DF, México.
- Schweitzer P. 2007. Corrosion engineering handbook. Fundamentals of metallic corrosion. CRC Press, Boca Raton, USA.
- Sepúlveda O. 2019. Efecto de la electrodeposición de cadmio sobre la fragilización por hidrógeno en acero SAE 4340. Tesis, Universidad de Santiago de Chile.
- Smith W, Hashemi J. 2006. Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, Mc Graw-Hill, México DF, México.
- Uribe I, Velosa A, Zabala L. 2011. Fundamentos de daño por hidrógeno en aceros. *El Hombre y La Máquina* 36: 123-142.
- Zafra GA. 2016. Estudio de la difusividad y del agrietamiento por hidrógeno en aceros estructurales. Tesis, Universidad de Oviedo, España.

# Evaluación electroquímica de nuevos inhibidores de corrosión para molienda de minerales con agua de mar

## Electrochemical evaluation of new corrosion inhibitors for mineral grinding with seawater

Francisca Rojas, Braulio Fernández, Luis Magne, Gerardo Cifuentes y Belén Garrido  
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.  
[francisca.rojasb@usach.cl](mailto:francisca.rojasb@usach.cl)

### Resumen

---

En las plantas de procesamiento de minerales los medios de molienda, como bolas y barras, son fabricadas de acero; en molienda húmeda, su consumo normalmente es elevado debido a las componentes corrosivas del medio en que se efectúa, lo que provoca que el acero sea clasificado como un insumo crítico dentro del proceso. Es importante investigar cómo evitar o minimizar el impacto económico por consumo de acero en los medios de molienda, para ello se evaluaron electroquímicamente 3 inhibidores de corrosión orgánicos por voltametría lineal y utilizando la aproximación de Tafel, para medir corrientes y potenciales de corrosión. Fueron utilizadas soluciones de agua de mar con diferentes concentraciones de los inhibidores, para pH natural del agua de mar y pH de 9,5. El inhibidor que presenta los mejores resultados bajo las diferentes condiciones de pH y concentración es el inhibidor 3, con pérdidas de espesor promedio de 0,36 mm/año a pH natural y 0,7 mm/año a pH 9,5.

**Palabras Clave:** Corrosión; inhibidores; bolas; molienda; agua de mar.

### Abstract

---

In mineral processing plants the grinding media, such as balls and rods, are made of steel. In wet grinding, its consumption is usually high due to the corrosive components of the grinding medium, therefore steel is classified as a critical input within the process. It is important to investigate how to avoid or minimize the economic impact by consumption of steel in grinding media. For this end, three organic corrosion inhibitors were electrochemically evaluated by linear voltametry and Tafel approximation. Seawater solutions with different concentrations of inhibitors were used for natural seawater pH and pH 9.5. The inhibitor that presents best results under the different conditions of pH and concentration is inhibitor 3, with a loss of average thickness of 0.36 mm/year at natural pH and 0.7 mm/year at pH 9.5.

**Keywords:** Corrosion; inhibitors; balls; grinding; seawater.

## Introducción

El alto costo que representan las bolas de molienda dentro de una planta de procesamiento de minerales hace de este insumo un punto crítico de la minería chilena. A nivel nacional, el consumo de acero, como medio de molienda, es de 486.900 toneladas al año con un aumento anual, pronosticando para el 2028 un alza del 4,7%.

En molienda húmeda, el consumo de acero es muy alta debido a las componentes corrosivas del medio. Existe la coincidencia entre muchos investigadores que existe un efecto sinérgico entre la corrosión y sollicitaciones mecánicas a las que son sometidos los medios moledores. Aunque resulta difícil separar la contribución de cada uno de los efectos sobre los medios de molienda al consumo global.

En molinos de laboratorio, la corrosión puede representar de un 25 a 75% de la pérdida del metal dependiendo de los factores mineral – metal – ambientales, involucrados. Mientras que, en molinos industriales con alimentación continua y de gran tamaño, el consumo de acero por corrosión representa menos del 10% (Remark y Wick, 1976; Natarajan *et al.*, 1984; Rajagopal e Iwasaki, 1992).

La molienda húmeda reúne todos los elementos necesarios para la corrosión, como: la gran área superficial de los medios de molienda, además de un área aún mayor de mineral molido, cuyo potencial electroquímico en las partículas es más noble (cátodo) que el acero de los medios de molienda (ánodo) y, además, la abrasión continua que elimina cualquier partícula protectora que se haya formado en la superficie de los medios de molienda (Gangopadhyay y Moore, 1985). Además, el desgaste abrasivo produce nuevas superficies listas

para sufrir corrosión y considerando que los diferentes mecanismos de abrasión eliminan cualquier producto de corrosión.

Existen diversos factores que influyen en la corrosión al interior de la cámara de molienda, entre ellos se encuentran el pH, presencia de iones cloruro y/o sulfato, cantidad de oxígeno disuelto y la presencia de aditivos necesarios para la etapa de flotación. El desgaste por corrosión aumenta cuando el mineral tratado contiene conductores, como, calcopirita, pirita, calcosina y pirrotita (Gangopadhyay y Moore, 1985).

Iwasaki, *et.al.* 1998; propuso un modelo de corrosión para los medios de molienda, que involucra dos tipos de celdas galvánicas, como se observa en la Figura N° 1. En la celda diferencial galvánica, la superficie erosionada actúa como ánodo, mientras que la superficie no erosionada actúa como cátodo, y las reacciones de corrosión correspondientes son de oxidación de hierro en la primera área y de reducción de oxígeno en la segunda. El segundo modelo implica interacción galvánica entre el mineral y medio de molienda. Las partículas minerales, principalmente sulfuros de cobre, actúan como cátodos y el acero de los medios de molienda como ánodos, y este acoplamiento galvánico acelera el desgaste.

Las siguientes reacciones electroquímicas están previstas cuando los medios moledores son de acero o hierro fundido (Fontana, 1987; Natarajan, 1995).

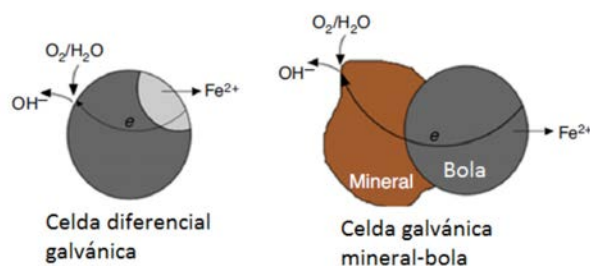
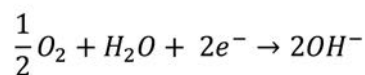
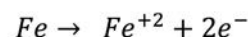


Figura N° 1. Modelos de corrosión de medios de molienda. Fundido (Iwasaki *et al.*, 1998).

El revestimiento de óxido o hidróxido formado, generalmente, no es adherente ni resistente a la abrasión y se desgasta fácilmente, permitiendo una reacción química adicional. En las bolas de acero aleadas, el óxido de cromo y películas de hidróxido formadas son más resistentes a la abrasión que las de hierro. Sin embargo, incluso el alto contenido de cromo no es capaz de proteger completamente los grados de acero inoxidable cuyas tasas de desgaste pueden ser iguales a la de acero al carbono (Natarajan, 1995).

## Agua de mar en procesos mineros

La escasez hídrica y su creciente demanda ha afectado diversos sectores productivos, entre ellos el sector minero, ya que gran parte de las faenas se ubican en regiones con los mayores déficits hídricos. Bajo estas condiciones, las compañías mineras han desarrollado tecnologías para el uso eficiente de este recurso, entre ellas, y por la condición geográfica del país, es la utilización de agua de mar en los procesos mineros (Cochilco, 2017). Existen dos posibilidades para esto, desalinizar el agua y/o usar directamente agua de mar. El consumo de agua marina es de 5,1 m<sup>3</sup>/s actualmente aumentado a 11,2 m<sup>3</sup>/s para 2028, según pronósticos. En el 2027, se espera que el 90% del agua proveniente del océano será destinada al tratamiento de sulfuros.

La salinidad está constituida por las sales disueltas en el cuerpo de agua, en este caso el océano. En la Tabla N° 1 se muestra la composición iónica del agua marina con su respectiva concentración.

La salinidad es parte de los diversos factores que aceleran la corrosión del acero por agua de mar debido al alto contenido del ion cloruro, provocando un aumento en la conductividad del electrolito y favoreciendo la corrosión. Al momento de analizar el efecto de la salinidad en la velocidad de corrosión, es importante tener en cuenta su influencia en el contenido de oxígeno disuelto puesto que la velocidad de corrosión está gobernada por el acceso del oxígeno a la superficie metálica.

Especie iónica	Concentración, ppm, mm · kg <sup>-1</sup>	Parte de la salinidad, %
Cloruro, Cl <sup>-</sup>	19345	55,030
Sodio, Na <sup>+</sup>	10755	30,590
Sulfato, SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	2701	7,680
Magnesio, Mg <sup>2+</sup>	1295	3,680
Calcio, Ca <sup>2+</sup>	416	1,180
Potasio, K <sup>+</sup>	390	1,110
Bicarbonato, CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	145	0,410
Bromuro, Br <sup>-</sup>	66	0,190
borato, BO <sub>3</sub> <sup>3-</sup>	27	0,080
Estroncio, Sr <sup>2+</sup>	13	0,040
Fluoruro, F <sup>-</sup>	1	0,003

Tabla N° 1. Composición iónica del agua de mar (Anthoni, 2006).

La salinidad oceánica depende de la profundidad, la que a su vez afecta otras propiedades como la cantidad de oxígeno disuelto, pH, temperatura, entre otros. Si bien la temperatura varía en función de la época del año y del lugar, un aumento de esta variable genera un alza en la velocidad de corrosión en materiales metálicos.

Y, por último, la existencia de organismos animales o vegetales que están en el agua de mar, y la putrefacción de la materia orgánica también es considerada como una de las principales causas de la corrosión acelerada en este medio; la existencia de iones sulfuros ha demostrado ser nociva para la mayoría de los metales y las aleaciones.

## Inhibidores de corrosión

Se pueden distinguir cuatro tipos de inhibidores de corrosión: pasivadores o anódicos, catódicos, formadores de precipitados y orgánicos (Bradford, 1993).

Los inhibidores orgánicos solubles formaran un film por adsorción, el cual es de unas pocas moléculas de espesor e invisible. En cambio, el film formado por inhibidores insolubles puede llegar a constituir un espesor importante y visible. Estos films tienen una buena persistencia, lo que implica que su acción de inhibir es por un tiempo prolongado (Hackerman, 1947).

Los inhibidores orgánicos se pueden adsorber de forma física, debido a las fuerzas electroestáticas entre los iones orgánicos y la superficie del metal cargada eléctricamente; y química, donde existe transferencia de cargas durante la adsorción, siendo un proceso lento necesitando una fuerte energía de activación.

Esta investigación tiene por objetivo estudiar la corrosión electroquímica de las bolas de acero en agua de mar con diferentes inhibidores y comparar la eficiencia de estos. Los inhibidores para evaluar en este estudio son los del tipo orgánicos, estos se caracterizan por afectar la superficie completa del metal que se corroe, por lo cual, no pueden ser desintegrados al contrario de lo que ocurre con los inhibidores catódicos o anódicos.

## Procedimiento Experimental

Se realizaron 20 ensayos en total utilizando soluciones compuestas por agua de mar e inhibidores de corrosión, a pH natural y pH de 9,5. En la Tabla N° 2 se detallan las diferentes soluciones a ensayar, especificando el inhibidor, su concentración en base de 1 tonelada de agua de mar y el pH.

Para cumplir con los objetivos planteados, se desarrollaron dos tipos de pruebas, detalladas a continuación:

- Curvas de potencial – corriente transientes de voltametría lineal para la determinación de la cinética de corrosión.
- Curvas de potencial corriente del tipo Tafel, para la determinación del potencial y corriente de corrosión y así estimar la pérdida de espesor por corrosión generalizada.

Inhibidor	Concentración, g · ton <sup>-1</sup>	pH	
S / I <sup>1</sup>	-	Natural	
1	40		
	80		
	100		
2	40		
	80		
	100		
3	40		
	80		
	100		
S / I	-		9,5
1	40		
	80		
	100		
2	40		
	80		
	100		
3	40		
	80		
	100		
<sup>1</sup> Sin Inhibidor			

Tabla N° 2. Caracterización de las soluciones a utilizar para los diferentes ensayos.

Estas experiencias se realizaron utilizando un electrodo de referencia de sulfato cobre (Cu/CuSO<sub>4</sub>), cuyo potencial referido al hidrógeno es de 340 mV a 25°C.

## Resultados y discusiones

Se espera que los aditivos generen una inhibición total o parcial de la corrosión de las bolas de mollienda en el medio ácido en el que trabajan.

En la Figura N° 2 se visualizan las corrientes de corrosión y la pérdida de espesor para los diferentes inhibidores en función de su concentración a pH natural, al comparar la cinética de corrosión del acero en una solución de agua de mar sin inhibidor y con 40 g/ton de inhibidor 1, resultan tener un comportamiento muy similar entre sí, sin presentar una gran variación en la corriente de corrosión ni mucho menos en la pérdida de espesor en el acero.

Por otra parte, se observa que los inhibidores 1 y 2 no presentan una tendencia clara con el aumento de la concentración del reactivo, ya que a 80 g/ton se produce un alza de la cinética de corrosión para el inhibidor 1 con una densidad de corriente que aumenta de 0,21 a 0,325 mA/cm<sup>2</sup>, mientras que para el inhibidor 2 disminuye la cinética de corrosión de 0,13 a 0,08 mA/cm<sup>2</sup>. Al contrario, el inhibidor 3 presenta un comportamiento esperado en que al aumentar la concentración del inhibidor se genera una disminución de la cinética de corrosión, disminuyendo la corriente desde 0,12 mA/cm<sup>2</sup> a 0,04 mA/cm<sup>2</sup>.

Al modificar el pH a 9,5, se tiene que la cinética de corrosión aumenta en un 48%. y la pérdida de espesor del acero aumenta en 2,63 mm/año, en soluciones sin inhibidor.

En la Figura N° 3 se muestra el comportamiento de los inhibidores frente a la corrosión del acero cuando se trabaja a pH mayores al pH natural del agua. En general, se observa una tendencia de disminución en la cinética de corrosión junto con la pérdida de espesor del material para todos los inhibidores. Sin embargo, el inhibidor 1 presenta un comportamiento oscilante mostrando un pick para la concentración de 80 g/ton, análogo a lo ocurrido en soluciones a pH natural, donde la cinética de corrosión resulta ser mayor que para las concentraciones de 40 y 100 g/ton.

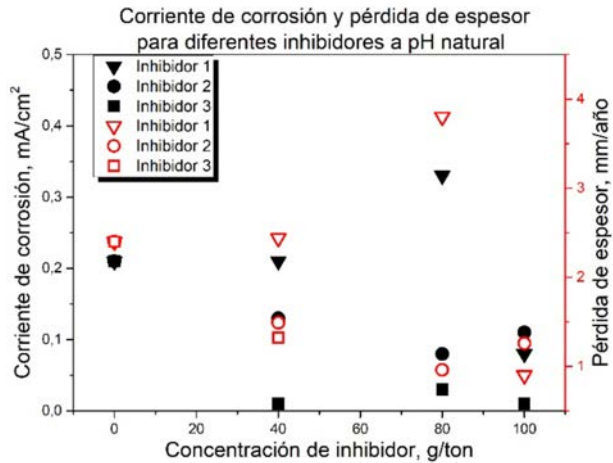


Figura N° 2. Corriente de corrosión, mA/cm<sup>2</sup>, y pérdida de espesor, mm/año; para un acero en función de la concentración del inhibidor, g/ton; para diferentes inhibidores a pH natural.

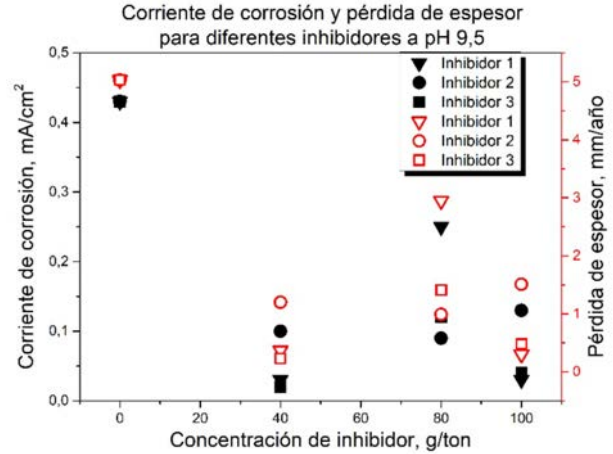


Figura N° 3. Corriente de corrosión, mA/cm<sup>2</sup>, y pérdida de espesor, mm/año; para un acero en función de la concentración del inhibidor, g/ton; para diferentes inhibidores a pH 9,5.

De las Figura N° 2 y Figura N° 3 se puede concluir que para las tres concentraciones utilizadas del inhibidor 1 las cinéticas de corrosión son menores cuanto se aumenta el pH disminuyendo un 85,71% para 40 g/ton; 24,24% a 80 g/ton del inhibidor y, finalmente, para la concentración de 100 g/ton la cinética de corrosión disminuyó en un 62,5%.

Para el inhibidor 2, al modificar el pH desde natural a 9,5; la cinética de corrosión se ve levemente aumentada en las tres concentraciones utilizadas.

En la Figura N° 4 se muestra el potencial de corrosión en función de la concentración de los diferentes inhibidores utilizados a pH natural, se puede visualizar que, en general, los inhibidores promue-

ven un aumento del potencial de corrosión previendo el consumo del acero de las bolas de molineta. En el caso del inhibidor 1 con una concentración de 80 g/ton el sistema es mayormente propenso a la corrosión que la solución sin inhibidor, al igual que el inhibidor 3 a 100 g/ton, aunque es menor medida. Sin embargo, este último es quien presenta una mejor protección contra la corrosión en cuanto a potencial cuando es utilizado a 40 g/ton de concentración con un aumento de 107,4 puntos en voltaje con respecto al sistema sin inhibidor.

Cuando se aumenta el pH a 9,5 la protección contra la corrosión decae para todos los inhibidores en todas sus concentraciones, desplazando el potencial a valores menores en comparación con el

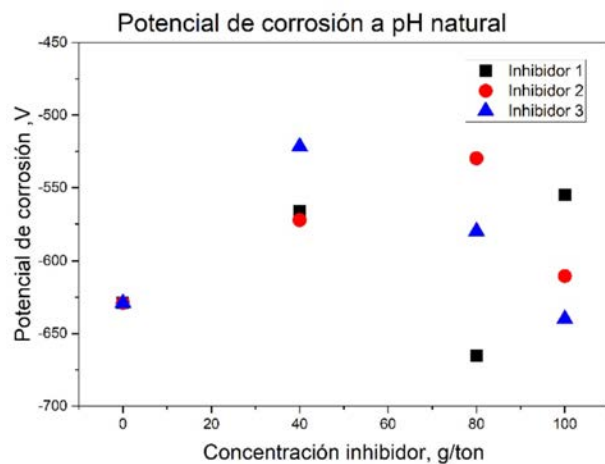


Figura N° 4. Potencial de corrosión utilizando diferentes inhibidores en función de su concentración a pH natural.

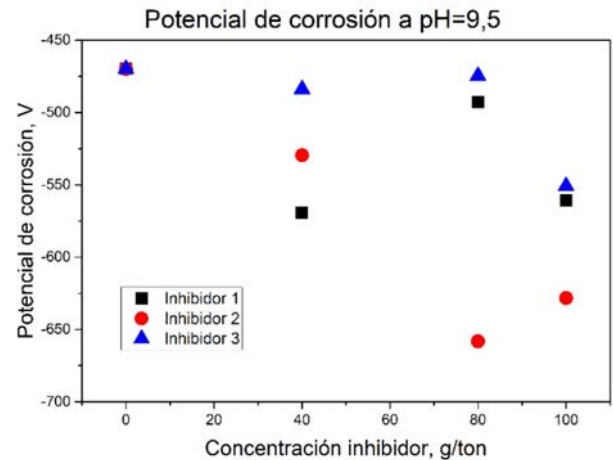


Figura N° 5. Potencial de corrosión utilizando diferentes inhibidores en función de su concentración a pH de 9,5.

potencial del sistema sin inhibidor. Esto puede ser visualizado en la Figura N° 5, donde la condición menos favorable ocurre con el inhibidor 2 a una concentración de 80 g/ton alcanzando potenciales de -658,2 V; y el inhibidor con menor variación de potencial fue el inhibidor 3 en todas sus concentraciones.

## Conclusiones

A pH natural, la susceptibilidad de corrosión disminuye a medida que aumenta el número del inhibidor, es decir inhibidor 1, 2 y 3. Mientras a pH 9,5, la susceptibilidad de corrosión disminuye en el orden de inhibidor 2, 1 y 3.

El aumento de concentración del inhibidor no asegura la disminución en la susceptibilidad a corro-

sión, ya que para el inhibidor 1 y 3 las mayores susceptibilidades se presentan para la concentración de 80 g/ton. Mientras que el inhibidor 2 presenta sus menores cinéticas de corrosión para 80 g/ton.

El inhibidor más afectado por el aumento del pH es el 2, seguido por el inhibidor 1. Siendo el menos afectado el inhibidor 3.

El inhibidor que presenta los mejores resultados bajo las diferentes condiciones de pH y concentración es el inhibidor 3.

## Agradecimientos

Agradecemos el apoyo financiero para esta investigación a la Corporación de Fomento de la Producción bajo el proyecto CORFO 16CONTEC-67392. Y a la Universidad de Santiago de Chile (USACH).

## Referencias

Remark JF, Wick OJ. 1976. Corrosion control in ball and rod mills. Paper No. 121, Corrosion/76, NACE, Houston, Texas, USA.

Natarajan KA, Riemer SC, Iwasaki L. 1984. Corrosive and Erosive Wear in Magnetic Taconite Grinding," Preprint No. 83-602, SME-AIME Annual Meeting, Atlanta, Georgia, USA.

Rajagopal V, Iwasaki I. 1992. The properties and performance of cast iron grinding media. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review* 11: 75-106.  
<https://doi.org/10.1080/08827509208914215>

Gangopadhyay AK, Moore JJ. 1985. The role of abrasion and corrosion in grinding media wear. *Wear* 104: 49-64.  
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(85\)90245-5](https://doi.org/10.1016/0043-1648(85)90245-5)

Iwasaki I, Pozzo RL, Natarajan KA, Adam K, Orlich JN. 1988. Nature of corrosive and abrasive wear in ball mill grinding. *International Journal of Mineral Processing* 22: 345-360

Natarajan KA. 1995. Laboratory studies on ball wear in the grinding of a chalcopyrite ore. *International Journal of Mineral Processing* 46: 205-213.  
[https://doi.org/10.1016/0301-7516\(95\)00093-3](https://doi.org/10.1016/0301-7516(95)00093-3)

Fontana MG, Greene ND. 1987. *Corrosion Engineering*, McGraw-Hill, New York, USA.

Cochilco. 2017. Análisis del mercado de insumos críticos en la minería del cobre. <https://www.cochilco.cl>

Anthoni FJ. 2006. Seafriends: discover what it takes to save the sea, the environment, the world. <http://www.seafriends.org.nz/issues/war/intro.htm>

Bradford SA. 1993. *Corrosion Control*. Chapter: Corrosion Inhibitors, Springer, Germany.

Hackerman N. 1948. Use of inhibitors in corrosion control. *Corrosion: The journal of science & engineering*, 4: 45-60.  
<https://doi.org/10.5006/0010-9312-4.2.45>

# Caracterización de material y determinación de propiedades de fractura de un acero TWIP

## Material characterization and determination of fracture properties of a TWIP steel

Matías Bordone<sup>1</sup>, Juan Perez-Ipiña<sup>2</sup> y Alberto Monsalve<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.

<sup>2</sup>GMF, CONICET, Argentina  
matias.bordone@usach.cl

### Resumen

---

Los aceros *TWIP*, Twinning-Induced Plasticity (plasticidad inducida por maclado) están incluidos en el grupo de los denominados segunda generación de aceros avanzados de alta resistencia. Son aceros con alto contenido de manganeso (20% en peso aproximadamente) y totalmente austeníticos a temperatura ambiente. Tienen, a priori, un elevado potencial de aplicación por la particularidad de presentar una excelente combinación de resistencia y ductilidad, a la que se suma su gran capacidad de deformación ante esfuerzos de impacto entre otras cualidades sobresalientes. Los principales tópicos contemplados en las investigaciones llevadas a cabo en los aceros TWIP corresponden al estudio de las propiedades mecánicas tradicionales y la correlación entre éstas y la microestructura. Existen estudios acerca de conformabilidad, soldabilidad y fatiga por citar algunos más particulares. El presente trabajo se enfoca en una caracterización mecánica-metalúrgica de un acero de composición base y la determinación de las propiedades a fractura, aspecto del que no se dispone de mucha información en la literatura.

**Palabras Clave:** TWIP; Plasticidad inducida por trenza; Tenacidad a fractura; Curva J-R; JIc.

### Abstract

---

Twinning-Induced Plasticity or *TWIP* steels are included in the second generation of advanced high-strength steels. Their manganese content is about 20 % in weight and the microstructure is fully austenitic at room temperature. TWIP steels becomes one of the most attractive and potential materials for many applications due their exceptional combination of strength and ductility and high energy absorption capacity under impact loading among other outstanding features. The main topics considered in researching of TWIP steels correspond to the study of mechanical properties and its correlation with microstructure. More particular investigations were developed in formability, weldability and fatigue properties. The present work is focused in a mechanical and metallurgical characterization of a base composition TWIP steel and the determination of fracture properties with the aim to explore this subject considering that not much information is available in literature.

**Keywords:** TWIP; Twinning-induced plasticity; Tenacidad a fractura; Curva J-R; JIc.

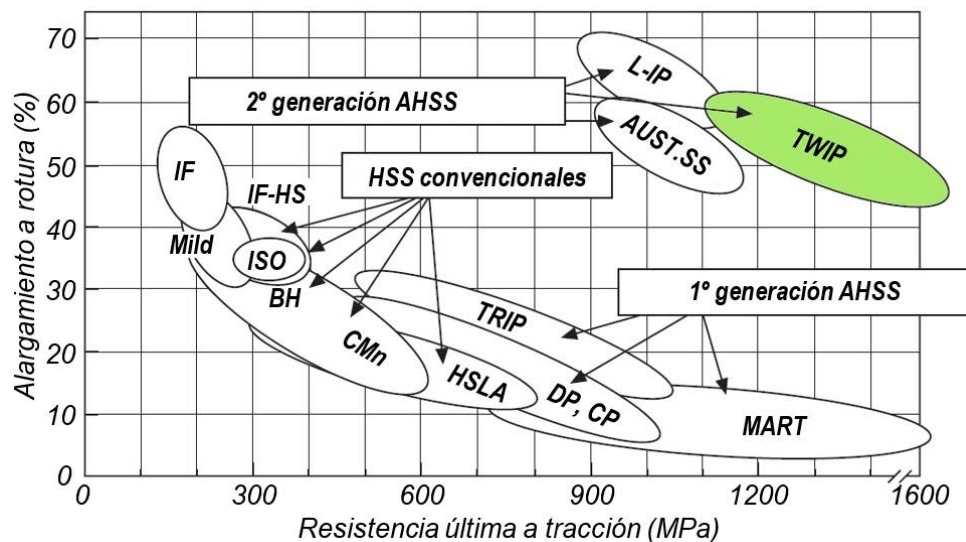
## Introducción

El constante y creciente desarrollo tecnológico que aconteció en los últimos años en diversas áreas del sector metal-mecánico condujo al planteamiento de importantes desafíos. Éstos se vieron reflejados en la necesidad de contar con piezas cuyos diseños son cada vez más complejos, y los materiales utilizados para su construcción deben ser capaces de resistir eficientemente las solicitaciones externas impuestas, tanto en los procesos de fabricación como durante el desempeño en servicio. También deben tomarse en consideración todos los aspectos referidos a la seguridad, confiabilidad y costos propios de la producción. Los requisitos contemplados fueron en gran parte alcanzados en los denominados Aceros Avanzados de Alta Resistencia (Fonstein, 2015; Rana y Singh, 2016).

Actualmente existen tres generaciones de aceros avanzados de alta resistencia. Dentro de la primera se encuentran, entre otros, los denominados Dual Phase (DP) y Transformation Induced Plasticity (TRIP) respectivamente (Badeshia y Honeycombe, 2006; Chiaberge, 2011; Fonstein, 2015). Los aceros TWIP, sigla que en su idioma original corresponde a *Twinning-Induced Plasticity* y se traduce al

castellano como *plasticidad inducida por maclado*, se encuadran dentro de la segunda generación de AHSS. Fueron patentados por la compañía Surcoreana Posco en 1991, pero no fue hasta comienzos de la primera década del 2000 cuando se iniciaron las pruebas a escala industrial, las que se vieron motivadas al advertir una de sus características más relevantes: exhiben una elevada resistencia a tracción en combinación con gran ductilidad (UTS dentro del rango 900 - 1100 MPa y alargamientos a rotura de entre 50 y 60 % a temperatura ambiente) (Grässel *et al.*, 2000). Esta particularidad los destaca respecto de otros aceros, posicionándolos hacia el vértice superior derecho del diagrama  $\delta$  % vs.  $\sigma_{UTS}$  que se muestra en la Figura N° 1. Sumado a lo anterior, y al igual que los aceros TRIP y DP, los TWIP presentan una excelente capacidad de absorción de cargas de impacto.

Si bien los aceros TWIP fueron concebidos para aplicaciones automotrices, no se descarta su aplicación en otros ámbitos por sus atractivas propiedades. De hecho, publicaciones recientes los proponen para la fabricación de componentes estructurales destinados a utilizarse en edificios para absorber energía producto de la acción de cargas sísmicas (Kusakin y Kaibyshev, 2016).



**AHSS:** Advanced High Strength Steels, **AUST.SS:** Austenitic Stainless Steels, **BH:** Bake Hardenable, **C-Mn:** Carbon-Manganese, **CP:** Complex Phase, **DP:** Dual Phase, **HSLA:** High Strength Low Alloy, **HSS:** High Strength Steels, **IF:** Interstitial Free, **IF-HS:** Interstitial Free-High Strength, **ISO:** Isotropic, **L-IP:** Lightweight Steels with Induced Plasticity, **MART:** Martensitic, **Mild:** Mild steels, **TRIP:** Transformation-Induced Plasticity, **TWIP:** Twinning-Induced Plasticity.

Figura N° 1. Ductilidad (expresada como porcentaje de alargamiento a rotura) vs. resistencia última a tracción para diferentes tipos de aceros (adaptado de (Rowe, 2012)).

Existen aspectos que aún permanecen abiertos en los citados aceros y uno de ellos corresponde al estudio de las propiedades de fractura (De Cooman *et al.*, 2018). En la Ciencia de Materiales moderna, la mecánica de fractura constituye una valiosa herramienta que permite caracterizar la resistencia que ofrece un material a la propagación de fisuras. La información obtenida es de gran valía no sólo al momento de proyectar o diseñar un componente, sino también para abordar situaciones de piezas fisuradas que se encuentran en servicio. A través de la mecánica de fractura es posible analizar bajo qué condiciones una pieza puede coexistir con el defecto o bien determinar si éste constituye un riesgo potencial de falla. Lo anterior es especialmente relevante en aquellos casos en los que el riesgo de vida humana y/o impacto ambiental es elevado. Una aplicación muy útil de esta especialidad yace en la comparación de la tenacidad a fractura de distintos materiales en virtud de seleccionar al más tenaz para una aplicación determinada.

En los aceros de alto manganeso pueden desarrollarse tres mecanismos de endurecimiento. Ellos son el deslizamiento de dislocaciones, el maclado mecánico y la transformación martensítica  $\gamma \rightarrow \epsilon$ , la cual puede inducirse térmicamente (durante el enfriamiento del material una vez fundido) y/o mecánicamente (por acción de esfuerzos externos) (Bergeron *et al.*, 1997). El parámetro que rige la in-

teracción entre estos mecanismos y define la preponderancia de uno sobre otro es la *energía de falla de apilamiento*. Ver Figura N° 2.

El excepcional endurecimiento por deformación que presentan los aceros TWIP se atribuye al efecto Hall-Petch dinámico, advertido por Remy a finales de los 70 (Remy, 1978). Este fenómeno se basa en la interacción entre los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones y maclado mecánico. Ante la acción de una carga externa se activa inicialmente el primero de los citados mecanismos y cuando se alcanza una deformación ingenieril del 2 al 5% comienza a desarrollarse el maclado mecánico. El aumento en la fracción volumétrica de maclas, disminuye la distancia efectiva para el deslizamiento de dislocaciones. Las maclas constituyen barreras al deslizamiento, promoviendo así el endurecimiento por deformación en la medida que se incrementa el esfuerzo actuante (De Cooman y Findley, 2018). La Figura N° 3 corresponde a una ilustración esquemática de este fenómeno.

En aleaciones con energías de fallas de apilamiento dentro del rango 18 - 45 mJ/m<sup>2</sup> se logra el efecto TWIP, es decir, competencia entre maclado mecánico y deslizamiento de dislocaciones con estructuras completamente austeníticas a temperatura ambiente, suprimiéndose la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$  (Allain *et al.*, 2004). Los principales factores que

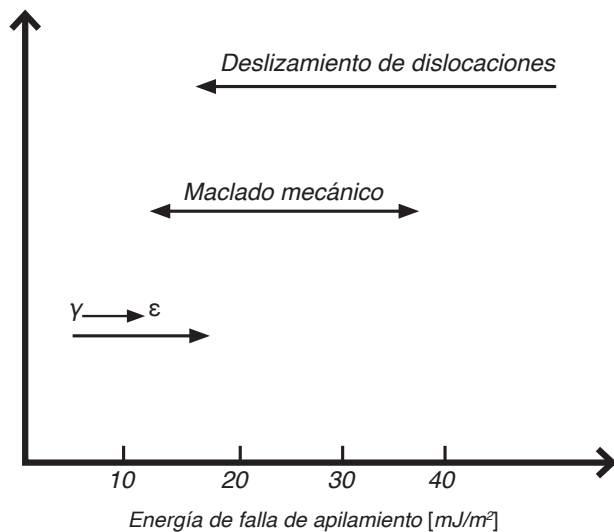


Figura N° 2. Relación entre la energía de falla de apilamiento y los mecanismos de endurecimiento posibles en aceros de alto contenido de manganeso (adaptado de (Fonstein, 2015)).

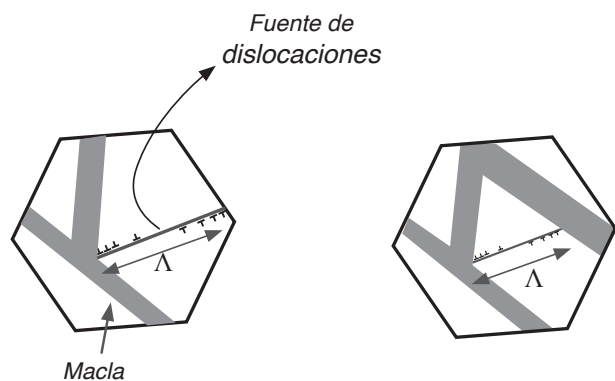


Figura N° 3. Representación esquemática del efecto Hall-Petch dinámico. El patrón original de deslizamiento de dislocaciones disminuye su longitud debido al aumento en la fracción volumétrica de maclas, obstaculizando a las dislocaciones y dando lugar a un considerable aumento del endurecimiento por deformación (adaptado de (De Cooman & Findley, 2018)).

inciden en el valor de la energía de falla de apilamiento son la composición química y la temperatura. Existe también una influencia del tamaño de grano, aunque de manera menos significativa que en el caso de los dos parámetros citados (Zambrano, 2016).

El presente trabajo se inició fabricando una aleación cuya composición química fue definida sobre la base a la energía de falla de apilamiento, con el objeto de que se desarrolle únicamente el efecto TWIP a temperatura ambiente. Una vez fabricada se sometió a un procesamiento termomecánico y se realizaron estudios y determinaciones referidos a la caracterización química y microestructural. Luego se efectuaron ensayos para determinar algunas de las propiedades mecánicas clásicas y las propiedades de fractura bajo la metodología elasto-plástica.

## Fabricación del acero.

### Tratamiento termomecánico

El acero estudiado en el presente trabajo fue fabricado en un horno de inducción abierto, trasvasándose el metal en estado líquido a una cuchara y desde allí a un molde de arena de sílice con resina fenólica y catalizador recubierto con pintura de magnesita. Las dimensiones de la palanquilla fabricada son aproximadamente iguales a 90 mm de alto, 90 mm de ancho y 400 mm de longitud con un peso de 25 kg. El tratamiento termomecánico adoptado es similar a los desarrollados en otros estudios (Wietbrock *et al.*, 2010; Daamen *et al.*, 2012; De Barbieri *et al.*, 2018). Se inició en una forja abierta en temperaturas dentro del rango 950 - 1150°C, quedando el espesor final en 20 mm. Continuó con una homogeneización a 1200°C durante un tiempo de 40 minutos procediendo luego con el laminado en caliente a las mismas temperaturas que el forjado. Se efectuaron un total de dos pasadas, reduciéndose el espesor a 16 mm (20% de reducción). Inmediatamente luego de finalizar la última pasada se procedió a templar en un horno con baño de sales a 350°C por 40 minutos. Finalmente, las muestras se extrajeron del horno dejándose enfriar al aire.

## Determinación de la composición química

La composición química de la aleación estudiada se obtuvo mediante un análisis por espectrometría de emisión óptica en un equipo marca Spectro Analytical Instruments, modelo SPECTROMAXx. Este análisis fue realizado en un fragmento extraído del material que fue sometido al tratamiento termomecánico descrito en el apartado anterior. En la Tabla N° 1 se presentan los resultados obtenidos, correspondientes al promedio de las últimas dos mediciones según lo indicado en la norma adoptada como referencia (ASTM, 2013b).

## Energía de falla de apilamiento

En el presente trabajo la energía de falla de apilamiento se calculó a temperatura ambiente aplicando el modelo termodinámico de Olson y Cohen (Olson y Cohen, 1976), definido en la ecuación (1). Este modelo se basa en la interpretación de Hirth (Hirth, 1970) de una falla de apilamiento como un embrión de martensita de estructura HCP, y se calcula sobre la base de la diferencia de energía libre de Gibbs entre la fase  $\epsilon$  (HCP) y la  $\gamma$  (FCC).

$$EFA = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (1)$$

en donde  $\rho$  es la densidad superficial de los átomos en los planos {111},  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  el cambio en la energía libre de Gibbs (fuerza motriz) requerida para que se produzca la transformación  $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$  y  $\sigma^{\gamma/\epsilon}$  la energía por unidad de superficie de la interface {111} entre las fases  $\gamma$  y  $\epsilon$ .

La Tabla N° 2 presenta el resultado obtenido y se compara con valores tomados de otros estudios en donde se analizaron composiciones químicas que pueden considerarse próximas a la estudiada y en las que se ha comprobado experimentalmente que se desarrolla únicamente el efecto TWIP. El valor obtenido guarda relación con la composición determinada y con los valores consultados. En la tabla se han reportado dos valores para una misma aleación y calculados con el mismo modelo que

C	Mn	Si	Cr	P	S	Fe
0,54	20,69	0,19	0,13	0,021	0,001	Bal.

Tabla N° 1. Composición química de la aleación estudiada (% en peso/peso).

	Energía de falla de apilamiento [mJ/m <sup>2</sup> ]	Referencia
Aleación estudiada	21,2	-
Fe-20Mn-0,65C	23,5	(Mazancová y Mazanec, 2009)
Fe-22Mn-0,60C	19,0	(Allain <i>et al.</i> , 2004)
Fe-22Mn-0,60C	23,0	(Dumay <i>et al.</i> , 2008)

Tabla N° 2. Energía de falla de apilamiento calculada a temperatura ambiente para la aleación en estudio y comparación con valores extraídos de bibliografía a la misma temperatura.

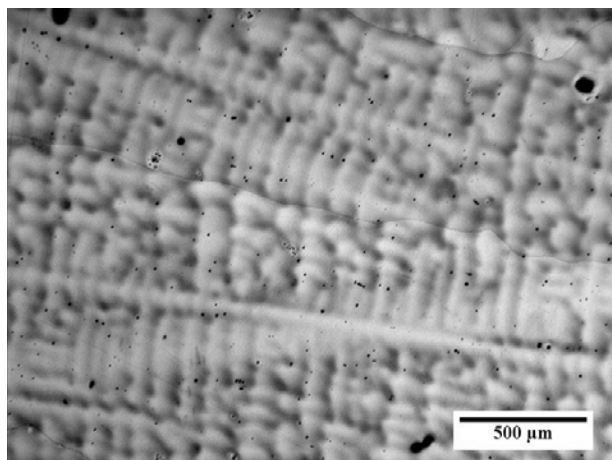
difieren entre sí con el objeto de resaltar que existe cierto grado de incertidumbre asociado (Gholizadeh, 2013). Entre otros factores, una de las principales fuentes de tal incertidumbre radica en el valor adoptado para el parámetro  $\sigma^{ve}$  que puede variar entre 5 y 15 mJ/m<sup>2</sup> (Zambrano, 2016).

## Caracterización microestructural

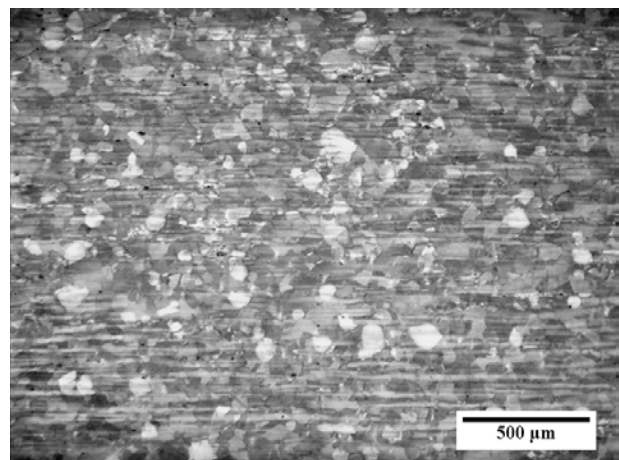
Los análisis desarrollados en este apartado fueron llevados a cabo en fragmentos extraídos mediante cortes por electroerosión, en virtud de no alterar la microestructura por efecto del calor y/o deformación que podría propiciarse utilizando otras técnicas de corte. La preparación de las superficies de las probetas metalográficas se inició con papeles de lija de diversas granulometrías, finalizándose en paño con alúmina de 0,5  $\mu\text{m}$  en suspensión y utilizando agua destilada como lubricante/refrigerante.

Todas las micrografías presentadas en el trabajo fueron obtenidas en un microscopio marca Zeiss® modelo Axiotech equipado con una cámara de video Donpisha® modelo XC-003 3 CCD.

La micrografía de la Figura N° 4a corresponde al material en condición de colada, pudiendo apreciarse una estructura del tipo dendrítica constituida completamente por granos bastos de austenita. La Figura N° 4b fue tomada luego del forjado del material, presentándose una estructura también austenítica y de morfología consistente en bandas con segregación asociada, no evidenciándose rastros de la estructura original de colada. En la Figura N° 5 se presenta la microestructura final resultante del tratamiento termomecánico, la que está constituida por granos poligonales de austenita con una distribución y tamaño más uniforme respecto del forjado, habiéndose atenuado las bandas de segregación.



(a)



(b)

Figura N° 4. Análisis metalográfico. (a) Estado de colada (50X). (b) Forjado (50X). Ataque: nital 2%.

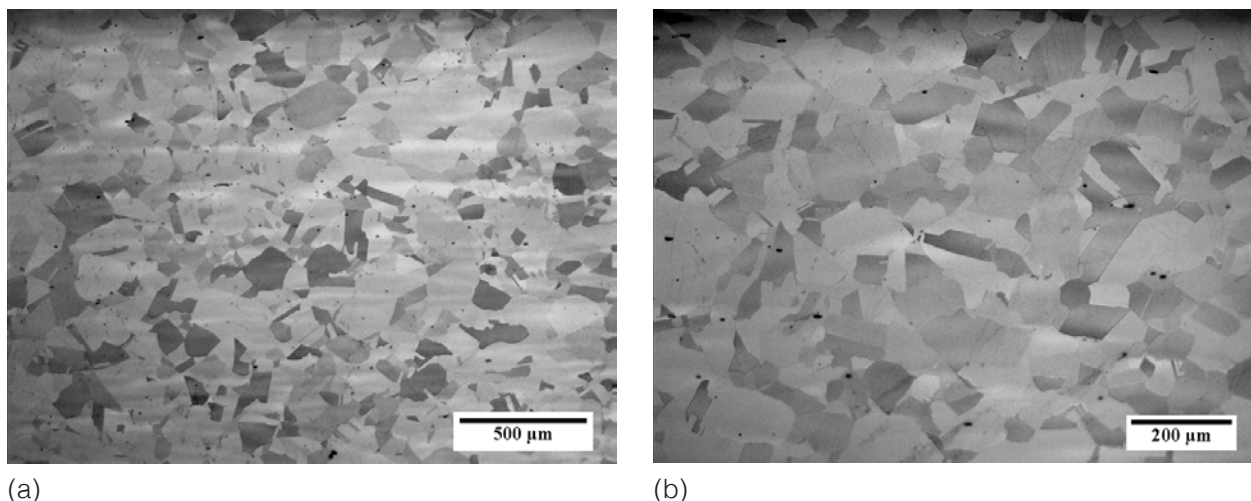


Figura N° 5. Caracterización microestructural. Condición resultante del tratamiento termomecánico. (a) 50X. (b) 100X. Ataque: nital 2%.

La Tabla N° 3 presenta los resultados de la determinación del contenido de inclusiones no metálicas acorde a los lineamientos estipulados en la norma ASTM E45 (ASTM, 2018b), la cual caracteriza a las inclusiones por su morfología de acuerdo a los cuatro grupos indicados. En la misma tabla se detallan los resultados de la medición del tamaño de grano realizada sobre las muestras tomadas en dirección de laminación y adoptando el método de comparación establecido en la norma ASTM E112 (ASTM, 2013a). Se informa el número ASTM (G) y su equivalencia en relación al tamaño promedio en micrones.

## Caracterización mecánica

### Ensayos de dureza

Los ensayos de dureza fueron ejecutados tomando como referencia a la norma ASTM E18 (ASTM,

2019) en un durómetro de banco marca EMCO - TEST®, modelo M4R-075, adoptando la escala Rockwell B (penetrador esférico de  $\varnothing 1/6''$  de carburo de tungsteno, pre-carga de 10 kgf y carga total de 100 kgf). Se realizaron un total de seis (6) improntas. Los resultados se detallan en la tabla 4, de donde se desprende que los valores son repetitivos y guardan relación con los considerados típicos de aceros inoxidable austeníticos laminados en caliente de la serie 300 (McGuire, 2008).

### Ensayo estático de tracción

Se efectuó un ensayo estático de tracción bajo los lineamientos de la norma ASTM E8 (ASTM, 2016) en una máquina universal Zwick/Roell® modelo Z050 ProLine, de 50 kN de capacidad sobre una probeta plana extraída con su eje longitudinal coincidente con la dirección de laminación y el espesor

Nivel inclusionario							
Tipo A: sulfuro		Tipo B: alúmina		Tipo C: silicato		Tipo D: óxido globular	
Serie		Serie		Serie		Serie	
Fina	Gruesa	Fina	Gruesa	Fina	Gruesa	Fina	Gruesa
0,5	0,5	0	0	1,5	0,5	1,0	0,5
Tamaño de grano							
G				2 - 3			
$\bar{d}$ [ $\mu\text{m}$ ]				179,6 - 127,0			

Tabla N° 3. Caracterización microestructural. Nivel inclusionario según norma ASTM E45 (ASTM, 2018b) y tamaño de grano según ASTM E112 (ASTM, 2013a).

						Dureza [HRBW]	
1	2	3	4	5	6	Promedio	Desv. estándar
89,1	89,8	89,5	92,0	89,7	91,7	90,3	1,23

Tabla N° 4. Ensayos de dureza.

Esfuerzo de fluencia ( $\sigma_{YS}$ ) [MPa]	Esfuerzo último ( $\sigma_{YS}$ ) [MPa]	Alargamiento a rotura ( $\epsilon_R$ ), $L_0 = 50$ mm [%]	Indice de endurecimiento por deformación (n)
342	974	63,0	0,61

Tabla N° 5. Ensayo estático de tracción.

con la dirección normal. Tal probeta fue obtenida mediante cortes por electroerosión, mejorándose luego la terminación superficial por medio de una lijadora de banda con papeles de granulometrías 400 y 600 para las zonas planas y una lijadora circular de altas revoluciones para los radios de encuentro entre la zona calibrada y las de amarre. En la Figura N° 6 se expone un esquema con las dimensiones generales.

El ensayo fue realizado bajo atmósfera controlada de laboratorio (temperatura de 23°C y 35% de humedad relativa) a una velocidad de 2,5 mm/min. La deformación se midió desde el inicio hasta un valor del 5% con un extensómetro de contacto directo (tipo clip-on) modelo digiClip® del mismo fabricante de la máquina. Luego se continuó midiendo con la barra travesera de la máquina hasta alcanzar la rotura. La Figura N° 7 corresponde a una fotografía de la probeta montada en la máquina con el extensómetro acoplado, previo al inicio del ensayo.

La Tabla N° 5 presenta los resultados obtenidos. Los gráficos de la Figura N° 8 corresponden a la curva de tensión vs. deformación verdadera, obtenida

convirtiendo los valores ingenieriles que se almacenan en el computador de la máquina con las ecuaciones correspondientes (Davis, 2004). En la misma figura se aprecia un detalle hacia los valores más bajos de deformación donde comienzan a manifestarse fluctuaciones en la carga a medida que crece la deformación. Este flujo aserrado es usual en ensayos de tracción uniaxiales a temperatura ambiente en aleaciones Fe-Mn-C y se atribuye a la iniciación y propagación de bandas denominadas “Portevin – LeChatelier” en las que se localiza la deformación. El fenómeno que subyace a la formación y propagación de estas bandas en los aceros TWIP corresponde al de envejecimiento por deformación dinámico (“Dynamic Strain Aging”, DSA) basado en la interacción entre dislocaciones que se deslizan y la difusión de átomos de carbono hacia ellas tendiendo a anclarlas (Chen *et al.*, 2007). Además del flujo aserrado, otra consecuencia macroscópica del fenómeno DSA es un coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación negativo, lo que explica la baja estricción (reducción de área de fractura) resultante del ensayo (Bouaziz *et al.*, 2011).

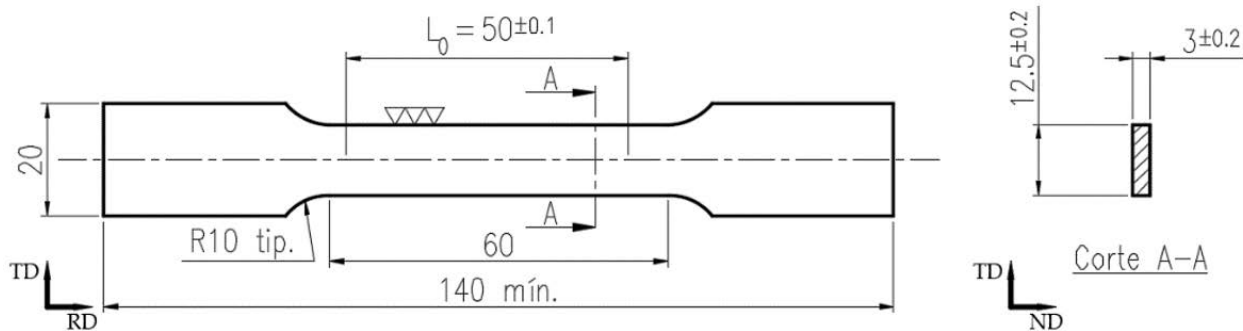


Figura N° 6. Ensayo estático de tracción. Dimensiones de la probeta empleada.

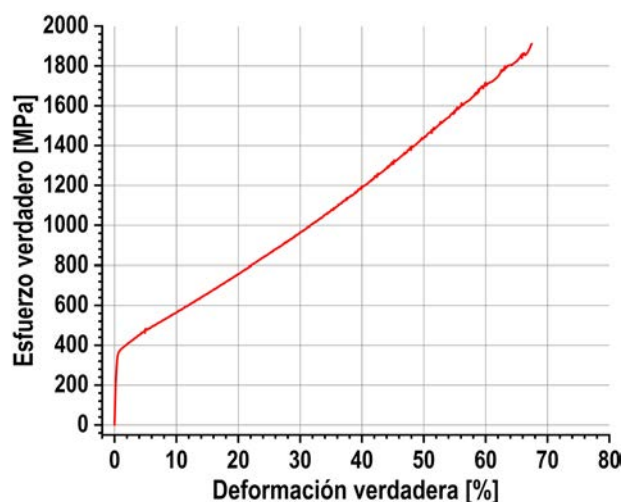


Figura N° 7. Ensayo estático de tracción. Fotografía de la máquina y detalle de zona de mordazas en instante previo al inicio del ensayo.

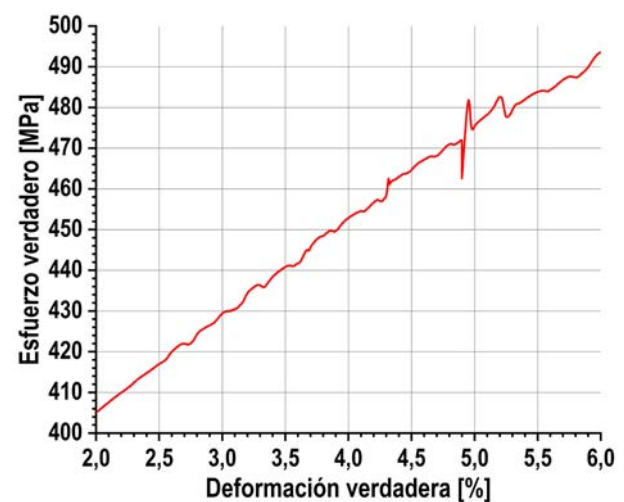
Luego de la realización del ensayo se extrajeron fragmentos de las dos mitades de la probeta conteniendo a las superficies de fractura. Los cortes se efectuaron en forma manual con un arco de sierra y protegiendo las superficies de fractura. Uno de estos fragmentos se expone en la Figura N° 9a donde puede constatarse la baja estricción que caracteriza a estos aceros y se atribuye al fenómeno DSA comentado previamente. La observación de la superficie de fractura en un microscopio electrónico de barrido (SEM) permite afirmar que el micromecanismo que opera es del tipo dúctil, es decir, por nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, denominados “voids” (hoyuecos). Alrededor de las cavidades se observan zo-

nas de deformación (zonas claras) denominadas “dimples”. Estos se generan por la deformación de la matriz en torno a inclusiones no metálicas o partículas de segunda fase (Liu, 2005). En la Figura N° 9b se expone la imagen obtenida en el SEM mediante electrones secundarios, indicándose con una flecha una inclusión no metálica.

Con los fragmentos extraídos se prepararon probetas metalográficas para ser observadas en un microscopio óptico. La Figura N° 10a presenta una imagen tomada en el perfil de rotura, siendo el mismo del tipo transgranular, característico de las roturas dúctiles. Asociados al mismo se observan líneas de morfología curvada, correspondientes a



(a)



(b)

Figura N° 8. Ensayo estático de tracción. (a) Curva esfuerzo verdadero vs. deformación verdadera. (b) Detalle de inicio de flujo aserrado (fenómeno DSA). La flecha indica la conmutación en la medición de la deformación (extensómetro a travesa).

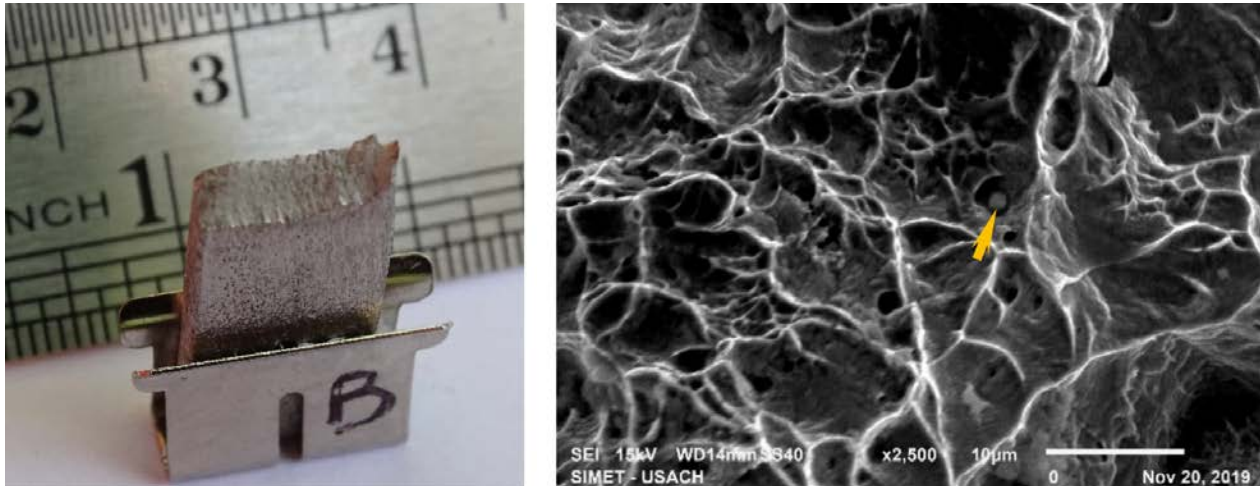


Figura N° 9. Análisis de fractura de probeta ensayada a tracción. (a) Foto macroscópica del fragmento extraído montado en un soporte para ubicarlo en el microscopio electrónico de barrido. (b) Imagen obtenida con electrones secundarios. Presencia de dimples característicos del micromecanismo de fractura dúctil.

maclas mecánicas generadas por acción del esfuerzo actuante. En la Figura N° 10b se muestran las maclas en la zona contigua al perfil de rotura.

### Difracción de rayos x

Se efectuaron ensayos de difracción de rayos X en el material obtenido del tratamiento termomecánico (condición inicial de ensayo) y en una de las muestras tomadas de la probeta traccionada que se analizó en el apartado anterior, con la finalidad es comparar las fases cristalinas en ambas situaciones. Los ensayos fueron llevados a cabo en un difractómetro Philips PANalytical X'Pert MPD, siendo el rango de escaneo  $35^\circ - 105^\circ$ ; paso  $0,02^\circ$ ;

velocidad  $5^\circ/\text{min}$ ; tubo de cobre y  $k_\alpha$  igual a 1,20. Se utilizó el software de libre acceso MAUD versión 2.93 (Lutterotti, 2019) para el refinamiento de los perfiles de difracción basado en el método de Rietveld (Rietveld, 1967; Rietveld, 1969).

La Figura N° 11 presenta los difractogramas obtenidos, en donde las escalas han sido normalizadas al mismo rango para facilitar la comparación entre ellos. Se observa que no hay aparición de nuevos peaks, lo cual constituye una evidencia de que las fases son las mismas antes y después de la deformación plástica producida en los ensayos de tracción. Sin embargo, sufrieron alteraciones en su morfología que están asociadas a variaciones en el tamaño de cristalita y a la introducción de defec-

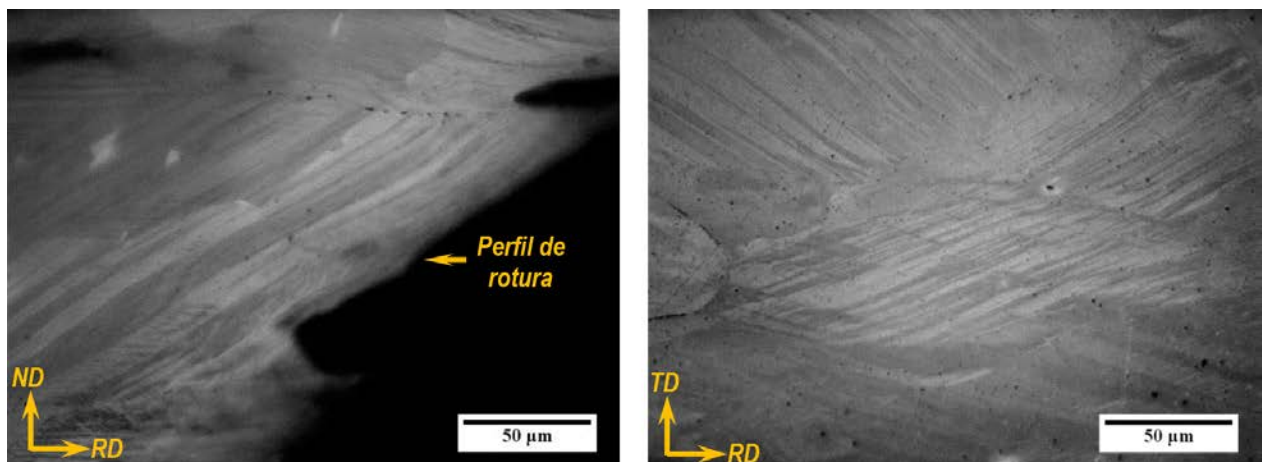


Figura N° 10. Análisis metalográfico en muestra extraída de probeta ensayada a tracción. Presencia de maclas inducidas por deformación. (a) Perfil de rotura (500X). (b) Zona contigua a perfil de rotura (500X). Ataque: nital 2%.

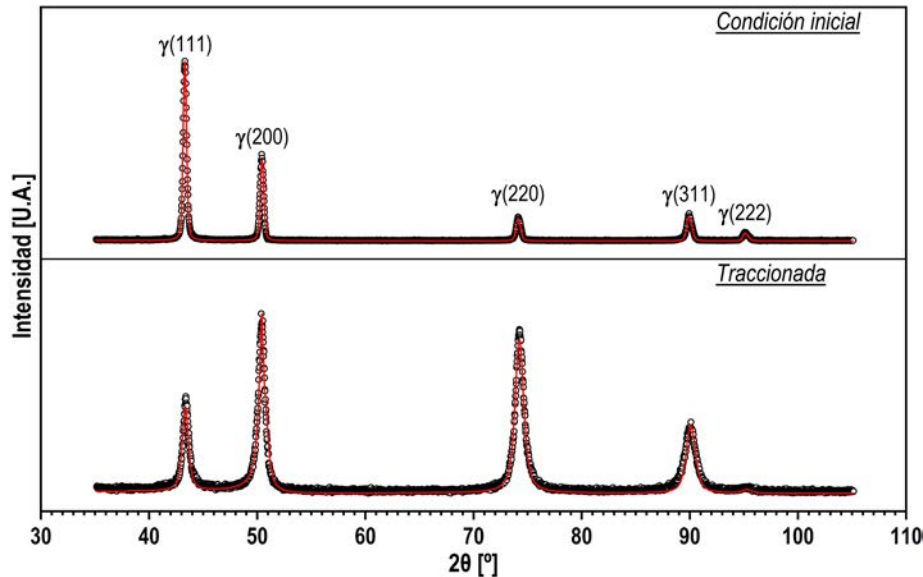


Figura N° 11. Ensayos de difracción de rayos X. Difractogramas obtenidos.

tos planares (fallas de apilamiento), lineales (dislocaciones) y otras formas de desorden atómico (Young, 1993). Dependiendo del tipo de defecto, en cristales FCC la alteración de un *peak* de difracción se manifiesta en la intensidad, el ancho y asimetría por citar algunos parámetros. Es posible una cuantificación de los citados defectos empleando el modelo ajustado por la técnica de refinamiento (línea de trazo continuo y color rojo) (Balogh *et al.*, 2006).

## Ensayo de tenacidad a fractura

La tenacidad a fractura se define como la resistencia que ofrece un material al crecimiento de una fisura y la metodología que se adopte para caracterizarla dependerá del comportamiento estructural del material a la temperatura considerada. Un acero TWIP a temperatura ambiente tiene comportamiento de curva de resistencia. Esto significa que, ante la acción de una carga externa, una fisura puede crecer en forma estable y, si eventualmente se alcanzase la inestabilidad, ella se producirá por un mecanismo de desgarramiento dúctil, como el observado en el ensayo de tracción.

El criterio adoptado para caracterizar la tenacidad a fractura en el presente trabajo corresponde a la Integral J, encuadrado dentro de la metodología elasto-plástica de la mecánica de fractura. En primer lugar se obtuvo la curva de resistencia, consistente en la representación de la tenacidad en función del incremento de fisura (J vs.  $\Delta a$ ). Para

esto se adoptó el método de las descargas parciales estipulado en la norma ASTM E1820 (ASTM, 2018a). Luego se calculó el valor de  $J_{IC}$ , parámetro puntual relativo al inicio del crecimiento estable de fisura.

La probeta empleada es una compacta de tensión, C(T), de espesor B = 15 mm y ancho W = 40 mm extraída del material en sentido L-T (carga aplicada en dirección de laminación y propagación de fisura en dirección transversal a laminación), a la

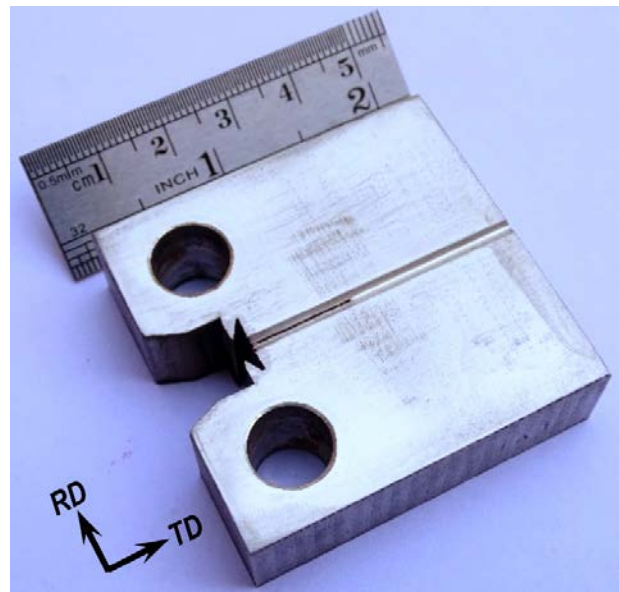


Figura N° 12. Probeta C(T) lista para iniciar el ensayo de tenacidad a fractura.

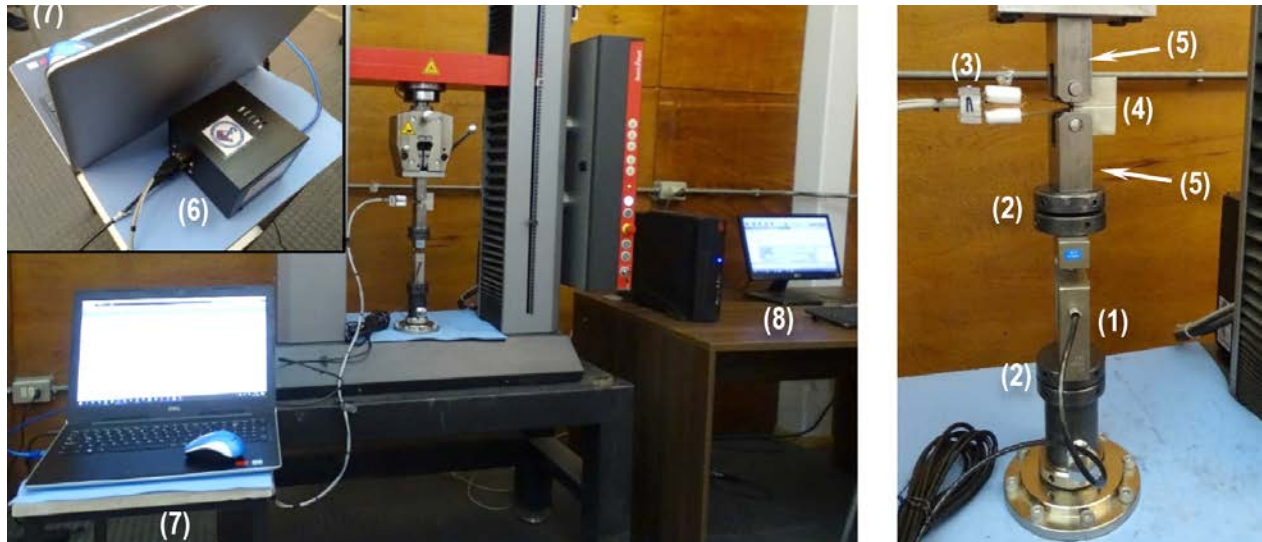


Figura N° 13. Equipamiento experimental para ensayo de tenacidad a fractura.

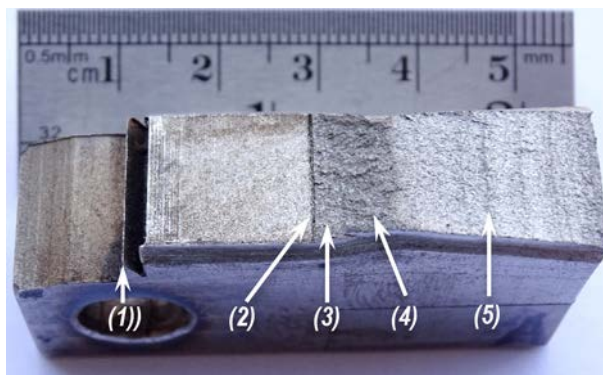


Figura N° 14. Probeta ensayada a fractura. (1) Línea de carga. (2) Entalla. (3) Pre-fisura (fatiga). (4) Crecimiento estable (fractura). (5) Pos-fisura (fatiga).

que se le indujo una fisura crecida por fatiga en una máquina con accionamiento por resonancia marca RUMUL® modelo MIKROTRON de 20 kN. Posteriormente se ejecutaron dos entallas laterales en “V” para favorecer el estado plano de deformaciones, atenuando el efecto de tunelado y eliminando la ocurrencia de labios de corte (shear-lips). En la Figura N° 12 se expone una fotografía de la probeta lista para iniciar el ensayo de fractura.

El ensayo de fractura se llevó a cabo en la misma máquina con la que se realizó el ensayo estático de tracción, a la que se implementaron diversos accesorios. Estos son indicados en la Figura N° 13 y se mencionan resumidamente a continuación. La carga registrada en el ensayo se obtuvo de una celda externa (1) de la marca Vishay Micro-measu-

rements® fijada al bastidor de la máquina mediante accesorios roscados (2). El desplazamiento se midió con un extensómetro tipo *clip gage* (3) sobre la línea de carga de la probeta (4) la cual se monta sobre dos mordazas tipo *clevis* (5). El sistema de adquisición de datos (6) procesa las señales de carga y desplazamiento que luego son enviadas a un computador externo (7) en donde se almacenan y se leen en tiempo real tanto en forma numérica como gráfica. El control del ensayo se realizó operando el computador (8) propio de la máquina de ensayos.

Se efectuaron un total de 33 descargas parciales del orden del 15% cada una, controlando siempre por desplazamiento. Previo al inicio de cada descarga fue necesario dejar transcurrir un tiempo de entre 30 a 60 segundos para permitir la relajación de las tensiones en la punta de la fisura. Una vez finalizado el ensayo la probeta se sometió nuevamente a fatiga, separando la probeta en dos partes. La Figura N° 14 muestra una de ellas, sobre la cual se midieron las longitudes de fisura necesarias para los cálculos según el método propuesto (Korin *et al.*, 2008).

En la Figura N° 15 se presenta el registro carga vs. desplazamiento en línea de carga obtenido del ensayo. Mediante el tratamiento de los datos de este registro se llegó a la obtención de la curva J-R de la Figura N° 16, indicada con línea continua de trazo rojo y definida por la ecuación (2). Los puntos rellenos se encuentran dentro de la región de datos

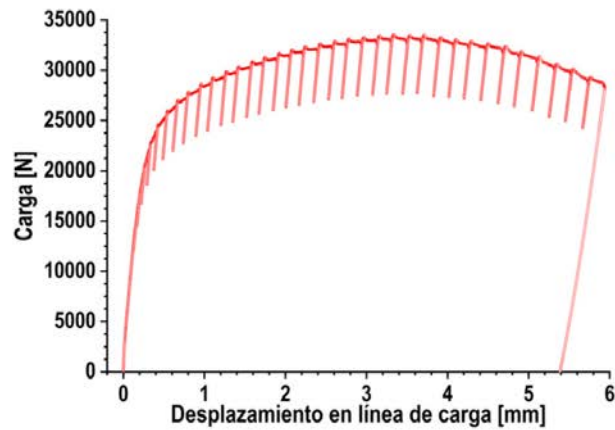


Figura N° 15. Registro obtenido en ensayo de tenacidad a fractura.

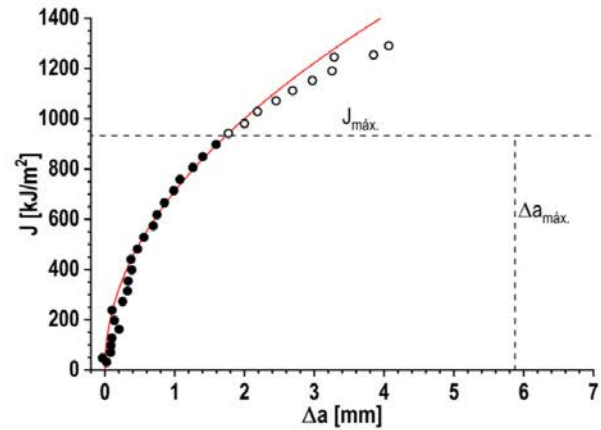


Figura N° 16. Curva J-R obtenida del procesamiento del registro de la Figura N° 15.

$$J = C_1(\Delta a)^{C_2} \quad (2)$$

donde es válida la curva, delimitada por los valores de  $J_{\text{máx}}$  y  $\Delta a_{\text{máx}}$ . Los puntos vacíos están fuera de la región de datos válidos. La Tabla N° 6 presenta los resultados del ajuste potencial y el valor de  $J_{Ic}$ . El detalle de las ecuaciones implicadas en el tratamiento de los datos puede encontrarse en la norma ASTM E1820 (ASTM, 2018a).

La probeta ensayada fue cortada por electroerosión aproximadamente por el centro del espesor extrayéndose un fragmento con el que se preparó una probeta metalográfica. Las observaciones en el microscopio óptico enfocadas en la zona con crecimiento estable revelan características similares a las encontradas en el análisis de la probeta traccionada: perfil de rotura transgranular con maclas de deformación de morfología curvada en los granos de austenita asociados al mismo. Una evidencia particular que pudo constatarse aquí es la presencia de cavidades subsuperficiales de forma aproximadamente circular, las que presumiblemente se generaron por el mecanismo dúctil. Ver Figura N° 17a.

Al analizar la zona donde se ubica la entalla de la probeta a partir de la cual crece la fisura inicial por fatiga se observan diferencias sustanciales respecto del caso anterior. El esfuerzo cíclico no alteró la condición microestructural original, la cual permanece completamente austenítica. Ver Figura N° 17b.

## Conclusiones

El presente trabajo consistió en una caracterización de material de un acero TWIP de composición Fe-20,69Mn-0,54C. Se resumen a continuación los aspectos principales que surgieron de los estudios y determinaciones llevados a cabo:

- Por medio del modelo termodinámico de Olson y Cohen se calculó la energía de falla de apilamiento y se obtuvo un valor igual a 21,2 mJ/m<sup>2</sup>.
- La microestructura observada a temperatura ambiente es completamente austenítica y la dureza promedio es del orden de 90,3 HRB.

Ajuste potencial curva J-R (ecuación (2))				$J_{Ic}$
$C_1$	$C_2$	Puntos usados en el ajuste	Coefficiente de correlación	[kJ/m <sup>2</sup> ]
711,21	0,4930	12	0,9983	566,57

Tabla N° 6. Ensayo de tenacidad a fractura.

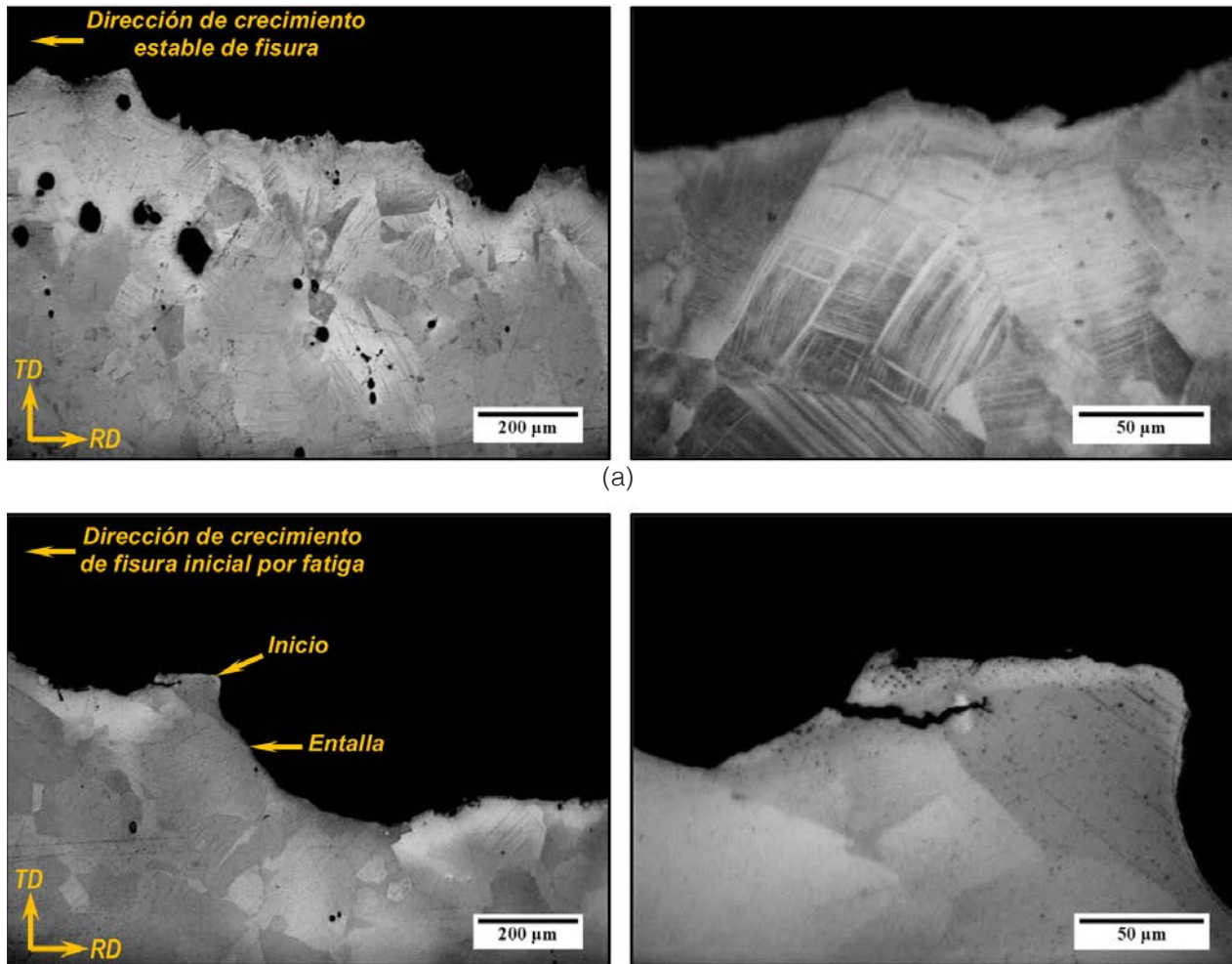


Figura N° 17. Análisis metalográfico en probeta ensayada a fractura. (a) Zona de crecimiento estable. (b) Zona de fisura crecida por fatiga. Ataque: nital 2%. Izquierda: 100X. Derecha: 500X.

- Los ensayos estáticos de tracción arrojaron valores que pueden considerarse acorde a la composición estudiada ( $\sigma_{UTS} = 974 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{YS} = 342 \text{ MPa}$  y  $\epsilon_R = 63\%$ ).
- El micromecanismo de fractura observado al analizar la superficie de fractura de la probeta traccionada es del tipo dúctil (nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades).
- Se comprobó mediante difracción de rayos X que la única fase presente es austenita antes y después de los ensayos de tracción.
- El comportamiento a fractura fue caracterizado mediante la metodología elasto-plástica. Se obtuvo la curva de resistencia (J-R) por el método de las descargas parciales y un valor de  $J_{Ic}$  igual a  $566,57 \text{ kJ/m}^2$ .
- En los ensayos de tracción y tenacidad a fractura, las zonas asociadas a los perfiles de rotura que

sufrieron severa deformación plástica presentan maclas mecánicas cuya apariencia consisten en delgadas líneas curvadas.

### Agradecimientos

Los autores agradecen al Departamento de Ingeniería de la Universidad de Santiago por el apoyo en los ensayos de caracterización y mecanizado de probetas, al laboratorio de Tecnología y Desarrollo de Materiales (DEYTEMA) por su contribución en la realización de los análisis metalográficos y al Instituto de Física de Rosario (IFIR - CONICET) por su contribución en los estudios de difracción de rayos X. A la Agencia Nacional de Investigación y Desarrollo (ANID), beca Folio N°21190016 y al Proyecto DICYT 052014MG.

## Referencias

---

- Allain S, Chateau JP, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. 2004. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys. *Materials Science and Engineering* 387-389: 158-162. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>
- ASTM. 2013a. ASTM E112-13 Standard test methods for determining average grain size. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2013b. ASTM E2209-13 Standard test method for analysis of high manganese steel by Spark atomic emission spectrometry. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2016. ASTM E8-16 Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2018a. ASTM E1820-18 Standard test method for measurement of fracture toughness. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2018b. ASTM E45-18 Standard test methods for determining the inclusion content of a steel. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- ASTM. 2019. ASTM E18-19 Test method for Rockwell hardness of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, USA.
- Badeshia H, Honeycombe R. 2006. *Steels: microstructure and properties*. Ed. Elsevier, The Netherlands.
- Balogh L, Ribárik G, Ungár T. 2006. Stacking faults and twin boundaries in FCC crystals determined by X-ray diffraction profile analysis. *Journal of Applied Physics* 100: 023512. <https://doi.org/10.1063/1.2216195>
- Bergeron N, Guenin G, Esnouf C. 1997. Characterization of the stress induced martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy: microstructural observation at different scales, mechanism of formation and growth. *Materials Science and Engineering* 238: 309-319.
- Bouaziz O, Allain S, Scott CP, Cugy P, Barbieri D. 2011. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 15: 141-168. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>
- Chen L, Kim HS, Kim SK, De Cooman BC. 2007. Localized Deformation due to Portevin-LeChatelier effect in 18Mn-0.6C TWIP austenitic steel. *ISIJ International* 47: 1804-1812. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.1804>
- Chiaberge M. 2011. *New trends and developments in automotive system engineering*. IntechOpen, Rijeka, Croatia.
- Daamen M, Guvenc O, Mambach M, Hirt G. 2012. Cold rolling of high manganese steel produced by strip casting and by adapted hot forming route. 9th International Rolling Conference and the 6th European Rolling Conference.
- Davis J. 2004. *Tensile Testing*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
- De Barbieri F, Cerda FC, Pérez-Ipiña J, Artigas A, Monsalve A. 2018. Temperature dependence of the microstructure and mechanical properties of a twinning-induced plasticity steel. *Metals* 8. <https://doi.org/10.3390/met8040262>
- De Cooman BC, Estrin Y, Kim SK. 2018. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia* 142: 283-362. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
- De Cooman BC, Findley K. 2018. *Introduction to the Mechanical Behavior of Steel*. American Iron and Steel Technology AIST.
- Dumay A, Chateau JP, Allain S, Migot S, Bouaziz O. 2008. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. *Materials Science and Engineering A* 483-484: 184-187. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.170>

- Fonstein N. 2015. Advanced high strength sheet steels. Springer International Publishing, Berlin/Heidelberg, Germany.
- Gholizadeh H. 2013. The influence of alloying and temperature on the stacking-fault energy of iron-based alloys. Tesis, Montan Universität, Leoben, Austria.
- Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer LW. 2000. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development - properties - application. *International Journal of Plasticity* 16: 1391-1409. [https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/S07496419\(00\)00015-2](https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/S07496419(00)00015-2)
- Hirth J. 1970. Thermodynamics of stacking faults. *Metallurgical Transactions A* 1: 2367-2374.
- Korin I, Larrainzar C, Perez-Ipiña J. 2008. Crack length and stable crack extension measurements from images acquired by means of a conventional flatbed scanner. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 31: 876-884.
- Kusakin PS, Kaibyshev R. 2016. High-Mn twinning-induced plasticity steels: Microstructure and Mechanical Properties. *Rev Adv Mater Sci* 44: 326-360.
- Liu AF. 2005. Mechanics and mechanisms of fracture: an introduction. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
- Lutterotti L. 2019. Materials analysis using diffraction. Software de libre acceso. <http://nanoair.dii.unitn.it:8080/maud/>
- Mazancová E, Mazanec K. 2009. Stacking fault energy in high manganese alloys. *Materials Engineering* 16: 26-31.
- McGuire M. 2008. Stainless steels for design engineers. ASM International, ALMERE, The Netherlands.
- Olson GB, Cohen M. 1976. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC HCP transformation. *Metallurgical Transactions A* 7: 1897-1904. <https://doi.org/10.1007/BF02659822>
- Rana R, Singh SB. 2016. Automotive steels design, metallurgy, processing and applications. Elsevier, Amsterdam, The Netherlands.
- Remy L. 1978. Kinetics of {F.C.C.} deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour. *Acta Metallurgica* 26: 443-451. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90170-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90170-0)
- Rietveld H. 1967. Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinements. *Acta Crystallographica* 22: 151-152.
- Rietveld H. 1969. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures. *J Applied Crystallography* 2: 65-71.
- Rowe J. 2012. Advanced materials in automotive engineering. Elsevier, Amsterdam, The Netherlands.
- Wietbrock B, Bambach M, Seuren S, Hirt G. 2010. Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Materials Science Forum* 3134-3139. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3134>
- Young RA. 1993. The Rietveld method. *Phys Scr* 6: 132-166.
- Zambrano O. 2016. Stacking fault energy maps of Fe-Mn-AL-C-Si steels: effect of temperature, grain size and variations in compositions. *J Eng Materials Technol* 138: <https://doi.org/10.1115/1.4033632>



# Arqueometalurgia: Una mirada al desarrollo de culturas prehispánicas mediante la fabricación, uso y distribución de piezas metálicas.

## Archeometallurgy: A look at the development of prehispanic cultures through the manufacture, use and distribution of metal pieces

Rodrigo Allende, Anmerie Silva  
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.  
[rodrigo.allende@usach.cl](mailto:rodrigo.allende@usach.cl)

### Resumen

---

El presente texto muestra una revisión de algunos trabajos realizados en la región altiplánica de Los Andes de Sur. Mediante aplicación de técnicas propias de la arqueometalurgia se intenta dar contexto a los hallazgos de piezas metálicas producidas por tecnología prehispánica. La mayor cantidad de los datos expuestos se podrían obtener con equipos y procedimientos que se estudian en las Ingenierías en metalurgia que se imparten en la Universidad de Santiago de Chile. Tras la exposición de tres casos que incluyen análisis de escorias, un disco ornamental (halladas en el noreste argentino) y hachas (desenterradas en el altiplano boliviano y San Pedro de Atacama). Se puede concluir un gran desarrollo e implementación de tecnología para extracción de metales, aleado y procesos de conformado, además de una red de comercio que abarcaba al menos 1.100 Km por Los Andes.

**Palabras Clave:** Arqueometalurgia; metalurgia prehispánica; extracción de metales; conformado.

### Abstract

---

This text shows a review of some work carried out in the Altiplano region of the Southern Andes. By applying archeometallurgical techniques, attempts are made to give context to the findings of metal pieces produced by pre-Hispanic technology. Most of the exposed data could be obtained with equipment and procedures that are studied in the Metallurgy Engineering that are taught at the Universidad de Santiago de Chile. After the exposition of three cases that include analysis of slags, an ornamental disk (found in northeastern Argentina) and axes (unearthed in the Bolivian altiplano and San Pedro de Atacama). A great development and implementation of technology for metal extraction, alloying and Forming processes, in addition to a trade network that covered at least 1,100 km through the Andes, has been observed.

**Keywords:** Archeometallurgy; pre-Hispanic metallurgy; metal extraction; metal forming.

## Introducción

La arqueometalurgia es una rama de la arqueología que trata sobre el estudio de todos los procesos derivados de la obtención de piezas metálicas en la antigüedad. La producción y uso de metales requiere de una serie de distintas actividades humanas, que están conectadas con los cambios físicos y químicos de las transformaciones que se observan durante los procesos que llevan a minerales hacia piezas terminadas, ya sean suntuarias (collares, brazaletes, etc.) o con afanes de mejorar la productividad en la extracción de algún recurso natural, por ejemplo, anzuelos metálicos para la pesca. Este camino de transformación se muestra en la Figura N° 1 y ha sido llamado “la cadena metalúrgica” (Hauptmann, 2007) en el libro “The Archaeometallurgy of Copper”.

Las actividades comienzan en el depósito de mineral con la minería siguiéndole procesos tecnológicos cómo la fusión, cuando por vía pirometalúrgica la separación entre escoria y los metales de interés ocurre. La reducción de óxidos cobre empleando carbón como combustible ha sido explicada por parte de este equipo, empleando los diagramas de Ellingham para ello (Allende y Schulz, 2019). Los procesos de fusión y refinamiento, por lo tanto, requieren de generación, aplicación y transmisión de acabados conocimientos que permiten mediante el análisis de evidencia arqueológica evaluar la complejidad y especialización de los distintos pueblos. El análisis de la evidencia de trabajo metálico permitirá:

1. Reconstruir los procesos tecnológicos y artesanía aplicada para producir metales (objetos);
2. Establecer cómo se distribuyeron los metales de una fuente, es decir, permitir la reconstrucción de antiguas redes comerciales. Generar estudios que determinen la procedencia de las materias primas con las que se fabricó un objeto metálico.

Están conectados con

3. La cronología de la minería y la metalurgia a lo largo de los milenios.

Les siguen temas arqueológicos como

4. La organización espacial y el patrón social de la minería y la producción de metales;
5. Impacto cultural y económico sobre una determinada región.

Las investigaciones botánicas y geoarqueológicas tratan

6. Suministro de combustible para la metalurgia, su impacto en entornos locales/regionales, es decir, deforestación y daño posterior a los suelos por erosión.

Todas las respuestas que se pueden obtener a las cuestiones detalladas anteriormente se basan en cómo se distribuyen elementos durante el proceso metalúrgico extractivo y adaptivo que le sucede. Algunos casos se presentarán en el presente documento. Antes de eso se explicará un caso particular en la que no hay distribución y que permite situar y relacionar geográficamente minerales y piezas terminadas. También se presentará el análisis de isótopos de plomo (Álvarez, 2016).

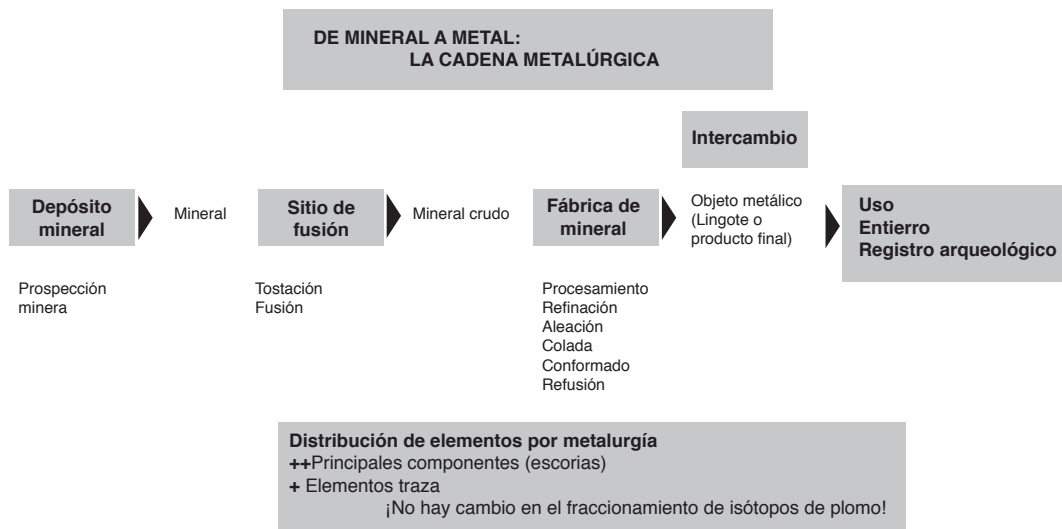


Figura N° 1. La cadena metalúrgica.

Tabla N° 1. Isótopos de Pb. Orígenes y abundancia isotópica.

Isótopo	Origen	Abundancia isotópica (%)
$^{204}\text{Pb}$	Natural	1,4
$^{206}\text{Pb}$	Decaimiento radiactivo de $^{238}\text{U}$	24,1
$^{207}\text{Pb}$	Decaimiento radiactivo de $^{235}\text{U}$	22,1
$^{208}\text{Pb}$	Decaimiento radiactivo de $^{232}\text{Th}$	52,4

**Análisis de isótopos de Plomo.**

El plomo es un elemento que posee 4 isótopos cuyos orígenes y abundancias isotópicas se presentan en la Tabla N° 1.

Debido al origen relacionado con el decaimiento radiactivo su distribución a lo largo de la corteza terrestre no es homogénea y dado su elevado peso atómico el fraccionamiento producto de cambios físicos y químicos es despreciable. Si consideramos el primer aspecto, se podrá determinar de manera precisa el origen geográfico tanto de minerales como piezas metálicas si se conoce, por ejemplo, la razón que existe entre distintos isóto-

pos en diferentes regiones geográficas. Para ilustrarlo de manera gráfica la Figura N° 2 presenta la relación entre los cocientes entre isótopos de plomo en los Andes centrales y su distribución geográfica (Lechtman y MacFarlane, 2005). Veamos el siguiente ejemplo; si una pieza metálica encontrada en la provincia de Jujuy en Argentina presenta una relación entre los cocientes  $^{208}\text{Pb}/^{204}\text{Pb}$  y  $^{206}\text{Pb}/^{204}\text{Pb}$  de 38,5 y 18,5 respectivamente, ha de haber sido fabricado con materias primas (minerales) que fueron extraídos de la región costera que va desde el sur de Perú (Tacna) hasta la Chañaral en la actual región de Atacama, demostrando intercambio de piezas metálicas entre los pueblos de ambas regiones.

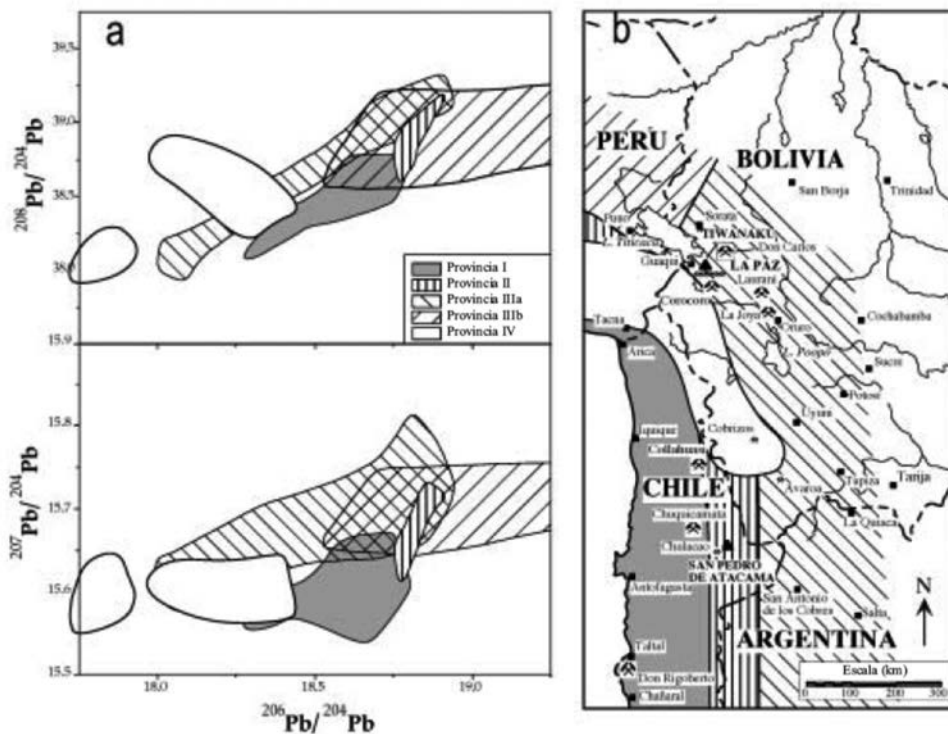


Figura N° 2. Análisis de isótopos de plomo en los Andes Centrales; a) Rangos de cocientes de isótopos de plomo medidos en menas de los Andes Centrales; b) Provincias geográficas correspondientes a las composiciones de isótopo de plomo en a).

En lo que sigue, se presentarán 3 casos en los que se pretende mostrar cómo la aplicación de técnicas de caracterización propias de la Ciencia e Ingeniería de los materiales permiten comprender y revalorizar los avances tecnológicos de los pueblos originarios previo al contacto europeo. Los casos a presentar son: 1) Reducción de galena argentífera en el noroeste Argentino (Becerra *et al.*, 2014) con la que se muestra que no se han observado diferencias en cuanto a la eficiencia de los hornos antes y después del contacto europeo, que denota un acabado conocimiento prehispánico para la obtención de metales. 2) Estudio de un disco ornamental (González y Vargas, 1999) con el que se pretende ilustrar conocimiento de métodos de fabricación por colada y soldadura y finalmente, 3) Mediante la distribución geográfica de piezas de bronce en Los Andes surcentrales (Lechtman y MacFarlane, 2005), se puede comprender la extensión del comercio de minerales y piezas terminadas en los pueblos que habitaron la región antes del periodo colonial.

## Análisis de casos

### Metalurgia extractiva en la época prehispánica y colonial. Puna de Jujuy.

La región de la Puna de Jujuy en el noroeste argentino es una zona altiplánica situada a 3.600 metros

sobre el nivel del mar (msnm). En ella se observan al menos 5 sitios arqueológicos en los que se ha encontrado evidencia de actividad metalúrgica. Entre los hallazgos se encuentran fragmentos de hornos prehispánicos conocidos como huayrachina (del quechua, *mujer de viento*) para la reducción de minerales de bajo punto de fusión (plomo y plata particularmente). Estos eran una suerte de chimenea de 1,4 a 0,5 m de alto y de 0,5 a 1,5 m<sup>2</sup> de diámetro con huecos en sus paredes direccionados según el viento predominante en la zona (Figura N° 3 a). Se empleaban con el afán de aprovechar los altos flujos de aire predominantes en la región altiplánica (pobre en oxígeno) para elevar la temperatura. Incluso podían ser portables como el esquema presentado en la Figura N° 3, para lo cual disminuían su tamaño a prácticamente a la mitad.

La Figura N° 3a hacia la derecha presenta una huayrachina estandarizada empleada en un estudio realizado en 2014 para comprender el funcionamiento de esta tecnología (Livenais, 2018), que permitió entre otras cosas obtener datos relativos al consumo de combustible y tiempo que debía estar encendido para la reducción de una determinada cantidad de mineral. Por ejemplo, para la reducción de 2 Kg de minerales de plomo ricos en plata (galena argentífera), se requería 6 Kg de carbón vegetal (poco más de 2 sacos para una parrilla) y un tiempo de 1 hora y media, sin necesidad de algún

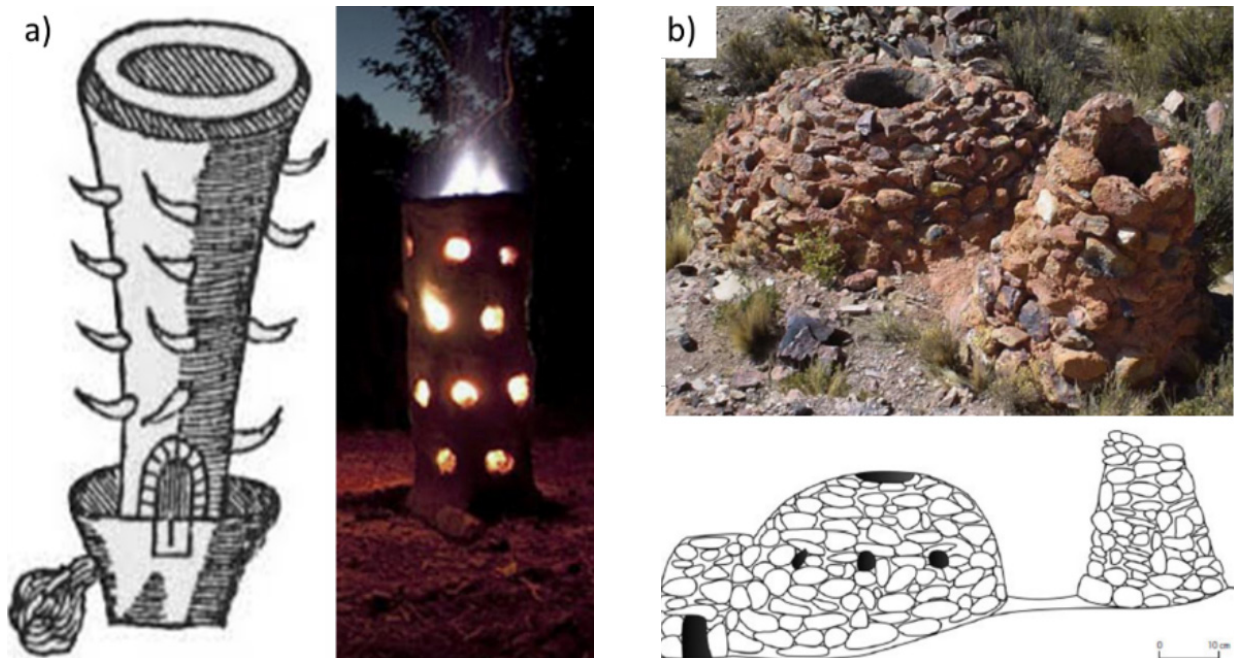


Figura N° 3. Tecnologías pirometalúrgicas para reducción de minerales. a) Huayrachina (prehispánica) (Rehren, 2011; Livenais, 2018), b) Horno de reverbero (hispanico) ( Angiorama y Becerra, 2010).

fuelle (si, sin fuelle a 3.600 msnm). Mientras que para los hornos reverberos este tiempo era más del doble, sin contar el consumo de combustible. Esta tecnología fue reemplazada por los hornos reverberos que permitían el tratamiento de una mayor cantidad de mineral cuando la productividad en la extracción de los recursos naturales de Los Andes del sur se vio forzada por la acción europea con el afán de aumentar sus arcas, sin la necesidad de las actualmente tan requeridas evaluaciones de impacto ambiental. Finalmente, ambos hornos fueron reemplazados por el llamado azogue (amalgamado con Hg) (Bargalló, 1969).

El proceso partía con la carga de mineral chancado en marayes (una suerte de morteros de gran tamaño), para la obtención de una aleación plúmbica con contenido de plata con muy bajo contenido de azufre, lo que es indicio de una alta eficiencia al liberar el S a la atmósfera como  $\text{SO}_2$ . Tras separar de la escoria (óxidos principalmente), se podría separar el metal de interés (plata) del plomo ya en forma de óxido de plomo o litargirio, en otro tipo de estructura de combustión. No se ha encontrado evidencia de esta última tecnología en la región estudiada, por lo que se supone que el proceso desarrollado en las huayrachina se realizaba con el afán de facilitar el transporte de la aleación rica

en plomo y plata para ser refinada en otro lugar, lo que habla de la especialización de los pueblos en determinadas funciones de la cadena metalúrgica (Livenais, 2018).

### Fusión, soldadura y aleación entre los siglos X y XVIII. Disco ornamental.

En lo que sigue se analizará una pieza originaria del sur del valle de Yocavil en el noroeste argentino (González y Vargas, 1999), perteneciente a una colección del Museo Etnográfico Juan B. Ambrosetti de Buenos Aires, registrada con el número 19742 ingresada el año 1915. La pieza corresponde a los momentos tardíos de ocupación indígena (siglos X al XVIII). La Figura N° 4 muestra la pieza cuyas dimensiones son  $312,85 \pm 0,85$  mm de diámetro con un espesor de  $3,60 \pm 0,40$  mm y la composición química del disco es 98,6Cu-1,3Sn con trazas de Al y Si.

El análisis de esta pieza se realizó con el afán de responder a interrogantes que genera en cuanto a la técnica de fabricación empleada, determinar si las orejas fueron soldadas posteriormente o eran parte del diseño en el molde, el porqué de la composición química y el uso al que estaba destinada la pieza. Para comenzar a dar respuesta a estas

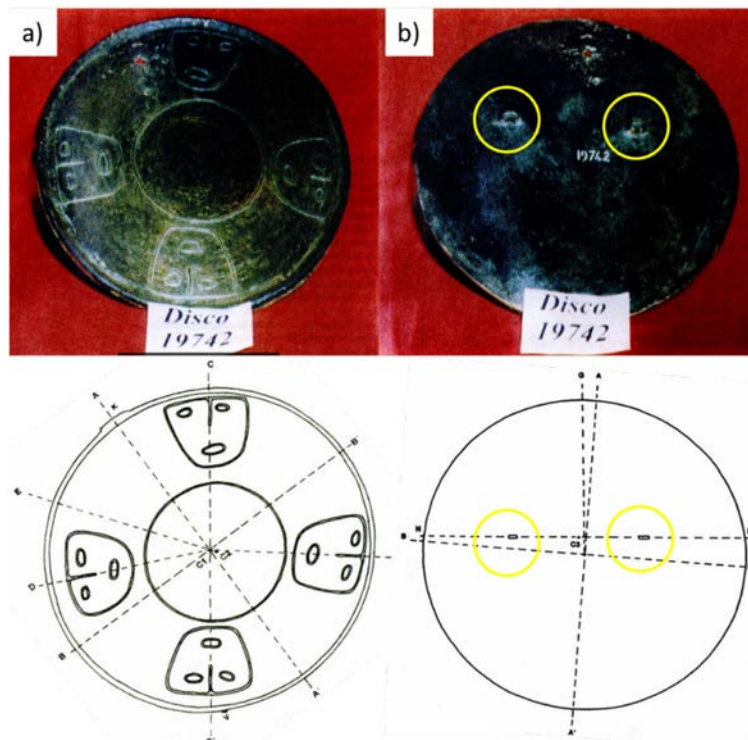


Figura N° 4. Imagen del disco mostrando: a) anverso y b) reverso del disco 19742 (González y Vargas, 1999).

preguntas es que se han realizado análisis metalográficos y mediciones de dureza Vickers según lo descrito en la Figura N° 5, en que se muestra una transición de una estructura dendrítica a una equiaxial con presencia de bandas de deslizamiento que hacen pensar que la oreja fue soldada por forja al disco fabricado mediante vaciado en un molde. Lo anterior es verificado al observar endurecimiento en la región de soldadura por mediciones de dureza, atribuible a martilleo (forja).

En un sector del borde fue detectado (mostrado como K en el esquema de la Figura N° 1) se aprecia un abultamiento de material de límites laterales rectos, que se intuye, correspondería al canal de colada. En la sección opuesta del diámetro se observa otro abultamiento de menor envergadura que puede relacionarse con un canal de ventilación del molde. Esta última observación denota experimentación previa e implementación de un procedimiento adicional durante la generación del molde que permite la evacuación de gases con el propósito de obtener piezas sanas (libre de defectos de colada). Adicionalmente, se ha observado un depósito superficial de color blanco que se ha medido rico en calcio mediante espectroscopía de energía dispersiva. Se ha que propuesto la utilización de una emulsión acuosa de huesos animales calcinados y

molidos que sería para obtener una pieza con una superficie lisa, evitando fallas por quemado y/o atrapamiento de arena. Se desconoce de piezas fabricadas con el mismo molde.

Es raro que las menas de cobre estén contaminadas con estaño, por lo que se propone que la adición de Sn no es accidental (Gonzalez y Vargas, 1999). Los posibles efectos sobre el endurecimiento por sustitución o baja en la temperatura de solidificación de la aleación sobre los porcentajes reportados son considerados marginales. En base a lo anterior somos partidarios de una incorporación con fines decorativos, dado que el estaño en las proporciones reportadas modifica el color rojizo del cobre a uno más bien dorado, lo que históricamente se ha relacionado socialmente con el estatus, el poder y desde el punto de vista religioso el dorado en Los Andes representa al Inti (Sol), los antepasados y lo masculino.

Para el proceso productivo del disco ornamental con un peso casi de 2.200 g, se ha calculado que fueron necesarios uno 10 kg de mineral enriquecido a una ley de 30% entre 4 y 5 kg de fundentes y de 20 a 30 kg de carbón de leña equivalentes a unos 150 a 200 Kg de madera. El metal por su parte pudo haber sido empleado en herramientas

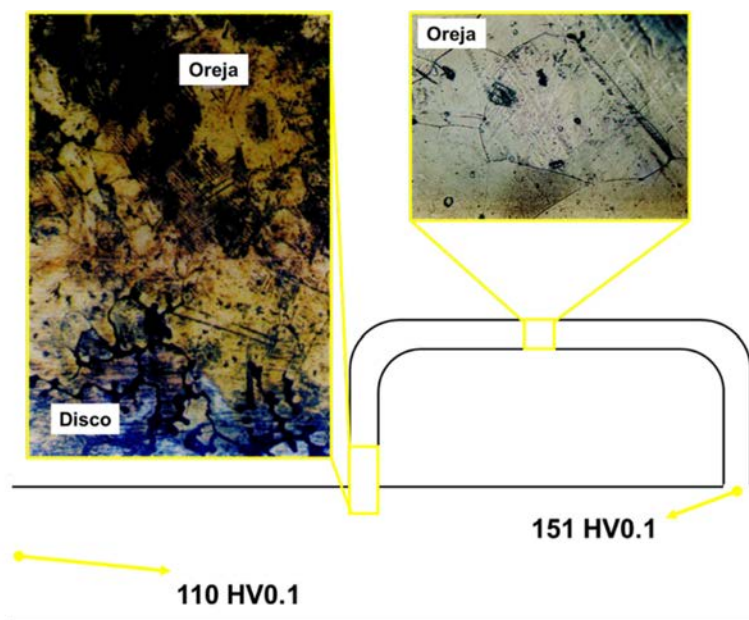


Figura N° 5. Esquema de la región de inserción de orejas. Análisis metalográfico y mediciones de dureza Vickers (González y Vargas, 1999).

de uso diario mediante refusión. De todo lo anterior se puede desprender que los objetos fabricados con tales técnicas sugieren un conocimiento del comportamiento de los metales, que no se condice con la elaboración ocasional de estas piezas. Toda la dedicación en cuanto al desarrollo de técnicas, recolección de materias primas, tiempo y elaboración en una pieza que no está destinada a ser usada como herramienta indican la importancia que poseen en la sociedad y organización social, indicando delegaciones de funciones de clases que gozaban de estatus y poder (González y Vargas, 1999).

### **Piezas terminadas de Cu-As-Ni. ¿Reflejo de una red de comercio?**

El desarrollo y uso del bronce fue un fenómeno del Horizonte Medio (s. V – IX) que estuvo asociado con el imperio incaico. Los bronce son aleaciones de cobre con otros metales, por un lado el “bronce clásico” es una aleación de cobre con estaño (no se encontraron objetos de este tipo de bronce antes del Imperio Incaico) pero existen otros tipos de bronce como lo es la aleación binaria cobre-arsénico llamada “bronce arsenical” ampliamente extendidas en Perú y Ecuador y muy raramente se han encontrado piezas fabricadas de una aleación

ternaria Su-As-Ni. No se han medido diferencias en las propiedades mecánicas entre estos 3 bronce, estos difieren principalmente en ductilidad y color. El caso que en lo sucesivo se presenta trata de piezas fabricadas en la última aleación descrita (Lechtman y Macfarlane, 2005).

Es de esperarse, al considerar la época en que se han datado las piezas estudiadas, que los lugares de producción de las piezas terminadas se encontrasen en regiones cercanas con acceso a materias primas como minerales, fundentes y combustible. No obstante, del bronce ternario se pueden comentar algunas curiosidades como el hecho de que se trata de una aleación extremadamente rara en cualquier parte del mundo antiguo, que las menas de níquel son casi inexistentes en los Andes Y que se han encontrado piezas terminadas de este tipo de aleación solo en 2 lugares: Tiwanaku (14 piezas) y en San Pedro de atacama (16 piezas). La Figura N° 6 presenta una muestra de piezas obtenidas desde excavaciones de sitios arqueológicos en Tiwanaku (Bolivia) y San Pedro de Atacama (Chile) (Lechtman y Macfarlane, 2005).

Las piezas desenterradas corresponden a cuchillos y clavos desde Tiwanaku y hachas en el caso de San Pedro de Atacama, cuyas formas difieren

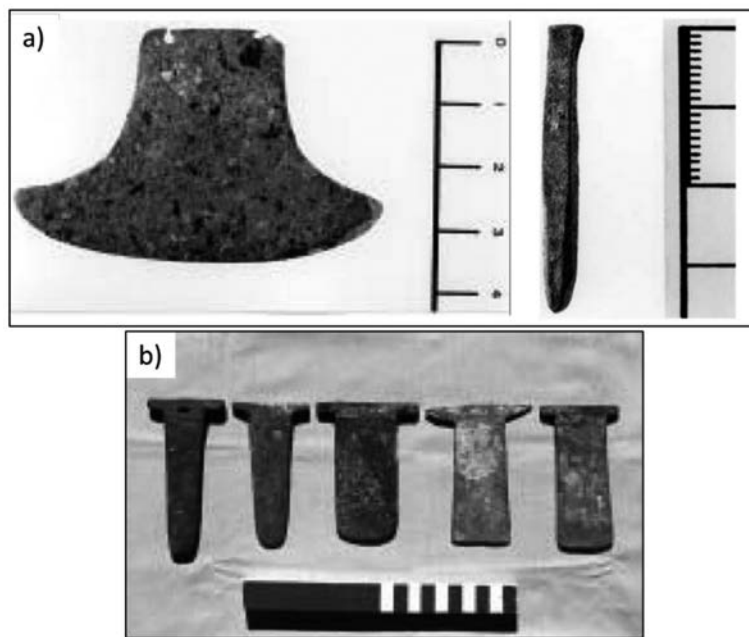


Figura N° 6. Piezas terminadas en aleación Cu-As-Ni obtenidas desde a) Tiwanaku y b) San Pedro de Atacama (Lechtman y Macfarlane, 2005).

entre un lugar geográfico por lo que surge la primera pregunta en relación a si los minerales de los que se obtuvieron los metales para fabricar estas piezas venían o no del mismo lugar. Para resolverla se han realizado estudios asociados a medición de isótopos de plomo asociados a estas dos regiones, lo que se presenta de manera gráfica en la Figura N° 7. Mediante la medición de las razones de isótopos de plomo se ha establecido que existen múltiples orígenes de los minerales que se emplearon como materia prima para la fabricación de las herramientas desenterradas.

Se ha establecido que 8 de las 14 piezas desenterradas en Tiwanaku tienen firmas de plomo concordantes con la región que se encuentra al norte del Lago Titicaca a 230 Km aproximadamente, mientras que el resto coincide con firmas coincidentes con yacimientos cercanos a la región de Tiwanaku. Caso contrario es el que se observa en las piezas desenterradas en San Pedro de Atacama. A ninguna de estas piezas fue posible atribuirle origen en yacimientos cercanos, viniendo mayormente de Tiwanaku, luego Chuquicamata, el

norte de Lago Titicaca y del noreste argentino. Si bien, se pueden obtener información mediante los análisis de isótopos de plomo de las regiones de las que provenían las menas que se utilizaron en la confección de estos artefactos, aún no está lo suficientemente claro de dónde proviene el níquel que se incorpora a este bronce ternario y cuál era su utilidad en este tipo de piezas (Lechtman y Macfarlane, 2005). Queda tarea pendiente.

En cualquier caso, las hachas fueron confeccionadas con menas provenientes del altiplano y pudieron ser adquiridas en forma de lingotes de bronce o recibir los artefactos ya terminados mediante comercio. La Figura N° 7 es el reflejo de una amplia red de comercio con una extensión mayor a los 1.100 Km en los Andes de Sur (caminando, esta travesía llevaría cerca de 1 mes), que permitían a los pueblos de la región la obtención de bienes y servicios desde lugares en que la tecnología disponible permitía la fabricación de estos, reforzando la especialización de los pueblos discutida en las secciones anteriores.

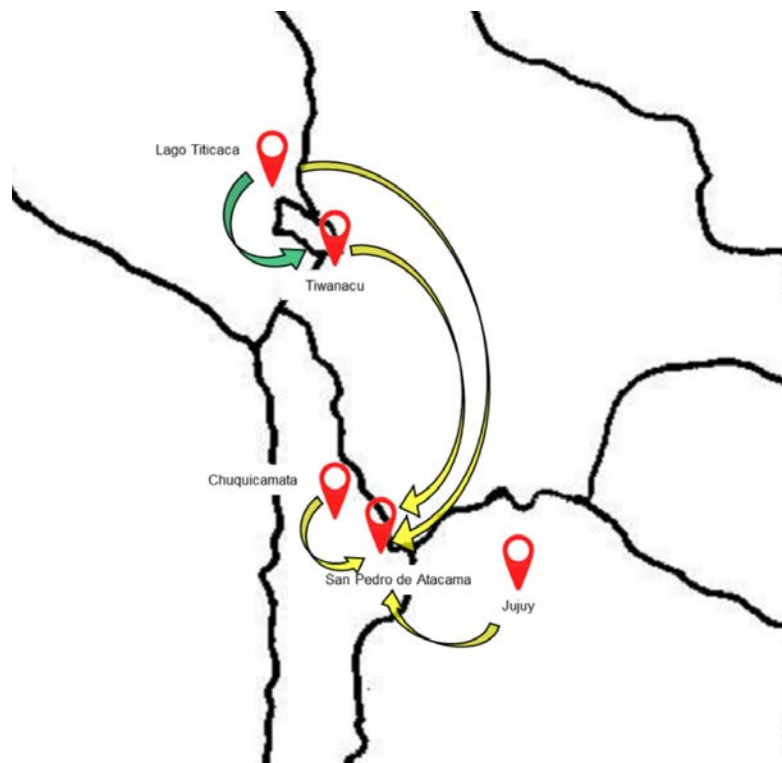


Figura N° 7. Orígenes de los minerales con que se fabricaron las piezas según análisis de isótopos de plomo.

## Comentarios finales

Mediante la exposición de tres casos, se concluye que la aplicación de técnicas experimentales que normalmente se asocian al ámbito de la Ciencia e Ingeniería de los materiales, han permitido aportar a la comprensión y revalorización de los avances tecnológicos de los pueblos originarios previo al contacto europeo.

Como científicos dedicados al área de la ciencia e ingeniería de los materiales tenemos herramientas, capacidades y tecnología que podremos poner a disposición de los esfuerzos por comprensión de

las culturas presentes previos al colonialismo, de esa manera favorecer la adquisición de conciencia respecto de nuestros orígenes y en base a eso sentar las bases para la forja de un mejor futuro con un presente comprometido a mejorar las condiciones y tecnologías en la construcción, transformación y constantes cambios que requiere la actualidad.

### Agradecimientos

Rodrigo Allende desea agradecer a Comisión Nacional de Investigación Científica y Tecnológica, CONICYT-PFCHA/Doctorado Nacional/2017-21170167 por el financiamiento de sus estudios de postgrado.

## Referencias

Allende R, Schulz B. 2018. Henry Howe y la reducción selectiva de minerales oxidados de cobre a inicios del siglo XX en Chile. *Revista Remetallica* 34: 3-8.

Álvarez P. 2016. Medida de relaciones isotópicas de plomo en muestras arqueológicas mediante MC-ICP-MS. Tesis, Universidad de Oviedo. España.

Angiorama CI, Becerra MF. 2010. Antiguas evidencias de minería y metalurgia en Pozuelos, Santo Domingo y Coyahuaima (Puna de Jujuy, Argentina). *Boletín del Museo Chileno de Arte Precolombino* 15: 81-104.

Bargalló M. 1969. La amalgamación de los minerales de plata en hispanoamérica colonial. *Compañía Fundadora de Fierro y Acero de Monterrey, México*.

Becerra MF, Nieva N, Angiorama CI. 2014. Hornos, minerales y escorias: una aproximación a la metalurgia extractiva en la Puna de Jujuy en época prehispánica y colonial. *Arqueología* 20: 13- 30.

González LR, Vargas AM. 1999. Tecnología metalúrgica y organización social en el Noroeste Argentino prehispánico. Estudio de un disco. *Chungará* 31: 5-27.

Hauptmann A. 2007. The archaeometallurgy of copper: evidence from Faynan, Jordan. *Springer Science & Business Media*.

Lechtman HN, Macfarlane AW. 2005. La metalurgia del bronce en los Andes sur centrales: Tiwanaku y San Pedro de Atacama. *Estudios atacameños* 30: 7-27.

Livenais P. 2018. Dinámicas de los sistemas agrarios en Chile árido: la región de Coquimbo. *IRD Éditions*.

Rehren T. 2011. The production of silver in South America. *Archaeology International* 13: 76-83.



# Estudio de la influencia de gases de protección en el esfuerzo de corte de soldaduras de filete fabricadas por GMAW-SC

## Study of the influence of shielding gases on the shear stress of GMAW-SC fillet welds

Nicole Rodríguez y Linton Carvajal  
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.  
[rodriguezpinonico@gmail.com](mailto:rodriguezpinonico@gmail.com)

### Resumen

---

En este trabajo se evaluó la influencia sobre el esfuerzo de corte en soldaduras de filete longitudinales y transversales soldadas mediante GMAW-SC, de cuatro gases de protección que actualmente comercializa Indura S.A: Indurmig 20, Indurmig 8, Indurmig O<sub>2</sub> y CO<sub>2</sub>. Para ello se ensayaron en tracción probetas para ensayo de corte fabricadas bajo la Norma AWS B4.0:2007. Se fabricaron, además, probetas de filetes en unión T para realizar pruebas de micrografía, microdureza y macrografía para dar así significado a los resultados del esfuerzo de corte, por medio del análisis de microestructuras, microdureza Vickers y penetración obtenida para cada gas evaluado. El metal base utilizado fue un acero ASTM A36 y el metal de aporte, ER70S-6. Los resultados muestran que el esfuerzo de corte es mayor al utilizar CO<sub>2</sub>, con 313 MPa de promedio, y menor en las juntas soldadas con Indurmig O<sub>2</sub>, con un promedio de 244 MPa, lo que se relaciona directamente con las dimensiones de las gargantas efectivas y, en consecuencia, con la penetración obtenida para cada gas, definiendo guarda relación con el esfuerzo de corte y a medida que el oxígeno aumenta en la composición química del gas, aumenta la dureza, ya que se favorece una mayor velocidad de soldeo y, con ello, una mayor velocidad de enfriamiento y un tamaño de cordón más pequeño.

**Palabras Clave:** Soldadura; GMAW; Ensayo de corte; Gases de protección; Esfuerzo de corte.

### Abstract

---

In this work, the influence on the shear stress of longitudinal and transverse fillet welds welded by GMAW-SC, of four shielding gases that are currently marketed by Indura S.A: Indurmig 20, Indurmig 8, Indurmig O<sub>2</sub> and CO<sub>2</sub> was evaluated. For this, test specimens for shear test manufactured under the AWS B4.0: 2007 Standard were tested in tension. In addition, T-joint fillet specimens were manufactured to perform micrography, microhardness and macrography tests to give meaning to the shear stress results, through the analysis of microstructures, Vickers microhardness and penetration obtained for each gas evaluated. The base metal used was ASTM A36 steel and the filler metal, ER70S-6. The results show that the shear stress is greatest when using CO<sub>2</sub>, with an average of 313 MPa, and smallest in the Indurmig O<sub>2</sub> welded joints, with an average of 244 MPa, which was directly related to the effective throats and consequently to the penetration obtained for each gas, thus defining that the greater the penetration, the greater the shear stress. On the other hand, the microhardness is not related to the shear stress and as oxygen increases in the chemical composition of the gas, the hardness increases, since it favors a higher welding speed and, with it, a higher cooling speed and a smaller bead size.

**Keywords:** Welding; GMAW; Shear Test; Shielding gases; Shear stress.

## Introducción

Para el proceso de soldadura GMAW, los gases de protección son una variable fundamental ya que influyen en la estabilidad del arco, forma del cordón y favorecen una transferencia uniforme. Por ello, existe la necesidad de determinar si existe cierta incidencia por parte de los gases de protección utilizados en GMAW en las propiedades mecánicas y perfil de soldadura y de cómo con ello se afecta al esfuerzo de corte, ya que estas características influyen ampliamente en la decisión que se tome al momento de escoger con qué gas trabajar y qué forma escoger para soldar debido a las diversas opciones que se presentan en el mercado.

## Antecedentes Teóricos

**Gases de Protección** (O'Brien, 1991; Cary, 1992; The Lincoln Electric Company, 1995; ANSI/AWS, 1997; Linde, 2010; Indura, 2015)

El propósito principal del gas de protección es desplazar el aire en la zona de soldadura y así evitar su contaminación por nitrógeno, oxígeno y vapor de agua. Estas impurezas afectan las propiedades del metal de soldadura. La correcta elección del gas de protección puede significar considerables ahorros dentro del proceso, debido a que influyen en la estabilidad del arco y una transferencia uniforme del metal. Esto, a causa de las propiedades de los gases de protección entre las se encuentran el potencial de ionización, la conductividad térmica, disociación y recombinación, potencial de oxidación, pureza y densidad, las cuales variarán acorde a la composición química que posea cada gas.

Para los gases de protección utilizados en este estudio se presenta su composición química en la Tabla N° 1.

Gas de protección	Composición Química
CO <sub>2</sub>	100% CO <sub>2</sub>
Indurmig 20	80% Ar / 20% CO <sub>2</sub>
Indurmig 8	92% Ar / 8% CO <sub>2</sub>
Indurmig O <sub>2</sub>	98% Ar / 2% O <sub>2</sub>

Tabla N° 1. Composición química de gases de protección utilizados.

**Norma AWS B.4.0: 2007** (American Welding Society, 2007)

El test de corte, que se presenta en la Norma AWS B.4.0:2007, aplica una carga de tracción en la muestra preparada hasta que las soldaduras de filete fallan, lo cual proporciona la información sobre las capacidades de carga y las eficiencias de las uniones soldadas. Los ensayos se realizan en una máquina de tracción de acuerdo con la ASTM E8 y se calibra de acuerdo con la ASTM E4-16.

Se entenderá por probeta longitudinal a aquella en que la soldadura de filete quede en igual dirección que la fuerza aplicada en el ensayo de tracción, mientras que la probeta transversal será donde la soldadura de filete se orienta perpendicularmente al esfuerzo realizado. Respecto a las dimensiones y el ensamblado de las probetas, éstas deben realizarse acorde a la Figura N° 1, para probetas longitudinales y su mecanizado acorde a la Figura N° 2, mientras que para la probeta transversal, debe realizarse su dimensionamiento, ensamblaje y mecanizado acorde a la Figura N° 3. Ahora, el ancho, espesores y tamaño de soldadura se definen en la Norma acorde a la Tabla N° 2.

## Procedimiento Experimental

**Parámetros de soldeo** (Ferjutz y Davis, 1993; Kou, 2003; American Welding Society, 2008)

Se utilizaron para los cuatro gases de protección algunos parámetros de soldeo constantes (Tabla N° 3) para disminuir las variables dentro del proceso.

Respecto a los voltajes y velocidad de avance utilizados, éstos se determinaron mediante probetas de prueba para cada gas, con la finalidad de encontrar los rangos en los cuales se mantuviese estable el arco de soldadura y se pudiese trabajar a

	Ancho (W) (mm)	Espesor (T)(mm)	Espesor (t) (mm)	Tamaño de soldadura (S) (mm)
(A)	75	10	10	3
(B)	75	19	12	6
(C)	75	25	19	10
(D)	89	32	25	12

Tabla N° 2. Alternativas de dimensiones para probetas.

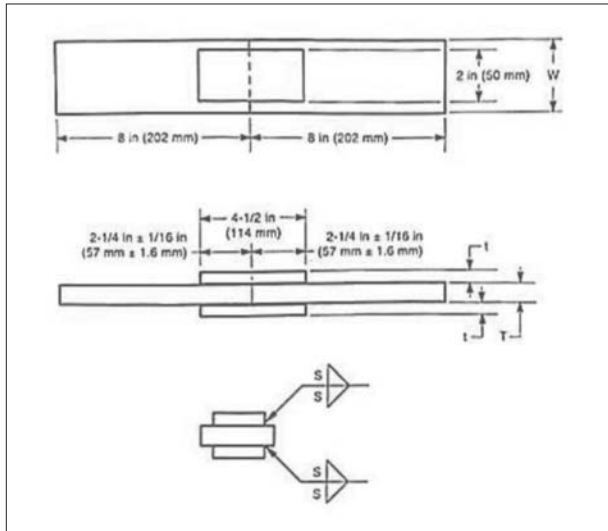


Figura N° 1 Dimensiones y ensamblado probeta longitudinal.

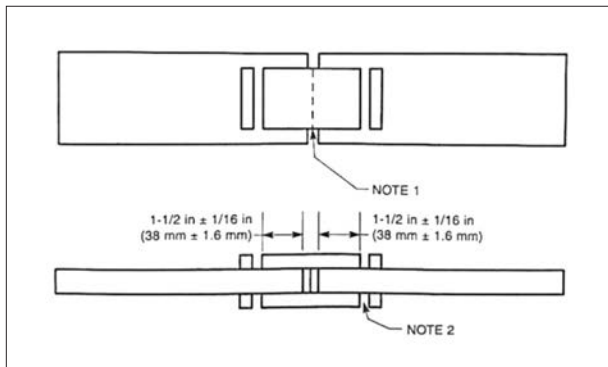


Figura N° 2. Especificaciones de mecanizado para probeta longitudinal.

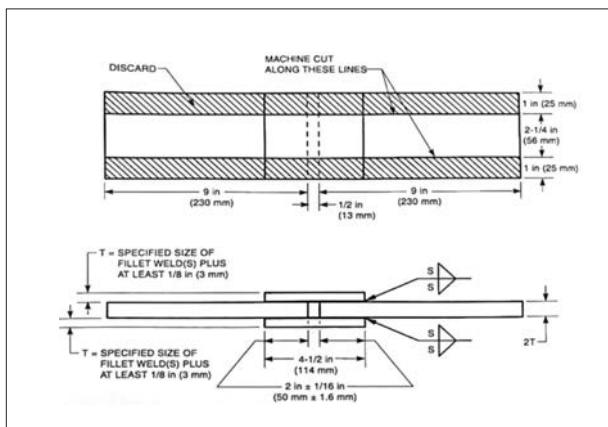


Figura N° 3. Dimensiones, ensamblado y especificaciones de mecanizado para probetas transversales.

Parámetro de soldeo	Parámetro Utilizado
Transferencia Metálica	Cortocircuito
Alambre libre (Stick Out)	15 mm
Caudal del gas	12 L/min

Tabla N° 3. Parámetros de soldeo constantes.

Gas de protección	Velocidad de alambre (m/min)	Velocidad de avance (mm/s)	Voltaje (V)
CO <sub>2</sub>	5.0	2.5	18.5
Indurmig 20	5.0	2.5	18.5
Indurmig 8	6.0	3.4	18.0
Indurmig O <sub>2</sub>	6.0	3.0	18.5

Tabla N° 4. Velocidades de salida de alambre y de avance y voltajes utilizados para cada gas.

Gas de protección	Rango de amperaje (A)
CO <sub>2</sub>	93-115
Indurmig 20	96-110
Indurmig 8	105-119
Indurmig O <sub>2</sub>	104-129

Tabla N° 5. Rangos de amperaje para cada gas.

una velocidad de avance en que fuese posible obtener cordones de soldadura de los tamaños determinados por la norma (Tabla N° 2). Es así como se obtuvieron los voltajes y velocidades de salida de alambre y avance de la Tabla N° 4. Para los voltajes utilizados, se obtuvieron los rangos de amperajes presentados en la Tabla N° 5.

Con lo anterior, se fabricaron cuarenta probetas que fueron sometidas a ensayo de tracción acorde al test de corte presentado en la Norma AWS B.4.0: 2007, teniendo así diez probetas para cada gas (cinco longitudinales y cinco transversales). Además, se fabricó un total de cuatro filetes en unión "T" para extraer probetas para realizar microdureza, macrografía y micrografía. Todas las probetas

se elaboraron con acero estructural ASTM A36 y de material de aporte se utilizó ER-70S-6.

**Ensayo de tracción** (American Welding Society, 2007; AWS.D1.1/D1.1M. 2015)

El ensayo de tracción se realizó con todas las probetas longitudinales y transversales fabricadas con cada gas, proporcionando la carga máxima que resistió cada probeta y con esto se calculó el esfuerzo de corte con la ecuación 2.1, en donde  $\tau$  es el esfuerzo de corte, P, a fuerza cortante (carga máxima en tracción) y A el área paralela a las cargas (área de los cordones de soldadura).

$$\tau = \frac{P}{A} \quad (\text{ec. 2.1})$$

Además, según la Norma AWS B4.0:2007:

$$A = G_t \cdot l \quad (\text{ec. 2.2.})$$

donde,  $G_t$  = garganta teórica y  $l$  = largo del cordón de soldadura.

Los resultados se comparan con el esfuerzo de corte del metal base utilizado en la fabricación de las probetas, el cual, según la Norma AWS D.1.1 para soldaduras de filete, corresponde a 0,3 veces

el esfuerzo de tracción, estando por lo tanto para un acero ASTM A36 en el rango de 120 MPa a 165 MPa como referencia.

### Microdureza Vickers

El análisis se realizó bajo la escala de microdureza Vickers (HV), con la norma ASTM E-384. Se hicieron once mediciones a cada una de las cuatro probetas aplicando una carga de 200 gf durante 10 s, con lo cual se midió desde el centro del cordón en dirección al metal base y desde el centro del cordón hacia su periferia.

### Perfil Macrográfico

La preparación de las muestras se realizó con un ataque químico con Nital 1% y las fotografías fueron analizadas por medio del software Portable-CaptureHD versión 3.0.0, lo que permitió verificar la penetración de la soldadura, y se midió la garganta efectiva obtenida de cada gas aplicado.

### Análisis Metalográfico

Todas las probetas fueron atacadas químicamente por inmersión en Nital al 1% y su observación se llevó a cabo por medio de un microscopio óptico Leica modelo DM LM.



Figura N° 4. Corte en probeta longitudinal.

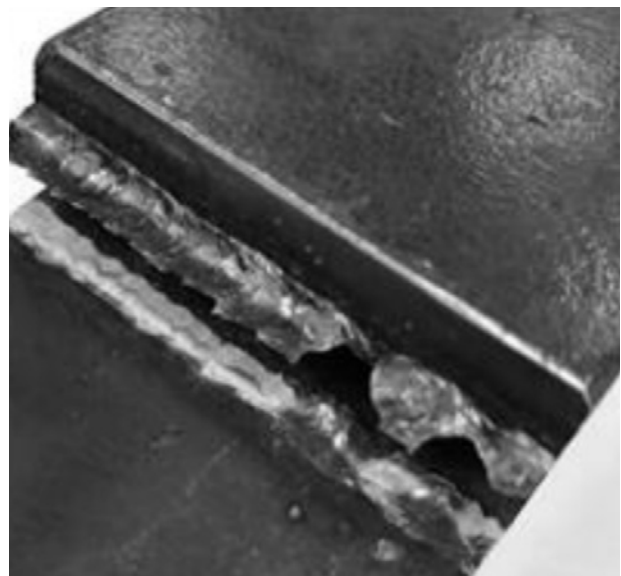


Figura N° 5. Corte en probeta transversal.

Tipo de gas	Esfuerzo de corte longitudinal (MPa)			
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Promedio
CO <sub>2</sub>	306.12	301.20	331.97	313.10
Indurmig 20	293.99	278.36	267.62	279.99
Indurmig 8	255.21	298.08	246.13	266.47
Indurmig O <sub>2</sub>	249.57	228.44	254.91	244.31

Tabla N° 6. Esfuerzos de corte para probetas longitudinales.

Tipo de gas	Esfuerzo de corte transversal (MPa)				
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4	Promedio
CO <sub>2</sub>	476.21	484.90	431.13	-----	464.07
Indurmig 20	356.34	410.19	401.16	-----	389.23
Indurmig 8	336.05	374.40	349.41	-----	353.29
Indurmig O <sub>2</sub>	349.09	363.10	346.49	350.38	352.27

Tabla N° 7. Esfuerzos de corte para probetas transversales.

Tipo de gas	Garganta Efectiva 1 (mm)	Garganta Efectiva 2 (mm)	Garganta Efectiva Promedio (mm)
CO <sub>2</sub>	36.32	41.36	38.84
Indurmig 20	34.14	37.56	35.85
Indurmig 8	32.83	30.27	31.55
Indurmig O <sub>2</sub>	29.85	31.30	30.57

Tabla N° 8. Gargantas efectivas de gases de protección.

## Resultados y Discusiones

### Esfuerzo de corte

Los resultados del esfuerzo de corte para las probetas longitudinales y transversales se presentan en las Tablas N° 6 y N° 7, respectivamente, mientras que en la Figura N° 4 se aprecia el corte obtenido para la probeta longitudinal y en la Figura N° 5, para el caso de la probeta transversal.

Se aprecia en la Figura N° 4, que el corte se extiende a lo largo del cordón para el caso de la probeta longitudinal, a diferencia de lo que se muestra en la Figura N° 5 para la probeta transversal, en que el corte se produce solo en algunas secciones del cordón de soldadura, lo que puede explicarse debido a que en el caso de la soldadura longitudinal, ésta va en igual sentido que la carga aplicada por el equipo de tracción, a diferencia de la soldadura transversal que se orienta perpendicular al esfuerzo aplicado, haciendo que se requiera de mayor carga para producirse el corte. Lo anterior se corrobora a través del esfuerzo de corte obtenido (Tablas N° 6 y N° 7). Cabe destacar, además, que una de las probetas soldadas con Indurmig O<sub>2</sub>, falló, porque no quedó correctamente ajustada al equipo, por lo que cuando se intentó reajustar se fracturó antes de llegar a los 7000 Kgf y su valor fue reemplazado por los resultados obtenidos en dos más de ellas (Tabla N° 7 Probeta 3 y 4). Por otra parte, de la Tabla N° 6, se aprecia que el gas CO<sub>2</sub> fue con el que se obtuvieron los mayores valores de esfuerzo de corte en soldadura de filete longitudinal con un promedio de 313 MPa, seguido del gas Indurmig 20 y luego Indurmig 8 con un promedio de 280 MPa y 266 MPa respectivamente, mientras que con el gas Indurmig O<sub>2</sub> se obtuvieron los más bajos resultados, con un promedio de 244 MPa, mientras que para el caso de los esfuerzos de corte para las probetas transversales, se extrae a partir de la Tabla N° 7 que esta tendencia se mantiene, ya que el CO<sub>2</sub> alcanza un promedio de 464 MPa, mientras que el gas Indurmig O<sub>2</sub> alcanzó un promedio de 352 MPa.

Lo anterior se atribuye principalmente a la composición química de cada gas, ya que el CO<sub>2</sub> mejora considerablemente la conductividad térmica debido a la disociación y recombinación química, maximizando la penetración de la soldadura y con ello el esfuerzo de corte, lo que explicaría que los resultados obtenidos para el esfuerzo de corte tanto longitudinal como transversal fueran mejores para las mezclas de gases que contienen CO<sub>2</sub> en comparación con la mezcla que contiene argón y oxígeno, la cual, al contener oxígeno, mejora la fluidez del baño de fusión, aumentando la velocidad y disminuyendo así el tamaño del cordón y con ello la penetración obtenida.

### Análisis Macrográfico

A través de las macrografías realizadas fue posible obtener las gargantas efectivas para cada gas (Tabla N° 8).

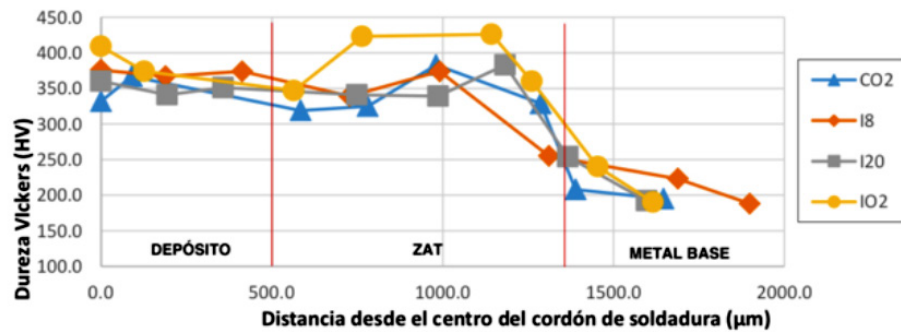


Figura N° 6. Perfil de Microdureza Vickers para cordones de soldadura con cada gas.

Lo anterior coincide con los resultados de esfuerzo de corte. Se puede apreciar que el gas CO<sub>2</sub> es el que presentó una mayor garganta efectiva con un promedio de 38.84 mm. Con lo anterior, se corrobora que entre mayor fue la garganta efectiva obtenida, esto es una mayor penetración, mayor es el esfuerzo de corte.

### Análisis de Microdureza

La Figura N° 6 presenta los resultados de las microdurezas obtenidas para cada gas de protección.

De la Figura N° 6 se aprecia que para los cuatro gases existe un valor mayor al del metal base en el depósito (distancia 0) el cual se incrementa en la ZAT y disminuye en todos los casos al aproximarse al metal base. Ahora, de manera individual, el gas O<sub>2</sub> fue el que obtuvo una mayor dureza tanto en la ZAT como en el depósito, lo que puede explicarse ya que al contener oxígeno, se mejora la fluidez del baño de fusión, lo que hace que se trabaje a mayo-

res velocidades de soldeo, se disminuya el tamaño de cordón y con ello, la velocidad de enfriamiento sea mayor, generando así microestructuras con una mayor dureza. Por otra parte, para el caso de las mezclas de gases Indurmig 8 y 20, ambos alcanzan valores muy similares a lo largo del perfil, lo que se debe a que comparten una composición química similar, y ven favorecida su dureza por contener CO<sub>2</sub>, que debido a la disociación y recombinación multiatómica, otorga una mayor dureza, lo que se aprecia a la vez para el gas CO<sub>2</sub> por sí solo. Lo anterior puede interpretarse como que el esfuerzo de corte es independiente de la dureza que se pudiese alcanzar tanto en el depósito como en la ZAT, lo cual puede deberse a que el esfuerzo de corte se mida por descohesión del cordón respecto del metal base.

### Análisis Micrográfico

El análisis micrográfico de las probetas permite visualizar la microestructura de la unión soldada para cada gas. A continuación, la Figura N° 7 muestra los puntos dentro del filete de soldadura en que se realizaron las micrografías obtenidas para los depósitos (Figuras N° 8, N° 9, N° 10 y N° 11).

En las anteriores Figuras (N° 8, N° 9, N° 10 y N° 11) se presentan las micrografías del depósito de las soldaduras, en donde se puede apreciar que no existen mayores diferencias en cuanto a microestructuras presentes debido a que se utilizó el mismo material de aporte para los cuatro casos. Se visualiza que las microestructuras presentes en el depósito de soldadura corresponden a ferrita y perlita. En todas hay presencia de ferrita de borde de grano y ferrita de segunda fase. Cabe destacar, además, que para el caso del gas Indurmig O<sub>2</sub>, se aprecia una estructura más fina al interior del gra-

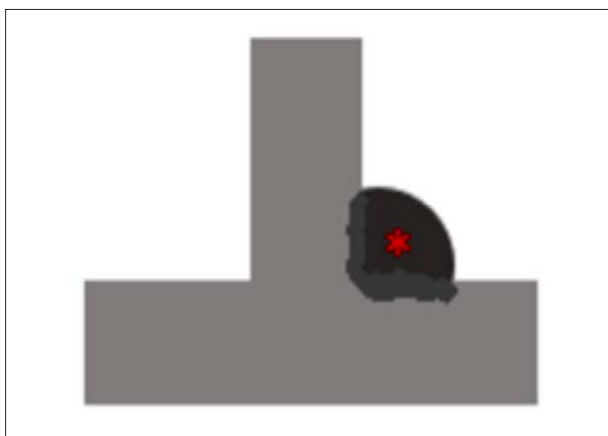


Figura N° 7. Puntos de filete de soldadura utilizados en micrografías: (A) centro de depósito, (B) ZAT.

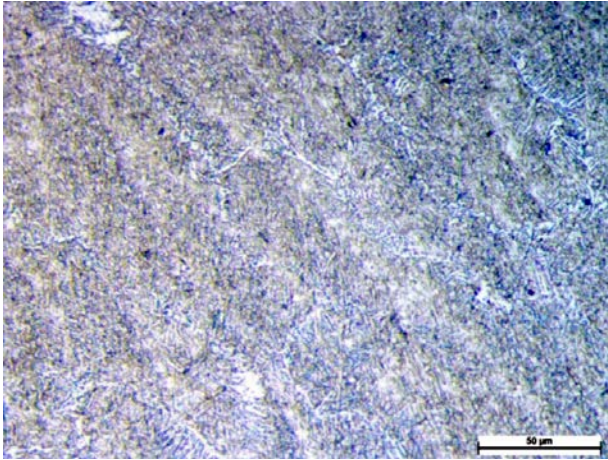


Figura N° 8. Micrografía de depósito de soldadura con gas Indurmig 20. Ataque realizado con Nital 1%. Se aprecia la estructura perlítica al interior de los granos y la ferrita de segunda fase.

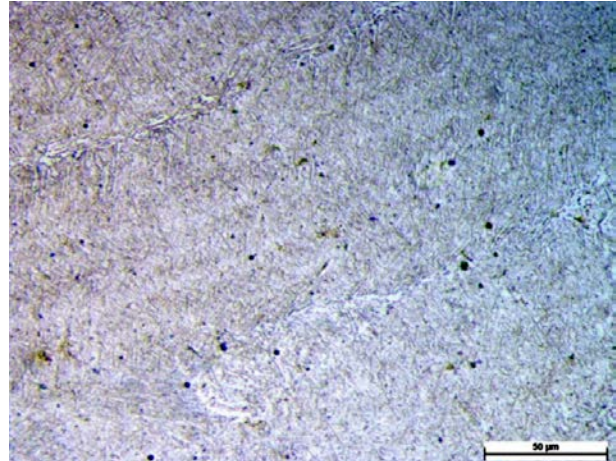


Figura N° 9. Micrografía de depósito de soldadura 500x CO<sub>2</sub>. Ataque con Nital 1%. Se observan los bordes de granos perlíticos compuestos de ferrita primaria.

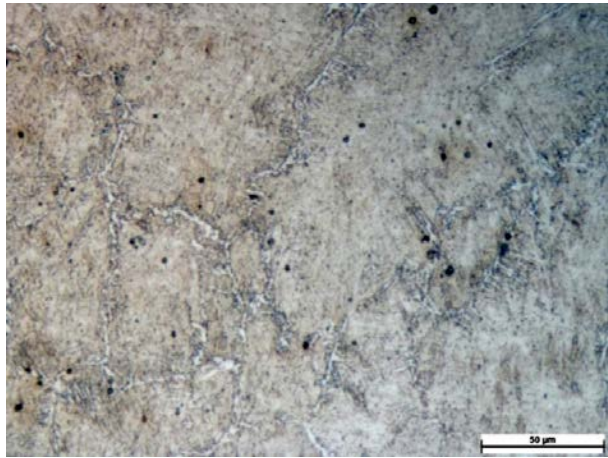


Figura N° 10. Micrografía de depósito de soldadura 500x Indurmig O<sub>2</sub>. Ataque con Nital 1%. Se observa gran cantidad de ferrita de segunda fase.

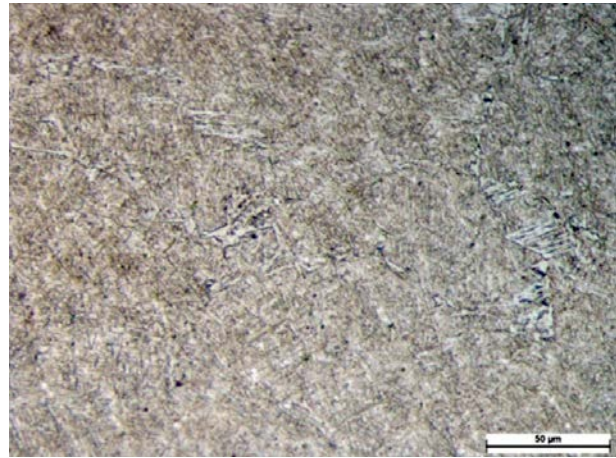


Figura N° 11. Micrografía de depósito de soldadura 500x Indurmig 8. Ataque con Nital 1%. No se aprecian los bordes de granos perlíticos, pero sí una gran cantidad de ferrita de segunda fase.

no, ocasionada por la alta velocidad de enfriamiento, que hizo que la velocidad de soldeo, a la que tuvo que trabajar el soldador para cumplir con los requerimientos del tamaño del cordón por parte de la norma AWS B4.0:2007, aumentara, ya que como se explicó anteriormente, se aumenta la fluidez de la poza con el porcentaje de oxígeno presente y esto generó un aumento en el perfil de dureza obtenido. Caso contrario para el CO<sub>2</sub>, con el que se pudo trabajar a una menor velocidad de soldeo y aun así alcanzar el tamaño de cordón deseado, lo que generó un enfriamiento menor y con ello una microestructura más gruesa y una menor dureza.

## Conclusiones

- Los gases de protección en el proceso GMAW, influyen el esfuerzo de corte en soldaduras de filetes longitudinales o transversales, por lo que debe tomarse como una variable a considerar al momento de escoger con cuál de ellos trabajar.
- Para el esfuerzo de corte de soldadura filete longitudinal como transversal, se obtuvieron mejores resultados con el gas activo CO<sub>2</sub> bajo la norma B4.0:2007.

- Una garganta efectiva mayor implica una mejor penetración y con ello un mayor esfuerzo de corte, tanto longitudinal como transversal.
- El esfuerzo de corte obtenido es independiente de la dureza, tanto en el depósito como en la ZAT.
- El esfuerzo de corte dependerá de la penetración y la garganta efectiva obtenida, la cual se comprobó, se ve afectada por el tipo de gas de protección que se utilice en el proceso de soldadura.

## Referencias

---

American Welding Society B.4.0. 2007. Standard methods for mechanical testing of welds.

American Welding Society. 2008. Welding inspection technology.

ANSI/AWS A5.32/A 5.32. 1997. Specifications for Welding Shielding Gases.

AWS D1.1/D1.1M. 2015. Código de soldadura estructural-acero.

Cary HB. 1992, Manual de soldadura moderna. Editorial Prentice-Hall, México.

Ferjutz K, Davis JR. 1993. ASM Handbook, Welding, Brazing and Soldering. vol.6.

## Recomendaciones

Si bien los resultados obtenidos en el esfuerzo de corte para el gas de protección Indurmig O<sub>2</sub>, fueron menores en comparación a los otros gases, debe considerarse que debido al requerimiento de la norma por mantener un tamaño de cordón definido y al favorecer esta mezcla de gas la fluidez del baño y por ende aumentar aún más la velocidad de soldeo, pudiese verse afectada la penetración obtenida, lo que da lugar a un estudio futuro, donde pueda utilizarse transferencia en spray, eliminando con esto el gas CO<sub>2</sub>, para solo evaluar mezclas de gases.

Indura. 2015. Manual de gases.

Kou S. 2003. Welding Metallurgy. John Wiley & Sons, Inc.

Linde. 2010. Gases de protección para la soldadura.

O'Brien RL. 1991. Manual de soldadura. Tomo I. American Welding Society. Editorial Prentice-Hall Hispanoamericana S.A., México.

The Lincoln Electric Company. 1995. Gas Metal Arc Welding. [https://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable\\_MIGGMAWwires-SuperArc-SuperArcL-50/c4200.pdf](https://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable_MIGGMAWwires-SuperArc-SuperArcL-50/c4200.pdf)

# El triángulo virtuoso de la corrosión-protección electroquímica

## The virtuous triangle of electrochemical corrosion and protection

Gerardo Cifuentes<sup>1</sup>, Belén Garrido<sup>1</sup>, Francisca Rojas<sup>1</sup>, Flavia Leiva<sup>1</sup>,  
Magdalena Cifuentes-Cabezas<sup>2</sup>, Maximiliano Álvarez<sup>1</sup> e Iván Gentico<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile.

<sup>2</sup>Departamento de Ingeniería Química y Nuclear, Universidad Politécnica de Valencia, España.  
[gerardo.cifuentes@usach.cl](mailto:gerardo.cifuentes@usach.cl)

### Resumen

---

El presente trabajo tiene como objetivo perfeccionar el proceso de enseñanza aprendizaje del par corrosión-protección, con la utilización de un triángulo virtuoso en donde se identifican los elementos base presentes en la corrosión electroquímica como son: Ánodo, Cátodo y Electrolito. En dicho triángulo se identifican los elementos recién mencionados específicamente en los vértices, los que están unidos por sus respectivas aristas para completar dicho triángulo. Cada vértice de este triángulo es a la vez otro triángulo que se activa o desactiva dependiendo si se rompe el circuito del triángulo principal (vértice). De el mismo modo, las aristas representan la conexión eléctrica pertinente entre cada elemento, ya sea conductor de electrones o conductor iónico electrolito-electrodo. Dependiendo si se está en presencia de corrosión o de protección contra la corrosión se tendrán las polaridades respectivas de pila galvánica o celda de electrólisis, independiente de la polaridad la interpretación y uso del triángulo virtuoso es análogo en ambos casos, teniendo eso sí que previamente identificar en que caso del tipo de fenómeno se está. Este nuevo método utiliza una forma gráfica de ver la problemática de la corrosión y su protección, lo que contribuye al desarrollo de los estudiantes y fomenta su interés por esta materia, incrementa sus conocimientos mediante el estudio por etapas consecutivas interrelacionadas entre sí.

**Palabras Clave:** Corrosión; Ánodo; Cátodo; Electrolito; Triángulo virtuoso.

### Abstract

---

The present work aims to improve the teaching-learning process of the electrochemical corrosion-protection pair, with the use of a virtuous triangle where the basic elements present in electrochemical corrosion are identified, such as: Anode, Cathode and Electrolyte. In said triangle, the elements just mentioned are specifically identified in the vertices, which are joined by their respective edges to complete the triangle. Each vertex of this triangle is at the same time another triangle that is activated or deactivated depending on whether the circuit of the main triangle (vertex) is broken or not respectively. In the same way, the edges represent the electrical connection between each element, be it an electron conductor or an electrolyte-electrode ion conductor. Depending on whether you are, in the presence of corrosion or protection against corrosion, you will have the respective polarities at the each galvanic cell or electrolysis cell, regardless of the polarity the interpretation and use of the virtuous triangle is analogous in both cases, obviously with the respective polarity at de vertex. This new teaching method uses a graphic way of looking at the problem of corrosion and its protection, which contributes to the development of students, encourages their interest in this subject and increases their knowledge by studying interrelated consecutive systems with the same methodology.

**Keywords:** Corrosion; Anode; Cathode; Electrolyte; Virtuous triangle; Teaching.

## Introducción

(Feliu y Andrade, 1991; Cifuentes *et al.*, 2006).

Naturalmente, los metales se encuentran formando compuestos con otros elementos (óxidos, sulfuros, sulfatos, carbonatos, etc.). Para ser utilizados en su forma elemental es necesario reducirlos, suministrando energía; la cual comenzará a ser eliminada por el metal, para volver a su estado estable termodinámicamente. Así, el proceso por el cual el metal vuelve a su estado nativo se denomina corrosión.

La corrosión de los metales no nobles es un hecho cotidiano que se da paulatinamente, por lo que en caso de no ser posible evitarla, se busca que sea lo más lenta posible, para aumentar la vida útil de los metales. Este control sobre la corrosión ha nacido por la necesidad de disminuir las pérdidas económicas que conlleva la pérdida de material, en diferentes estructuras públicas y privadas.

## Tipos de corrosión

Existen dos mecanismos de corrosión de acuerdo al tipo de medio en el cual se desarrolla:

- Corrosión química
- Corrosión electroquímica.

### Corrosión Química

El primer mecanismo, es una reacción puramente química en toda la superficie por igual, esto ocurre cuando se trabaja a altas temperaturas en sistemas no electrolíticos, tales como gases y vapores o líquidos no conductores eléctricos, sin presencia

de iones, los productos de corrosión quedan adheridos a la superficie, formando en ocasiones, una barrera contra la corrosión.

El segundo mecanismo, corrosión electroquímica, es el más común, en este se forma una pila, existiendo zonas en la cual el metal se disuelve y otras en las cuales no se altera. Para que funcione ininterrumpidamente debe existir una conexión eléctrica entre ánodo y cátodo, además, de la presencia de un electrólito para cerrar el circuito.

A continuación, se describirá de una forma simple la corrosión electroquímica y como proteger los materiales de está.

### Corrosión Electroquímica

Los productos de corrosión se distribuyen de forma heterogénea en la superficie y sin carácter protector u homogénea y con carácter protector, siendo incluso utilizada como protección anódica al fenómeno de corrosión.

De esta manera, se puede ver la corrosión como un triángulo tal como lo presenta la Figura N° 1, compuesto por tres partes elementales:

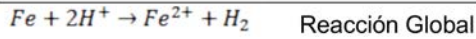
- **Ánodo:** zona en que se efectuará la corrosión propiamente tal, disponiendo de iones al electrolito. Polaridad (-).
- **Cátodo:** zona en la cual se realizará la reducción del ion proveniente del electrolito. Polaridad (+).
- **Electrólito:** encargado de facilitar un medio iónico para cerrar el circuito, ayudando a la reducción en el cátodo.

(Los paréntesis redondos indican que se trata de una polaridad espontánea del electrodo). Para que la corrosión se lleve a cabo estos tres elementos deben estar en contacto como se observa en la Figura N° 1, pero si elimina o aísla alguna de las partes, este fenómeno será detenido. De esta forma, se entiende el proceso de corrosión como un triángulo, en cuyos vértices se encuentran los elementos ya nombrados, unidos por sus aristas, además, siendo cada sistema corrosivo único, termodinámicamente y cinéticamente.



Figura N° 1: Triángulo de corrosión.

Un ejemplo de corrosión muy conocido es el hierro en solución ácida:



Este tipo de corrosión es la que afecta al hierro en el acero al carbono en presencia de medio ácido.

Una pieza de acero está compuesta por granos desarrollados en diferentes direcciones como producto del proceso de solidificación durante la fabricación del material.

Se entiende por solidificación, el cambio de fase de un material, en este caso metal, pasando del estado líquido al sólido, ocurriendo en dos etapas: nucleación y crecimiento. Durante la nucleación, tras un descenso de la temperatura, generando pequeños núcleos, formándose aleatoriamente y de preferencia en lugares de contacto con otras superficies (solidificación heterogénea), como zonas de contacto con el molde y ambiente. Una vez formados estos núcleos, estos comienzan a crecer, también de forma aleatoria, generando granos de tamaños y direcciones diferentes entre sí conforme avanza la solidificación, hasta que se acaba el metal líquido que permite el crecimiento de los granos.

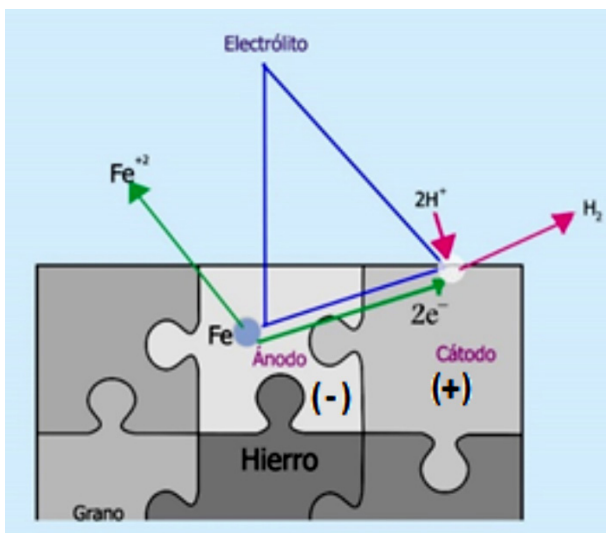


Figura N° 2: Caracterización de corrosión en una pieza de acero al carbono.

Por lo tanto, y como se aprecia en la Figura N° 2, esta disposición de granos aleatorios puede generar un comportamiento donde un grano puede actuar de ánodo y otro como cátodo, generando el producto de corrosión sobre la superficie de la pieza de acero.

Siendo posible plantear el fenómeno de corrosión electroquímica a través de triángulos, esquemáticamente como se muestra en la misma Figura N° 2 anterior con líneas azules.

## Protección

Como se mencionó anteriormente, el fenómeno de la corrosión no se efectuará si uno de los tres elementos fundamentales del proceso es aislado. Si observamos la Figura N° 3 el triángulo tiene sus aristas continuas, y el proceso ocurre. En cambio en el triángulo de la Figura N° 4, las aristas de éste han sido suprimidas para esquematizar la aislación del o los elementos del proceso. Hay que hacer notar eso sí, que para evitar que ocurra la corrosión,

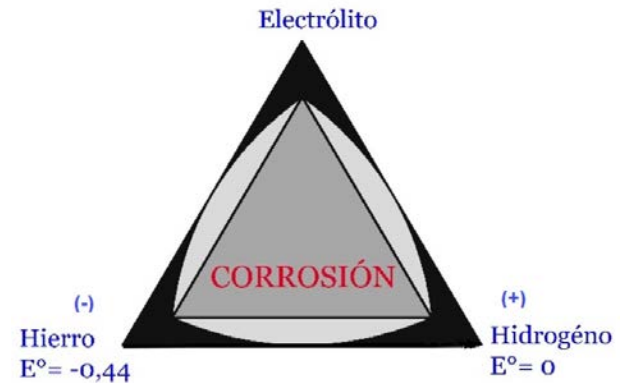


Figura N° 3: Triángulo de corrosión de hierro.

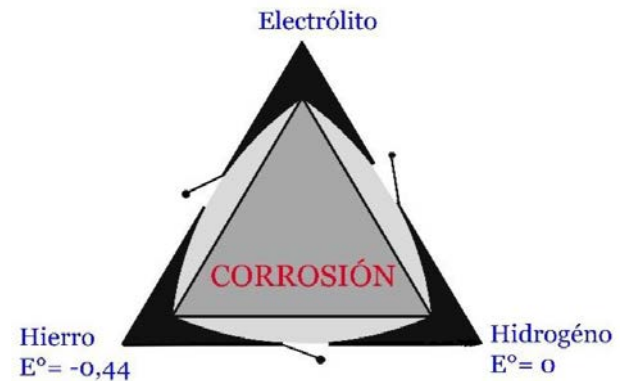


Figura N° 4: Triángulo de corrosión de hierro con las aristas cortadas, evitando la transferencia de electrones.

basta con suprimir solo una de las aristas en cuestión. De esta manera entonces, el proceso corrosivo no ocurre.

La atmósfera es el medio corrosivo más común y másico en la actualidad, siendo esencial encontrar una manera de proteger al material de ésta y de cualquier otro medio corrosivo. Existen diversas formas de protección, una de ellas es mediante recubrimientos, de esta forma estaríamos aislando el electrolito (atmósfera, agua salada o dulce, etc.) de la **superficie de electrodo (ánodo/cátodo)** a través de una barrera física o electroquímica. Según su naturaleza, los recubrimientos pueden ser: metálicos (galvanizados, zincados, etc.), orgánicos (barniz, pinturas, lacas, etc.) o inorgánicos no metálicos (plásticos, cementos, esmaltes, madera).

Otro método de protección contra la corrosión es la protección electroquímica, buscando minimizar la velocidad de corrosión, al punto de considerarlo despreciable, imponiendo un potencial determinado a la pieza a proteger. Existen dos métodos generales de este tipo de protección: protección anódica y protección catódica que serán descritos más adelante.

Por ejemplo, el recubrimiento metálico consiste en cubrir el metal a proteger con otro metal de menor o mayor nobleza que el primero, dependiendo de las características físicas, en caso de ser de mayor nobleza, esta capa debe ser no porosa, para evi-

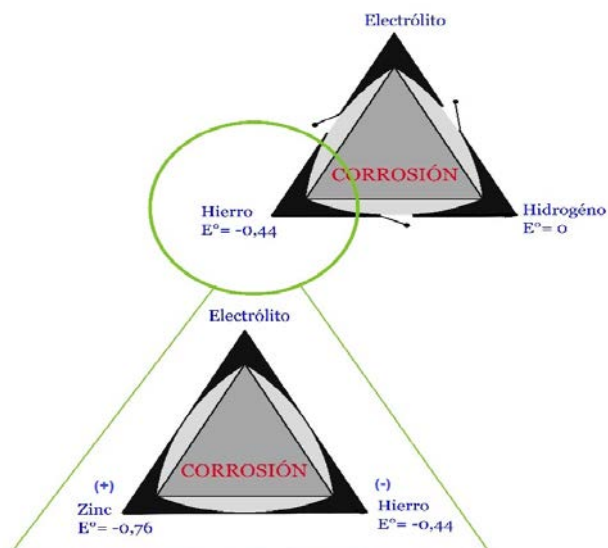


Figura N° 5: Protección del hierro a la corrosión ácida (que genera hidrógeno), utilizando zinc como ánodo de protección y formando un nuevo triángulo de corrosión.

tar corrosión localizada del metal base. En caso de ser menos noble, este debe ser capaz de generar una capa protectora de óxido metálico insoluble y adherente impidiendo la corrosión, a este fenómeno se le denomina "pasivación", descrito en detalle más adelante.

Para el caso de querer proteger el hierro de la corrosión se debe cortar al menos una de las aristas del triángulo, por ejemplo la correspondiente a la conductividad electrónica o a la conductividad iónica, se observa en la Figura N° 4 donde las aristas se encuentran todas cortadas indicando aislamiento total. El aislamiento como se dijo antes, podría ser parcial cortando por lo menos una de las aristas.

La forma más conocida y utilizada es la galvanización del acero al carbono, esta consiste en recubrirlo con zinc, para que éste se corra antes que la aleación que se desea proteger es lo que se esquematiza en la Figura N° 5 al proteger el hierro.

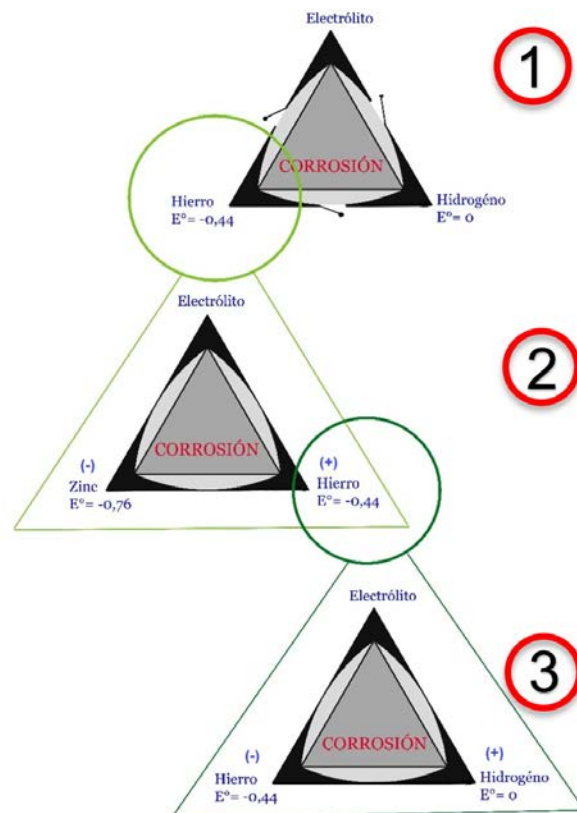


Figura N° 6: Escalones de triángulos de corrosión que puede ir produciéndose a medida que varían las condiciones de protección de las piezas de hierro.

En síntesis, si se tiene una pieza de acero o hierro, la corrosión de ésta en un ambiente ácido, es representada por un triángulo como el que se observa en la Figura N° 3. Lo que se desea hacer es cortar al menos una de las aristas, para esto existe el galvanizado (recubrimiento metálico), que logra cambiar el comportamiento del hierro, pasándolo de ánodo a cátodo. Lo que se esquematiza en la Figura N° 5.

Al tener el cinc un potencial menor que el hierro, tenderá a oxidarse, mientras el hierro se reducirá, esta ventaja permite que los poros que puedan quedar en la superficie o las rayaduras que puedan ocurrir por el uso de las piezas no afectan la protección del zinc sobre el hierro, ya que, aunque este expuesto el metal base a la atmosfera, el hecho de estar en contacto directo con el cinc provocara que siga comportándose como cátodo, evitando oxidarse.

En la Figura N° 6 la condición inicial sin protección es la (1). Al proteger, se avanza a la condición (2) de la misma Figura. Es obvio que la capa de zinc comenzará a desaparecer con el tiempo, lo cual producirá la corrosión del hierro por el contacto que tendrá éste con el medio circundante, como se observa en el paso de condición (2) a (3) de la, de esta forma se volverá a la condición inicial de corrosión entre los granos del metal, lo que ya se mostró anteriormente en la Figura N° 2.



Figura N° 7: Escalones de protección contra la corrosión hasta la aplicación de pintura.

Pero para agregar una protección extra a la ya utilizada, se aplica una capa de pintura, la cual protegerá tanto el zinc como el hierro, produciendo la aislación de ambos del electrolito, debido al corte de las aristas que unen el ánodo y el cátodo con el electrolito, aumentando la protección de las piezas que se estén trabajando. (Figura N° 7).

## Protección Anódica

La protección anódica, consiste en la polarización de una pieza metálica hasta un potencial más positivo que el de equilibrio entre el metal y el electrolito ( $E^\circ$ ), bajo estas condiciones la velocidad de corrosión debería incrementarse considerablemente, sin embargo, en algunos casos, se observa una disminución drástica en la velocidad de corrosión a valores de densidad de corriente despreciable, denominada corriente residual, la cual se ejemplifica en la Figura N° 8. A este fenómeno se le denomina pasivación, y consiste en la formación de una capa de óxido la cual se forma en la superficie debido a una rápida oxidación. Lleva el nombre de protección anódica, porque el metal base se comporta como ánodo, y de esta manera se protege a el mismo (Feliu y Andrade, 1991; Ugaz y Díaz, 1998; Cifuentes *et al.*, 2006)..

Para que un metal este protegido anódicamente, su potencial debe mantenerse en los valores de

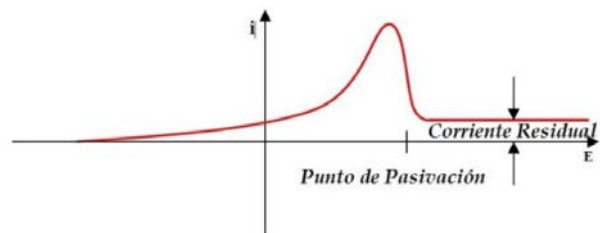


Figura N° 8: Ejemplo de curva de polarización con pasivación del sistema.

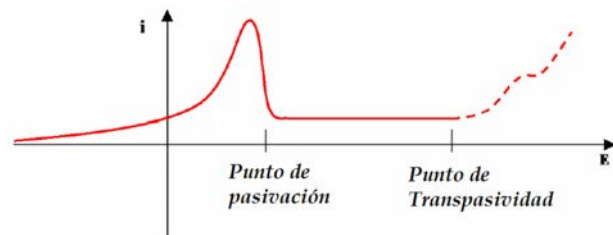


Figura N° 9: Ejemplo de curva de polarización con punto de pasividad y punto de transpasividad.

pasivación, sin exceder el potencial de transición entre las zonas pasivas y transpasivas, mostrado en la Figura N° 9.

Finalmente, se debe proporcionar altas corrientes al metal para que ocurra el proceso de pasivación, mientras que solo se requiere pequeñas corrientes para mantener la pasivación.

En palabras simples, el metal será protegido por el producto de corrosión generado, el óxido, y para que este cumpla con su objetivo, debe formar una capa de producto homogénea y adherente al metal base.

La explicación se encuentra en el hecho de que al aumentar el potencial aplicado desde el potencial de equilibrio comienza el proceso de oxidación de los átomos del metal, formando una capa superficial de óxidos metálicos que lo "impermeabiliza" frente al medio agresivo en el que se encuentra. Evidentemente, esta capa de óxidos debe poseer ciertas características físicas y químicas para proteger al metal de forma efectiva, dicho de otra manera, es posible obtener capas de óxidos que permitan proteger más o menos el material según su morfología estructural, y esta protección se refleja

directamente en la velocidad de corrosión residual. Existen algunos metales que generan esta capa naturalmente, por ejemplo, el aluminio, el cual forma un óxido homogéneo actuando como protección contra la corrosión externa, en la Figura N° 10 se observa como la capa de óxido ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), no protege totalmente el metal, sino que la cinética del proceso se vuelve muy lenta, de tal forma que el proceso de corrosión es prácticamente despreciable, esto se conoce como pasivación, donde el triángulo con aristas más delgadas representa la disminución de la velocidad del proceso de oxidación.

Al contrario, también existen metales que no se auto-protegen, como el acero, el cual forma una capa de óxido heterogénea y poco adherente, sin poder cumplir con los requisitos de protección. Sin embargo, a estos materiales se les adiciona elementos aleantes, los cuales provocan una alteración en su composición química, lo que conlleva a que su capa de producto corrosivo cumpla con los estándares de protección, como es el caso del acero inoxidable, que se le adiciona cromo para formar óxido de cromo como capa ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ).

Esto se ejemplifica a continuación en la Figura N° 11.

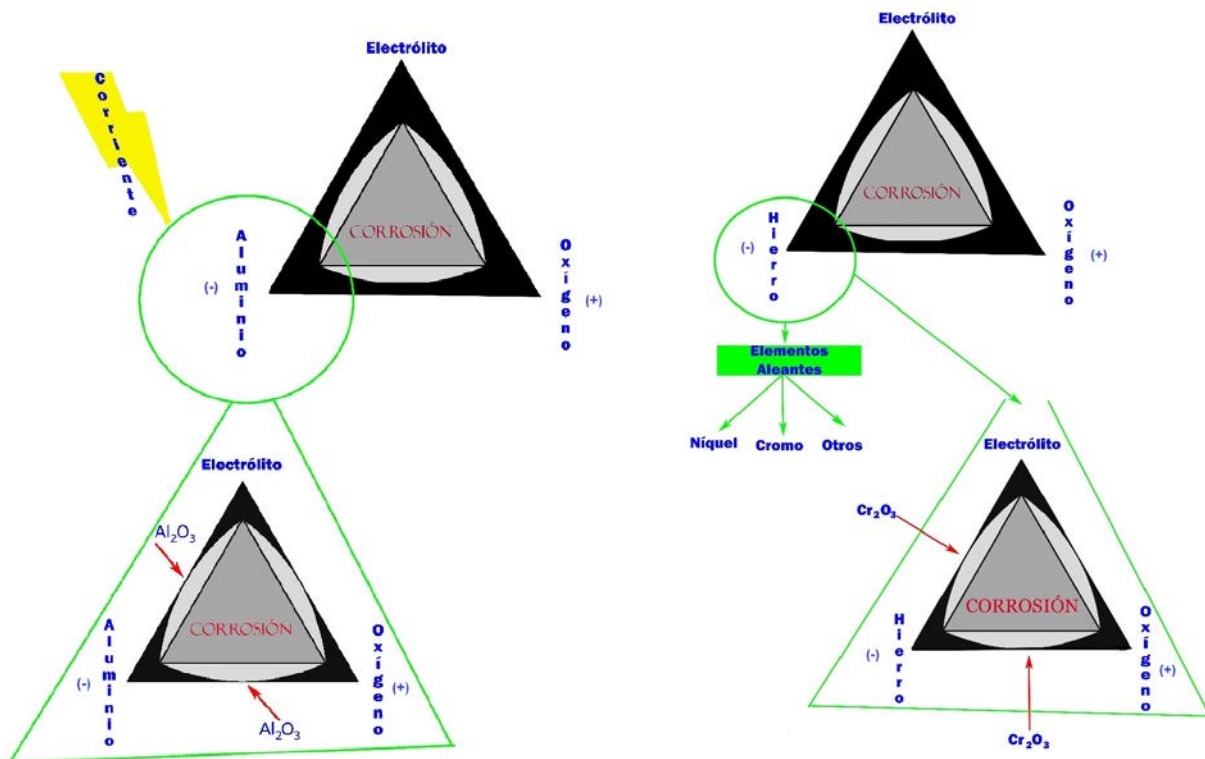


Figura N° 10: Escalones de protección anódica del aluminio.

Figura N° 11: Escalones de protección del hierro a través de elementos aleantes.

## Protección Catódica

La protección catódica consiste en hacer que un metal, inicialmente actuando como ánodo, adquiera un comportamiento catódico, usando otro metal denominado “ánodo de sacrificio”.

Esto se puede lograr de dos formas en las cuales el comportamiento de la protección puede ser como una pila, o como una celda electrolítica (Feliu y Andrade, 1991; Cifuentes *et al.*, 1998; Ugaz y Díaz, 1998; Cifuentes *et al.*, 2006; Cifuentes *et al.*, 2009).

La primera forma se logra adhiriendo un metal que se corroe con mayor facilidad formando una capa protectora, así éste se corroe antes que la base metálica protegida, para esto es necesario que el metal protector tenga un potencial electroquímico ( $E^\circ$ ) menor al del metal a proteger. Es el caso que se explicó anteriormente de la galvanización.

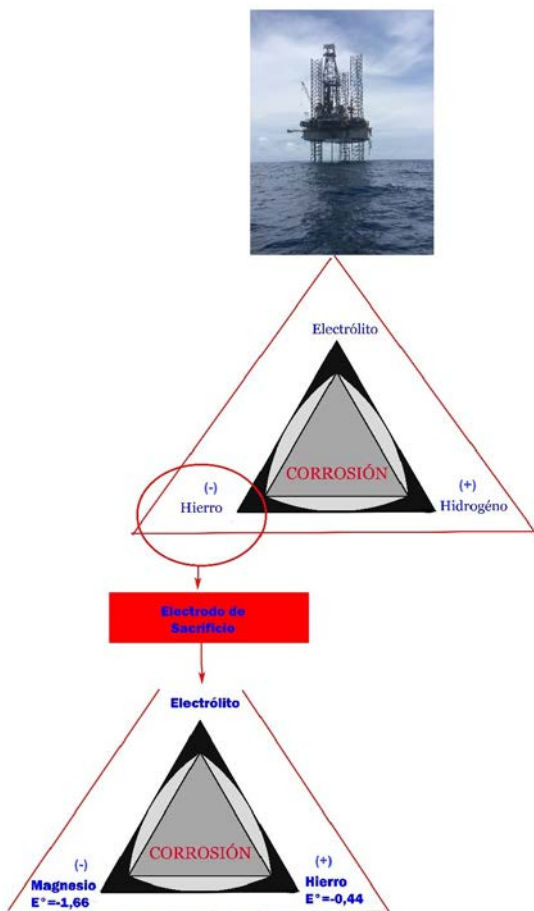


Figura N° 12: Protección catódica a través de un ánodo de sacrificio.

En el caso observado en la Figura N° 12, se tiene una torre de petróleo o plataforma *off-shore*, de hierro, la cual debe ser protegida de la corrosión del agua de mar (ácida), para mantener de tal forma que se usaran elementos de un metal de menor potencial electroquímico, como puede ser el aluminio, cadmio, cinc, magnesio, entre otros. En este caso se utiliza el magnesio, y en consecuencia se produce su corrosión protegiendo el hierro catódicamente. La diferencia entre esta protección y la galvanización es que para la segunda es una protección catódica particular donde se necesita un recubrimiento completo de la estructura, algo que, para piezas muy grandes como la plataforma marítima, puede significar un costo extremadamente alto.

En caso de que los ánodos de sacrificio no puedan ser reemplazados continuamente por razones de accesibilidad, se utiliza una fuente de poder externa que brinde corriente, la cual hará que toda la su-

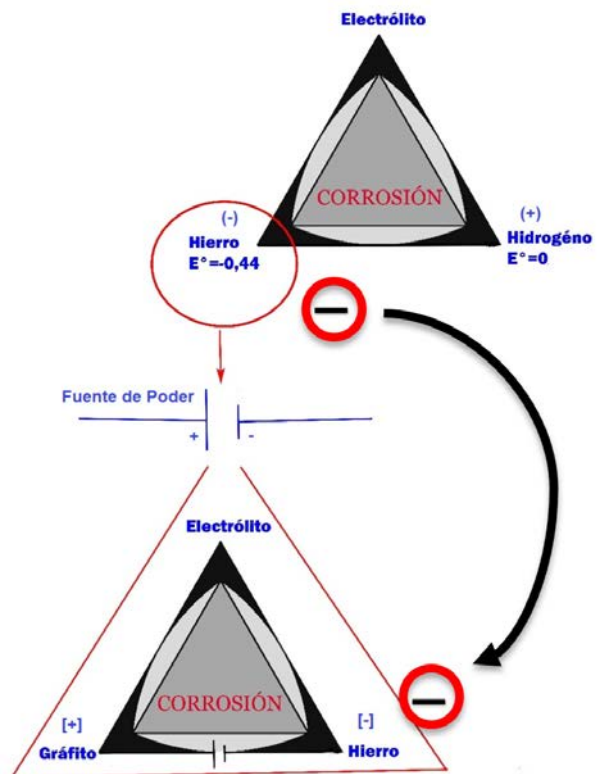


Figura N° 13: Protección catódica a través de una corriente impresa al sistema.

perficie que se desea proteger tenga un comportamiento catódico evitando ser oxidado por el proceso de corrosión (Cifuentes *et al.*, 1998; Cifuentes *et al.*, 2009). Al conectar el metal a proteger, en este caso hierro (Figura N° 13), al polo negativo de la fuente de poder [-] se comportará como cátodo y el polo positivo se conecta al ánodo de sacrificio [+], de tal forma que la fuente entregara electrones al sistema a proteger, evitando la corrosión de este. Esto se hace a través de un rectificador. (Los paréntesis cuadrados indican que la polaridad es impuesta al electrodo por una fuente de poder externa).

Como se muestra en la Figura N° 13, el signo negativo (-) se mantiene para el Hierro, incluso habiendo cambiado la condición electródica de ánodo a cátodo. Esto se debe a que las polaridades para un proceso espontaneo como la corrosión al medio ambiente, son totalmente opuestas a un proceso forzado como lo es la protección catódica con inducción de corriente, por ende el signo se mantiene para el Hierro, lo que ocurre netamente es que se invierte el sentido de la corriente, los electrones no son cedidos por el Hierro tras la protección, esta vez es el Hierro quien recibe dichos electrones por su condición de cátodo.

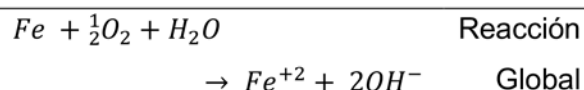
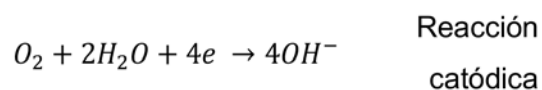
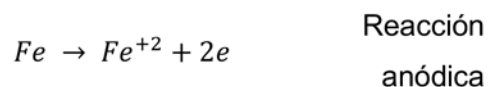
## Teoría del potencial Mixto

La teoría del potencial mixto o de corrosión, postula que las reacciones de oxidación y reducción en la corrosión electroquímica se producen a la misma velocidad sobre la superficie metálica, lo que exactamente se presenta en los procesos de corrosión. La representación gráfica de esto se logra ver en las curvas de Evans que grafican la reacción anódica y catódica de un proceso corrosivo, en cuanto a la velocidad a la que ocurren con respecto al potencial del mismo sistema, o viceversa.

### Corrosión de Hierro en medio Básico

Un ejemplo de esto se muestra en la Figura N° 14, donde se grafica la corrosión en medio básico del hierro, específicamente el potencial de las reacciones con respecto a la densidad de corriente (velocidad a la cual ocurren) (Feliu y Andrade, 1991; Ugaz y Díaz, 1998; Cifuentes *et al.*, 2006).

Donde las reacciones son:



Esta idea gráfica puede relacionarse con el triángulo virtuoso desarrollado anteriormente, para dar cuenta de la existencia del potencial mixto del proceso de corrosión. De tal manera que al unir los puntos de los pares ( $i_o$ ,  $E_{eq}$ ) anódico (A) y catódico

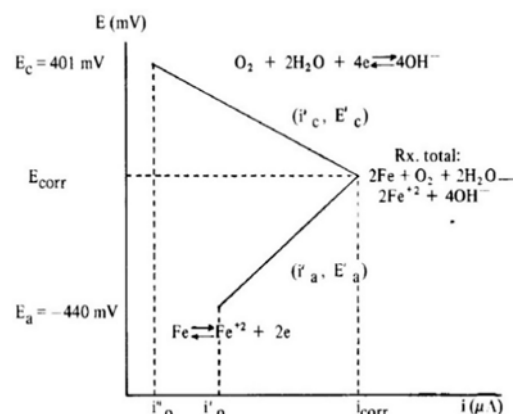


Figura N° 14: Diagrama de Evans de corrosión de Hierro en medio básico.

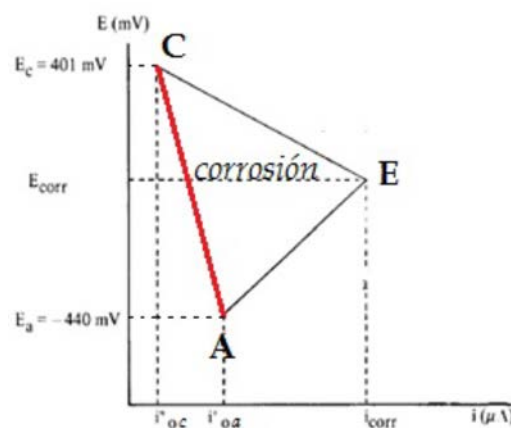


Figura N° 15: Triángulo virtuoso superpuesto sobre el diagrama de Evans de corrosión de Hierro en medio básico. (E) electrolito, (A) ánodo y (C) cátodo.

co (C) se obtenga el triángulo respectivo, representado por la recta de color rojo de la Figura N° 15.

El potencial mixto o de corrosión corresponderá a la horizontal desde el punto (E) hasta cortar el eje del potencial y su respectiva corriente de corrosión corresponderá a la vertical desde el punto (E) hasta cortar el eje de la corriente.

Por otro lado, en la Figura N° 15, se observa que la arista de color rojo del triángulo tiene cierta inclinación con respecto al eje vertical del potencial. Esto se debe a que las reacciones involucradas en el proceso tienen una corriente de equilibrio ( $i_0$ ) distintas entre sí. Esto se cumple en la mayoría de los casos ya que este parámetro es único para cada sistema por lo que generalmente en un

proceso se tienen distintas corrientes de equilibrio ( $i_0$ ) para cada una de las semi reacciones. Esto se puede observar en el eje horizontal de el gráfico de la Figura N° 15, donde los  $i_0$  de las reacciones son distintos.

En consecuencia, como puede notarse en la Figura N° 15, el valor del potencial mixto ( $E_{corr}$ ) también podría incluirse en el dibujo del triángulo virtuoso. Es obvio que para incluir dicho parámetro en el triángulo se debe tomar en cuenta el diagrama de Evans del proceso, a simple vista y por lo mencionado anteriormente del parámetro  $i_0$ , el  $E_{corr}$ , para este caso de ejemplo no quedará simplemente de forma vertical como se indica en la Figura N° 16 a menos que se cumpla la condición de que los  $i_0$  de las dos semi reacciones sean de igual magnitud.

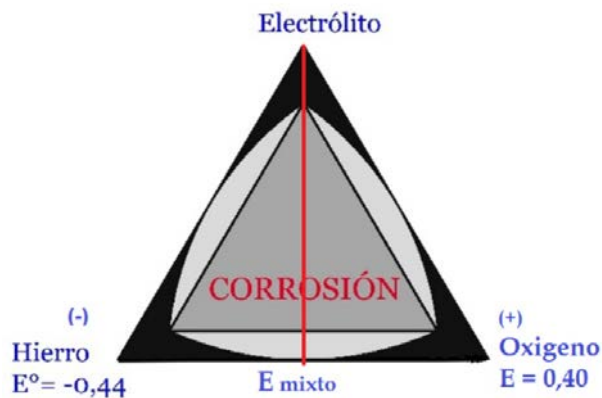


Figura N° 16: Triángulo virtuoso para la corrosión de hierro en medio básico indicando  $E_{corr}$  para el caso de  $i_0$  iguales.

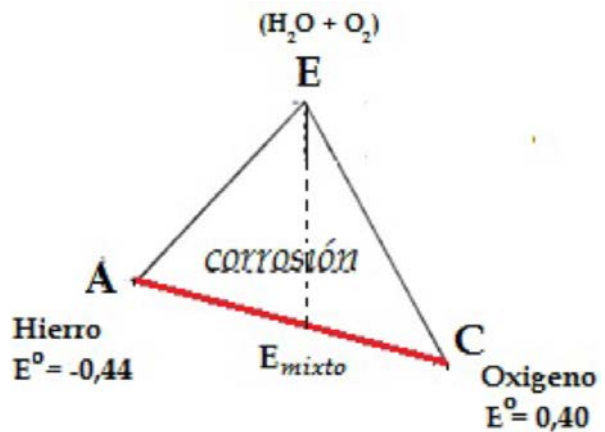


Figura N° 18: Triángulo virtuoso extraído desde diagrama de Evans

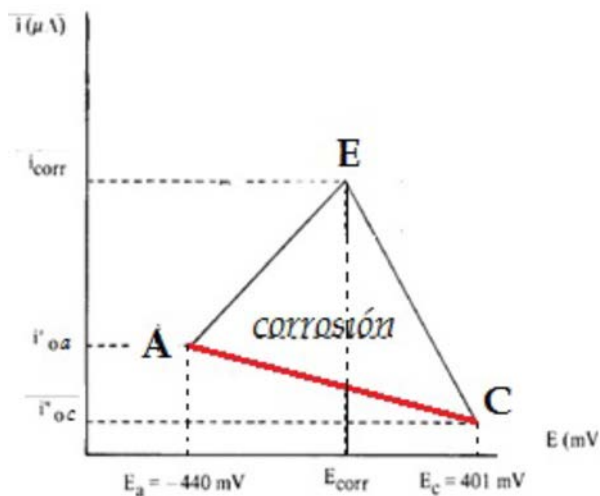


Figura N° 17: Triángulo virtuoso superpuesto sobre el diagrama de Evans ( $i$  v/s  $E$ ) de corrosión de Hierro en medio básico.

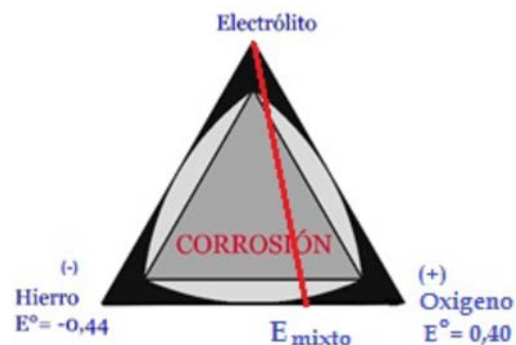


Figura N° 19: Triángulo virtuoso final para la corrosión de hierro en medio básico indicando de manera correcta el  $E_{corr}$ .

Lo explicado, se puede observar a simple vista en el Diagrama de Evans donde se ve claramente que el triángulo formado es escaleno, por ende, en ángulo que forma la proyección de la línea que une el vértice de electrolito (E) con el eje de potencial es distinto a  $90^\circ$  con respecto a la línea roja que une el cátodo (C) con el ánodo (A). El ángulo si tendría un valor de  $90^\circ$  si los  $i_0$  fueran iguales.

De la misma manera, al analizar el diagrama de Evans de la Figura N° 15, se nota que el  $E_{corr}$  del cual se ha estado hablando, coincide en la gráfica con el valor de  $i_{corr}$ . Aquí es donde nace un nuevo concepto y es el parámetro que indica la densidad de corriente o velocidad a la que ocurren ambas semi reacciones del proceso corrosivo, mientras mayor sea su valor, la corrosión será más rápida.

En la siguiente Figura N° 17 se muestra el triángulo esquematizado sobre el diagrama de Evans mostrado en la Figura N° 15, manteniendo la orientación e idea de triángulo que se ha desarrollado hasta ahora, invirtiendo los ejes con el fin de no confundir al lector.

Luego dejando solo el triángulo sin ejes para solo visualizar el triángulo queda la Figura N° 18.

De esta manera, queda explícitamente graficado que el potencial mixto tiene cierta tendencia a acercarse al valor del potencial  $E_{th}$  de la semi reacción que tenga el  $i_0$  más pequeño y que no tendrá un

valor que pertenezca al promedio entre los  $E_{th}$  de las dos semi reacciones involucradas.

De esta manera se puede tener un triángulo que indique correctamente donde es que se encuentra el potencial mixto de la reacción como indica la Figura N° 19.

## Uso del triángulo virtuoso en Metalurgia Extractiva. Cementación de cobre

(Cifuentes *et al.*, 1998; Cifuentes *et al.*, 2009).

Así mismo se puede usar el diagrama de Evans de la cementación del Cobre a partir de chatarra de Hierro (Figura N° 20). Donde la reacción de oxidación posee un  $i_0$  un poco menor que el de la reducción. Por ende, el Potencial mixto se verá desplazado levemente hacia el valor del  $E_{th}$  de la oxidación, como se muestra esquemáticamente en la Figura N° 21, permitiendo así tener una mejor visualización gráfica del proceso electroquímico en curso.

En ambos ejemplos se puede evidenciar que el sobre potencial tiene una relación directa con el  $i_0$ . Si el  $i_0$  es menor, esa semi reacción tendrá un sobre potencial menor que la otra semi reacción.

En conclusión, si los  $i_0$  de las semi reacciones son iguales, el  $E_{mixto}$ , se encontrará a la mitad de la arista que une los electrodos (C y A) quedando con un

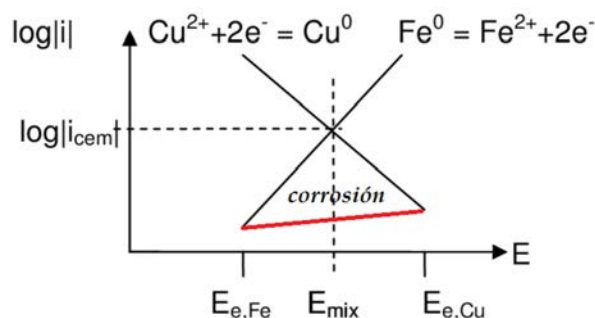


Figura N° 20: Diagrama de Evans de la cementación de cobre, con triángulo virtuoso superpuesto.



Figura N° 21: Triángulo virtuoso final para la cementación de cobre a partir de chatarra de hierro indicando tendencia de  $E_{corr}$ .

valor perteneciente al promedio entre los dos  $E_{th}$  y además formando un ángulo de  $90^\circ$  de la línea roja con respecto a dicha arista. Pero si los  $i_o$  no poseen el mismo valor como ocurre más usualmente, el  $E_{mixto}$  se verá de forma gráfica en el triángulo, desplazado hacia el vértice del electrodo o semi reacción que posee el  $i_o$  de menor magnitud.

El Triángulo Virtuoso logra ser una herramienta gráfica muy útil para la explicación de manera simplificada de lo que significan los procesos de corrosión y la base de su funcionamiento electroquímico, así como también los métodos utilizados para la protección frente a este fenómeno.

## Referencias

---

Cifuentes G, Simpson J, Vargas C. 2006. Fundamentos de corrosión y protección de materiales. Sello Editorial USACH, Santiago, Chile.

Feliu S, Andrade MC. 1991. Corrosión y protección metálica. Editorial Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid, España.

Ugaz A, Díaz I. 1998. Principios de las técnicas electroquímicas en estudios de procesos de corrosión. Pontificia Universidad Católica del Perú, Lima, Perú.

Cifuentes G, Simpson J, Lobos F, Briones L, Morales A. 2009. Copper electrowinning based on reactive electro dialysis. J Chil Chem Soc 54: 289-293. <https://doi.org/10.4067/s0717-97072009000400002>

Cifuentes G, Cifuentes L, Crisostomo G. 1998. A lead-acid battery analogue to in situ anode degradation in copper electrometallurgy. Corrosion Science 40: 225-234. [https://doi.org/10.1016/s0010-938x\(97\)00122-4](https://doi.org/10.1016/s0010-938x(97)00122-4)



DEPARTAMENTO DE  
INGENIERÍA  
METALÚRGICA  
UNIVERSIDAD DE SANTIAGO DE CHILE