

MINISTERIO DE EDUCACION SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALURGICO
MOA - HOLGUIN

TESIS DE GRADO

TITULO: Corrosión - Rotura por Tensión del acero
bajo aleado tipo C -Mn -Si, en las solu-
ciones de lixiviación de Níquel.

DIPLOMANTES: Eduardo Antonio Suárez Williams.
Pablo Fonseca Mayán.

Eduardo Antonio Suárez Williams
Pablo Fonseca Mayán

Gerardo Cabrera

TUTOR: Gerardo Cabrera.

Moa, junio de 1989.

"Año 31 de la Revolución".

DEDICATORIA.

Dedico este trabajo a todos aquellos que han hecho posible exista una revolución socialista, a mis - profesores, que con sus esfuerzos y adnegación han contribuido de modo sustancial a mi formación técnica y cultural, a mis familiares que con su ejemplo y educación han fomentado en mí, una conciencia revolucionaria, acorde con los principios marxistas-leninistas que rigen a nuestra sociedad.

Revolucionariamente,

Eduardo Antonio Suárez W.

Pablo Fonseca Mayán.

"Año 31 de la Revolución"

AGRADECIMIENTO.

Agradezco la colaboración brindada por los compañeros Gerardo Cabrera, Briseida Hernández y Alberto-Valdés Pérez, quienes con su ejemplo y dedicación han hecho posible el desarrollo del presente trabajo; la ayuda brindada por mis compañeros de trabajo en la búsqueda de literatura técnica sobre el tema que nos ocupa.

Merecen un reconocimiento especial los compañeros trabajadores del Laboratorio de Análisis Químicos y Procesos, del C.M.N. Gustavo Machín y de la Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, los cuales me han brindado las condiciones necesarias, así como los equipos y útiles de trabajo empleados en el desarrollo de los experimentos.

I N D I C E .

Pag.

1. Resumen.	1
2. Introducción.	3
3. Fundamentos teóricos del trabajo.	6
3.1. Aspectos metalúrgicos de la C.R.T.	6
3.2. Aspectos mecánicos de la C.R.T.	10
3.3. Aspectos del medio corrosivo de la CRT.	13
4. Parte experimental.	19
4.1. Materiales y métodos.	19
4.2. Estudio de la corrosión en los licores de lixiviación y lavado.	23
5. Resultados del estudio de corrosión de los aceros en los licores de lixiviación y lavado.	27
5.1. En la Planta Niquelífera Comandante Ernesto Ché Guevara de Moa.	27
5.2. Estudio de la distribución de los potenciales de corrosión del acero 09G2S bajo la cama de mineral en el sedimentador 206 B en Moa.	32
5.3. Estudio de las características electroquímicas de los aceros 09G2S, 20K y ST38b2 en los licores de lixiviación en Nicaro.	34
6. Valoración económica.	38
7. Conclusiones y recomendaciones.	40
8. Anexo No. 1 (Gráficas)	42
Anexo No. 2 (Tablas)	44
Anexo No. 3 (Fig.)	49
9. Bibliografía.	53

1. RESUMEN.

El presente trabajo fué realizado con el objetivo de determinar las causas que propiciaron la aparición del fenómeno de la C.R.T. en el acero de construcción O9G2S, utilizado en la fabricación de diferentes equipos en la Planta Niquelífera Comandante Ernesto Ché Guevara.

El fenómeno de la C.R.T. fué detectado específicamente en cuatro (4) de los sedimentadores de la Planta de Lixiviación y Lavado, dos sedimentadores de lixiviación y dos (2) sedimentadores de lavado de la línea B.

En el trabajo se presenta el fundamento teórico de los aspectos metalúrgicos, mecánicos y corrosivos que influyen de alguna manera en la tendencia de los metales a este tipo de corrosión.

La parte experimental recoge un estudio mecánico, metalográfico y electroquímico de los diferentes tipos de acero al carbono utilizados actualmente para las construcciones de estos equipos, entre los cuales se encuentran el acero 20K, empleado en la Planta Niquelífera Comandante René Ramos Latourt para la fabricación de tanques sedimentadores de lixiviación y lavado, el acero ST38b2 utilizado en la fabricación de los tanques de lixiviación y lavado de La Planta Niquelífera CAME - 1 y del acero O9G2S empleado en la fabricación de un gran número de equipos incluyendo los tanques de la Planta de Lixiviación y Lavado de la Planta Niquelífera Comandante Ernesto Ché Guevara. El estudio de los dos primeros aceros fué realizado con el objetivo de comparar su comportamiento con respecto al O9G2S.

Los resultados del trabajo confirmaron que el acero 09G2S posee una mayor tendencia a la C.R.T. en soluciones carbonato amoniacales que el resto de los aceros estudiados, lo que está confirmado en los resultados de la práctica industrial, al menos en comparación con el acero 20K que ha trabajado durante más de cinco (5) años en condiciones similares.

2. INTRODUCCION.

En la Empresa Niquelífera Comandante Ernesto Ché Guevara de Moa, existe un total de 230 equipos - instalados en los cuales el material de construcción es el acero bajo aleado 09G2S. Entre ellos, los mayores con un volumen de aproximadamente - $10\ 000\ m^3$ y una masa de estructura de acero de - 643 Tns se encuentran los sedimentadores, que se encuentran ubicados en la Planta de Lixiviación y Lavado, que es la encargada de extraer el níquel del mineral previamente reducido.

Esta planta de lixiviación y lavado entró en operación con la arrancada de su primera línea de producción, físicamente la línea B, en enero de 1986 con la entrada en operación de su sedimentador de la primera etapa de lixiviación, 109 B; - seguido de la segunda etapa, 120 B en febrero; - en abril de ese mismo año entra en operación la tercera etapa, 131 B. Los restantes sedimentadores que corresponden a la etapa de lavado de esa misma línea entraron en operación con posterioridad.

Aproximadamente en enero de 1988, exactamente dos años después de su puesta en marcha, se detectaron visualmente la salida al exterior de las primeras rajaduras en el sedimentador de la primera etapa de lixiviación, 109 B, en las zonas aledañas a los cordones de soldaduras horizontales - que unen los paños superiores de 8 mm de espesor y el canalón de rebozo interior (ver fig. 1).

Transcurridos ocho meses (8) a partir de la detección de las primeras rajaduras fué necesario declarar el "estado de avería" y sacar de operación la etapa ante el peligro inminente de la fractura de la estructura, debido a la presencia de -

cientos de grietas que salían al exterior, que podrían acarrear la pérdida de vidas humanas y gran destrozo ecológico. Inspecciones posteriores realizadas desde dentro del sedimentador - permitió evaluar la verdadera magnitud del - avance de las grietas, encontrándose un gran - número de ellas en los paños inferiores que - aún no habían salido al exterior. (Ver fig. 2). un sin número de ellas alcanzaban hasta más de un metro de largo, con muchas ramificaciones - paralelas y que cruzaban a travez de los cordo - nes de soldaduras horizontales.

En similar situación entró posteriormente tam - bién el sedimentador 120 B y en estos momentos ha sido sacado de operación debido al "estado - de avería". Recientemente se detectaron rajadu - ras en el segundo tanque de lavado, 206 B; lo - que indica diferencias en el período de incuba - ción de las rajaduras para las distintas etapas del proceso y lo que es más grave aún, el pro - nóstico de similares situaciones en las líneas que se pusieron en marcha en fechas postero - res. En la fig. 3a y 3b se muestran el estado - del tanque sedimentador 109 B durante su des - montaje por causas de la corrosión - rotura - por tensión detectadas durante las inpecciones.

El presente trabajo forma parte de las investi - gaciones que se llevan a cabo para definir los motivos que han causado la presencia de la Co - rrosión Rotura por Tensión (C.R.T) en el acero 09G25, que es el material de construcción de - los sedimentadores de la Planta de Lixiviación y Lavado, tarea que constituye el objetivo fun - damental.

Los objetivos parciales a alcanzar son los si - guientes:

1. Estudio de las características de los aceros 09G2S, 20K y ST38b2 empleados en las Plantas de Níquel Comandante Ernesto Ché Guevara, - Comandante René Ramos Latourt y CAME - 1 respectivamente, como material de construcción de los equipos fundamentales de las partes - hidrometalúrgicas.
2. Estudio de la susceptibilidad de la Corrosión Rotura por Tensión (C.R.T.) de los aceros empleados en estas Plantas de Níquel en los licores de lixiviación y lavado de las Plantas Comandante Ernesto Ché Gevara y René Ramos - Latourt.

3. FUNDAMENTOS TEORICOS DEL TRABAJO.

3.1. Aspectos Metalúrgicos de la C.R.T.

Elementos intersticiales como el carbono y el nitrógeno han recibido mayor atención que los elementos sustitucionales, existiendo relativamente poca información unos con respecto a los otros sobre las respectivas influencias a la C.R.T.

El contenido de distribución del carbono en el acero es el aspecto metalúrgico - que parece ejercer mayor influencia sobre la C.R.T. de los aceros con bajo contenido de carbono. No se han registrado reportes que permitan concluir que el - hierro puro puede sufrir rajaduras por - corrosión en aquellos medios considerados tradicionales para producir C.R.T. - Sin embargo, en la medida que se va incrementando el contenido de carbono en - el acero va aumentando su susceptibilidad hasta pasar a travez de un máximo en contenidos de entre el 0,01 y 0,05% de - carbono, tendencia ésta que se ha observado tanto en soluciones de nitratos como en las caústicas. La susceptibilidad - vuelve a disminuir en la medida que se - continúa incrementando el contenido de - carbono, estimándose que aceros cuyo contenido de carbono se encuentra cerca de 0,25% son altamente resistentes (3-6).

El nitrógeno también presenta un comportamiento similar al del carbono. Se ha - encontrado (7), que la adición de 0,045% de nitrógeno a un acero previamente de - carburizado produce un marcado efecto en

la susceptibilidad. Con posteriores incrementos del nitrógeno el acero muestra un incremento de su resistencia a la rotura tanto en nitratos como en medios de hidróxidos. Sin embargo, el carbono es un elemento más importante que el nitrógeno en determinar la responsabilidad a la rotura, (5). Además, los contenidos de nitrógenos en aceros son casi siempre relativamente bajos y su variación suele también ser muy pequeña.

La adición de silicio, a los aceros al carbono bajo aleado se ha realizado con el objetivo de incrementar la resistencia al revenido, permitiendo el empleo de mayores temperaturas con el consiguiente mejoramiento en el grado de relajamiento en las tensiones. Sin embargo, se han reportado fallos de C.R.T. en aceros con contenido de silicio entre 0,2 - 0,35%, mientras que con aceros con contenido de 1,5 - 1,8% de silicio los resultados han sido favorables lo que también pudiera ser debido a un mejor grado de alivio de tensiones, (8).

Por su parte UHLIG (6), reporta que si el silicio se encuentra en concentraciones menores que 0,2% en materiales templados en agua, no parecen inducir susceptibilidad. En concentraciones mayores de 0,2% se induce. También encontró que después de severas deformaciones en frío la susceptibilidad continúa, lo que sugiere, que la afinidad para los átomos de silicio por las imperfecciones generadas por el trabajo en frío no es marcada, ya que no se observan

variaciones en la cantidad de átomos de silicio en las vías con altas condiciones para ser sensibles a las rajaduras, como lo hace, por ejemplo el carbono.

PARKINS (5), afirma que incrementos en el contenido de silicio sobre valores de alrededor de 0,5% incrementa la susceptibilidad. Este incremento se hace más marcado en materiales templados y revenidos sobre el contenido de manganeso en aleación, se reconoce que este elemento no ha sido suficientemente estudiado y su efecto específico sobre la susceptibilidad de los aceros al carbono a la corrosión - rotura no puede ser afirmado categóricamente. No obstante, existen autores (9), que plantean que el incremento en el contenido de manganeso más allá del 0,6% causa un incremento en el tiempo de rotura durante el ensayo en soluciones de nitratos. En general parece haber evidencias de las tendencias del manganeso a mejorar la resistencia a la rotura.

El efecto de la adición de elementos aleantes sobre la propensión a la C.R.T de los aceros ferríticos usualmente se interpreta en términos de su influencia sobre la estructura metalográfica de los aceros.

Ha quedado bien establecido que además del contenido de carbono en el acero, la forma de su distribución es también uno de los factores metalúrgicos que ejerce control sobre la C.R.T. del acero bajo en carbono (3).

En concentraciones por debajo de 0,1% -
de carbono se encuentra segregado en -
los límites de los granos ferríticos, -
tanto como descritas partículas de -
 FeO_3C o como componente de la solución-
intersticial y en estos casos la propen-
sión a la rotura es grande y estas son-
de características intercristalinas.

En contenidos de carbono superiores, -
donde la susceptibilidad decrece, los -
carburos aparecen formando islas o for-
mando granos de perlitas y la segrega-
ción del carbono en los límites de los-
granos ferríticos se vuelven menos mar-
cados. Esta cantidad y distribución del
carbono con respecto a los límites de -
los granos, así como el tamaño de los -
granos de ferrita de los aceros recoci-
dos ejerce un marcado efecto, lo que su-
giere que el mecanismo de las rajaduras
está imbolucrado en el funcionamiento -
de una celda galvánica local en la re-
gión de los límites de los granos. Este
efecto se ve apoyado por el hecho de la
presencia de la corrosión intercristali
na cuando se exponen los aceros a estos
medios corrosivos específicos, pero con
la ausencia de las tensiones mecánicas-
(5, 10). Otros autores (11) reportan -
que en aceros con estructuras de matriz
ferrítica blanda conteniendo dispersas-
aproximadamente un 20% de partículas de
martensitas, es menos susceptible a la-
C.R.T. que el acero comercial ferrítico
- perlítico (para tuberías) en solucio-
nes de carbonatos, bicarbonatos, obser-
vando que la martensita sufre un ataque
selectivo, pero como su distribución no

presenta alineamiento alguno resulta una microestructura que no ofrece posibilidad des para la propensión a la rotura.

3.2. Aspectos Mecánicos de la C.R.T.

La dependencia estructural de la C.R.T. puede reflejar además de la acción de - celdas galvánicas locales, también las - dependencias sobre las propiedades mecánicas del material. Así ya que la suscep - tibilidad a la rotura en algunos medios - puede ser dependiente del límite de flu - encia del material o del deslizamiento - resultante de la aplicación de tensiones siendo probablemente que tales efectos - pueden tener influencia sobre las propie - dades electroquímicas.

La presencia de las tensiones actuando - sobre la estructura metálica puede ser - debido a tensiones internas residuales - producto de cualquier actividad deforma - tiva que haya sufrido el metal o también a tensiones aplicadas exteriormente, o - también es posible a la presencia de am - bos tipos de tensiones actuando simulta - neamente sobre la estructura.

Todos los procesos de conformación, por - ejemplo el laminado, estampado, estirado enrolado, etc, deforman el material. Las fuerzas deformantes nunca crean tensio - nes distribuidas uniformemente debido a que la superficie que se adapta al imple - mento deformante durante el proceso se - mueve diferente al resto del material. Este momento relativo es diferente en - distintos métodos de deformación.

Esta impedimenta mútua a los cambios de dimensión dentro del mismo material se refleja en forma de tensiones internas, si posteriormente no se realizan actividades para aliviar o relajar las mismas. Por supuesto, que las deformaciones no-uniformes también tienen influencias sobre las cualidades mecánicas del mate - rial.

Durante el proceso de montaje y/o explotación también se pueden provocar ten - siones. Por ejemplo, producto de vibra - ciones resultantes de apoyos incorrec - tos o cálculo erróneo de las dilatacio - nes durante la operación, etc.

Tiene vital importancia, desde el punto de vista del control de la corrosión el evitar los concentradores de tensiones, así como aliviar, las que se produzcan por la fabricación, siendo estos aspectos el foco principal de la actividad - mecánica. Evitar los concentradores de tensiones es probablemente insuficiente por sí misma, para eliminar la presen - cia de C.R.T. Sin embargo, ésto junto - con un alivio térmico de tensiones o la introducción superficial de tensiones - compresoras por ejemplo mediante un re - calcado superficial, puede conducir perfectamente a un control de la C.R.T.

Un ejemplo típico para el control de la C.R.T. es el alivio de las tensiones - producto de soldaduras en las curvaturas en los aceros al carbono en sistemas - que manipulan sustancias caústicas. En - algunos casos es necesario junto con el

alivio de tensiones, también un control metalúrgico o un control adicional de las características del medio corrosivo (1,5).

La presencia de tensiones producto de las deformaciones tienen una repercusión directa en el comportamiento corrosivo del material. FRANCE (12), encontró que la tendencia de aparecer corrosión "PITTING CREVICE" es mayor en los aceros deformados que en los recocidos y que las velocidades de corrosión de los aceros deformados plásticamente están directamente relacionados con la cantidad relativa de deformaciones.

Por otra parte (13), encontró que las deformaciones, causan incremento en la corrosión del acero y éstos han sido aplicados después de tratamiento térmico que promueven la precipitación y los crecimientos de los carburos en la matriz ferrítica y que éste incremento está relacionado con la fractura frágil de los carburos, así como de su separación de la matriz ferrítica, debido al desplazamiento provocado por las fuerzas deformantes. Este efecto crea superficialmente vías capilares que permiten el acceso del medio corrosivo al interior del metal. muy importante es la observación de que los aceros a los que mediante tratamiento térmico se les promueve la precipitación y el crecimiento de los carburos de hierro presentan una ruptura de la pasividad que es proporcional al grado de deformación plástica aplicada.

3.3. Aspectos del Medio Corrosivo en la C.R.T.

La Corrosión - Rotura por Tensión (CRT) - está definida como la iniciación y crecimiento de rajaduras en un material, - como resultado de la acción simultánea de la corrosión y fuerzas tensantes actuando sobre la estructura.

hasta hace algunas décadas se estimaba que los medios corrosivos específicos a los que se circunscribía la aparición de la C.R.T. en los aceros bajos en carbono eran sólo aquellos que contaban con la presencia de nitratos o de hidróxidos. Sin embargo, más recientemente se ha demostrado que también existen otros medios en los cuales se pueden desarrollar estos procesos de corrosión - rotura, aunque aún así, continúa predominando el concepto de especificidad de las soluciones ya que no en todos los medios se inicia y se desarrollan rajaduras en los metales. LOGAN (14), recopiló en una lista dieciséis medios diferentes en los que se han reportado el fallo por rajaduras en aceros al carbono, aunque las especies específicas son algunas pocas.

En 1972, SUTCLIFFE y PARKINS (15), basados en evidencias prácticas de fallos reportados en la industria, encontraron que las soluciones de $(\text{NH}_3)_2\text{CO}_3$ pueden provocar roturas en aceros bajos en carbono, encontró además que con mezclas de carbonatos, bicarbonatos estas se pueden producir. Posteriormente (16) también encontró que soluciones con

contenido de fosfatos producen roturas en aceros al carbono bajo aleados.

La corrosión - rotura en los aceros bajos en carbono y bajo aleados en las - soluciones está directamente vinculado con un estrecho rango de potenciales - electroquímicos cercanos al pico para la disolución activa que aparece en la curva corriente - potencial para materiales con características de pasivi - dad en el medio dado. El potencial donde se induce el inicio de las roturas coincide con el potencial de inicio de la pasivación. El valor de éste potencial depende del medio específico al - cual el material se encuentra expuesto, correspondiendo al cubrimiento parcial de la superficie del acero con una pelí - cula de magnetita. Es la caracterís - tica esencial del valor de este rango de potenciales, potencial crítico, que en el metal muestra la operación de un control activo - pasivo (17 - 21).

En el estado activo - pasivo, la prin - cipal característica es la formación - de una película que no logra cubrir ho - mogeneamente toda la superficie, como - resultado de la presencia de heteroge - neidades de la superficie del acero - así como las condiciones electroquími - cas específicas bajo las cuales las cua - lidades protectoras de la película de óxidos pueden ser afectadas por consti - tuyentes segregados a lo largo de los - límites de los granos. Estas condicio - nes electroquímicas están dictaminadas por el tipo de solución y sus paráme -

tros específicos, es decir, el tipo y concentración de las especies iónicas presentes.

El valor del rango de los potenciales críticos también se verá afectado por el PH, temperatura, etc.

Según UHLIG (18), el valor del rango de potencial crítico se vé afectado por el contenido de carbono en el acero, desplazándose negativamente en la medida que el contenido de carbono se incrementa en el acero. Este hecho explicaría el decremento de la susceptibilidad a la C.R.T. de los aceros en la medida que se incrementa el contenido de carbono.

PARKINS (22), durante su estudio de los aspectos químicos y electroquímicos de las roturas por tensión en medios que contienen CO_2 , encontró que en la solución de carbonato de potasio la velocidad de corrosión se cataliza por la presencia de la saturación de CO_2 y que se elimina completamente si la solución de carbonatos se despoja con una corriente de nitrógeno. En presencia de la saturación de CO_2 obtuvo un máximo de velocidad de roturas en un potencial de - 625 mv.

Por su parte (15), obtuvo para una solución de carbonato de amonio un máximo de susceptibilidad en -550 mv y un rango crítico entre -525 y -475 mv, mientras que MIGHT (23), reporta un rango crítico entre - 575 y -475mv.

Existe una importancia marcada entre rango de potenciales críticos en las que ocurre la C.R.T. entre diferentes solu-ciones de carbonatos, que están relacio-nadas con el valor del PH que aporta la-solución. En las soluciones de carbona-tos la corrosión - rotura está restringi-da a un rango de dominio de potencial - PH, que no se extiende más allá de PH 11 y el rango de potenciales tampoco excede un valor de unos 300 mv, aunque tales detalles deben también depender de otros -tipos de especies que pudieran estar presentés en estas soluciones.

Es interesante el efecto observado refe-rente al incremento de velocidad de roturas con la saturación con CO_2 , ya que éste posiblemente esté vinculado con el PH de la solución. Probablemente no es el-PH el parámetro de afectación, sino la -presencia del ión HCO_3^- , ya que las solu-ciones de carbonato de sodio o potasio, provocan por sí mismas las rajaduras.

Durante la presentación de la introduc-ción del presente trabajo se explicó que el sedimentador correspondiente a la primera etapa, 109 B de lixiviación, las rajaduras se presentaron luego de un período de incubación de unos dos años, en el 120 B, este período de incubación fué -aproximadamente de dos años y medio y en la segunda etapa de lavado es de aproxi-madamente tres años.

Esta característica es típica para la -C.R.T. en los metales, ya que el proceso

pasa primeramente por un período donde las rajaduras no se manifiestan y en el que se crean las premisas necesarias para su formación, éste es el llamado período de incubación. A éste le sigue el período en el cual las rajaduras crecen y se propagan a otras zonas y que conducen directamente a la fractura total de la estructura metálica, en correspondencia con las observaciones reportadas por HOAR (24).

En el período de incubación la disolución química de las vías pre-elegidas para el subsiguiente inicio y desarrollo de las rajaduras es la que juega el papel principal. En éste período los iones específicos necesarios para el proceso de corrosión - rotura se encuentran sobre la superficie hasta alcanzar una concentración umbral (25), quien además afirma que en esta disolución química preconizada por la corrosión, las tensiones mecánicas no presentan un efecto importante. Según SIRCAR (26), el efecto de las tensiones sobre el período de incubación es mucho menos importante que el efecto del medio corrosivo, y que un bajo nivel de tensiones provoca el inicio de las roturas, pero el tiempo necesario para su aparición es más largo. COCKS BRADSPIES (27), afirma que por lo menos un 50% del tiempo necesario para que se produzcan roturas bajo las condiciones standart de C.R.T. es tomado por un proceso que no es acelerado por las tensiones aplicadas. Según (26), las deformaciones en frío se manifiestan -

sobre los procesos que ocurren en el pe-
ríodo de propagación de las rajaduras.

4. PARTE EXPERIMENTAL.

4.1. Materiales y Métodos.

Se determinó la composición de los aceros estudiados mediante el análisis químico y espectrográfico, empleando para ello el espectrógrafo estacionario marca СЛЕКТР.

Simultáneamente se determinó los parámetros mecánicos más característicos empleando para ello la máquina de tracción-modelo P-50.

Los resultados obtenidos de estos análisis se reportan en la tabla No. 1. Por la composición química y las cualidades mecánicas del acero 09G2S se denota que éste es un acero bajo aleado y bajo en carbono y que presenta una resistencia a la tracción y que prácticamente lo coloca en el rango de los aceros de alta resistencia. Sin dudas esta cualidad se encuentra directamente influenciada por los contenidos de silicio y manganeso y que al tener un bajo contenido de carbono posee características de buena soldabilidad, siendo ésta probablemente las cualidades por lo cual fué elegido como material de construcción.

Por otra parte los aceros ST38b2 poseen una composición química y cualidades mecánicas que lo asemejan al acero 15 según nomenclatura soviética.

El acero 20K es dentro de los tres el que mayor contenido de carbono presenta, en comparación con el acero ST38b2 posee una

mayor resistencia a la tracción que lógicamente se debe a este contenido de carbono.

Es conocido que los aceros de alta resistencia suelen ser susceptibles a la fragilización. En este caso específico el acero O9B2S posee un porcentaje de deformación inferior al de los restantes aceros. Probablemente esta cualidad sea definitiva con respecto a la presencia de tensiones internas residuales al ser sometido a deformaciones plásticas como ha ocurrido al haber empleado como método de transportación el enrollado previo de las paredes de estos tanques en cilindros de unos 2,5 m de diámetro, los que posteriormente fueron nuevamente deformados al ser desenrollados para su montaje en la planta, de esta forma la cara interna del sedimentador queda en estado de tensión a la que también se le suma la deformación elástica durante el montaje.

En la figura 4, se muestra la forma de suministro de estos sedimentadores.

Se realizó un estudio metalográfico de los aceros empleados utilizando para ello el microscopio metalográfico tipo MMY3, de procedencia soviética.

Para este estudio se prepararon probetas las que fueron desbastadas y posteriormente pulidas con esmeril número 280, 400 y 800 los que posteriormente se llevaron a brillo de espejo mediante el pulido en paño con pasta de óxido de cromo. Luego de lavado y secado con alcohol las probetas fueron atacadas con nital al 2% (ver fig.5)

En el estudio metalográfico de los aceros en cuestión O9G2S, 20K y ST38b2 se pudo observar en su estructura lo siguiente:

- Acero bajo aleado O9G2S.

Su estructura es típica de aceros ferríticos perlíticos con buenas propiedades mecánicas.

En la figura 5 puede observarse la estructura del metal base. Sus cristales no son grandes, es una estructura fina y más o menos uniforme, con una fase perlítica alrededor del 20%, en las fronteras de los granos se encuentran varias fases secundarias, que pueden ser precipitados de carbono, óxidos, sulfuros, etc, o fases complejas que contienen manganeso, azufre u oxígeno. Estas fases dan buena resistencia mecánica, pero desde el punto de vista de corrosión intercrystalina o C.R.T. no son deseables en la estructura del acero.

En la Fig. 6 correspondiente entre el metal base y la soldadura (zona de influencia térmica) en la cual se observan poros producto de los gases de la soldadura, la zona de influencia térmica en este metal es de 3 - 4 mm, en dependencia de su espesor.

En la Fig. 7 (zona de la soldadura) se observan cristales en forma de dendritas cuando se enfría el metal, y precipitados de distintas fases que es característico de los aceros bajo aleados. La fase en ésta zona no ha sufrido cam-

bios, los granos son más compactos y de menor tamaño.

Hablando de estructura del acero hay que tener en cuenta lo siguiente, que depende de la cantidad, tamaño, forma de las inclusiones y composición, que influyen en la deformación del acero y pueden ser puntos donde nacen y se desarrollan las grietas.

- Acero ST38b2.

Es un acero ferrítico - perlítico como se vé en la figura 8. Existe una diferencia profunda al respecto, ya que el por ciento de perlita observado en la estructura es el doble del O9G2S debido a los contenidos de carbono determinados en los análisis químicos.

- Acero 20K.

Como se observa en la Fig. 9, los granos son más grandes, tiene una estructura más uniforme respecto a los granos, este acero tiene mucho menos fases secundarias, por su estructura es más resistente a la corrosión intercrystalina. Es una estructura ferrítica - perlítica donde el por ciento de perlita es mayor que en los otros aceros. Independientemente que el aumento es el doble (600 X), el tamaño de los granos es más grande que en los aceros anteriores.

La distribución del carbono formando perlita disminuye la corrosión intercrystalina y por tanto la C.R.T, aquí la frontera entre los granos está más limpia por tanto menos posibilidad de fases secundarias que provoquen el inicio de puntos susceptibles a la rotura.

4.2. Estudio de la Corrosión en los Licores de Lixiviación y Lavado.

Para el estudio de la susceptibilidad de los aceros a la C.R.T. así como la determinación de las causas que originan este problema se empleó el método electroquímico de trazado de las dependencias corriente - potencial potenciales dinámicas.

El grado en que la superficie de un metal presenta transición activa pasiva - en magnitudes tales que sea capaz de sostener un proceso de C.R.T, depende además de los parámetros específicos del medio corrosivo, también de la composición del metal, existiendo diversos métodos - para detectar esta transición, pero para algunos sistemas, incluyendo los aceros-bajo aleados, las curvas de polarización potenciales dinámicas ofrecen un método útil de predicción de si es posible o no promover las rajaduras en un medio determinado en cierto rango de potenciales. Tales curvas son conocidas por ser función de la velocidad en la cual es atravesada el rango de potenciales de rotura y se ha hecho uso de éste en la predicción de la C.R.T.

La técnica incluye los siguientes pasos:

1. Un barrido de potencial a una velocidad de polarización relativamente alta, de 100 mv/seg. para indicar la región donde es posible una intensa actividad anódica.
2. Un barrido de potencial relativamente

lento. Aproximadamente 1 mv/seg. que -
indicará las regiones donde es proba -
ble la relativa inactividad.

El potencial a partir del cual se debe co -
menzar las barridas debe ser igual en que
la superficie del metal se encuentre libre
de películas superficiales. El barrido rá -
pido es con el objetivo de minimizar la -
formación de las películas superficiales,
de forma tal que las corrientes observadas
sean relativas a las condiciones de super -
ficies libres de películas o con una pelí -
cula muy fina, mientras que el objetivo -
del barrido lento de potenciales es preci -
samente para permitir tiempo para que ocu -
rra la formación de las películas. Así, -
la comparación de ambas curvas indicará -
el rango de potenciales dentro del cual -
la actividad anódica en condiciones li -
bres de películas se reduce a una activi -
dad insignificante y éste indicará donde -
se puede llevar a cabo la C.R.T.

Para el caso específico de la C.R.T. que -
sufren los sedimentadores de la Planta de
Lixiviación y Lavado de la Empresa Ernes -
to Ché Guevara, no es necesario demostrar
la posibilidad del surgimiento de las ra -
jaduras, ya que en la práctica se pueden -
observar. Sólo hay que definir el valor -
del potencial umbral a partir del cual -
existe el peligro del surgimiento de las -
rajaduras, este potencial lo define el -
trazado de las curvas potenciodinámicas -
a barridos relativamente lentos con apro -
ximadamente 1 mv/seg. como ha sido demos -
trado por PARICINS (2,5,10,15,16,20,22 y -
24).

El trabajo realizado consistió en el trazado de las curvas de polarización potenciodinámicas a una velocidad de barrido de potencial de 5 mv/seg. para lo que se empleó el Potenciostato marca YANACO, japonés, acoplado a un sistema de registro X - Y suministrado por la propia firma.

Como electrodos de trabajo se emplearon los obtenidos a través de las probetas de O9G2S, 20K y ST38b2 con las variantes siguientes:

- a) Electrodo con deformación plástica obtenida mediante el doblado en U de la probeta con un diámetro interior de 40 mm y un grueso de 9 mm.
- b) Electrodo sin deformación plástica.

Los electrodos obtenidos a partir de las variantes anteriores se les ajustó su superficie geométrica a un cm^2 . Antes de la realización de cada curva los electrodos se pulian con esmeril 400 y 800 y por último con pasta de cromo hasta un brillo a espejo. Después de lavadas con detergente se enjuagaban, se endulzaban con agua destilada y se secaban con alcohol absoluto.

Se realizaron estudios con soluciones reales obtenidas de las diferentes etapas de lixiviación y lavado, realizándose el muestreo durante 31 días hábiles en Moa y 10 días en Nicaro, analizándose además los contenidos de las especies fundamentales de su composición.

Paralelamente se realizaron mediciones de los potenciales de corrosión de los sedimentadores, así como el potencial redox a los licores dentro del mismo sedimentador.

Todos los potenciales reportados en el trabajo son referidos al electrodo plata/cloruro de plata, excepto aquellos que sean productos de consideraciones termodinámicas, que están referidos al electrodo normal de hidrógeno.

5. RESULTADOS DEL ESTUDIO DE CORROSION DE LOS ACEROS EN LOS LICORES DE LIXIVIACION Y LAVADO.

5.1. En la Planta Niquelífera Comandante Ernesto Ché Guevara de Moa.

Para determinar la influencia sobre los aceros estudiados de los diferentes parámetros activadores presentes en los licores de lixiviación, se procedió al trazado de las curvas corriente - potencial para los licores de las diferentes etapas de lixiviación y lavado.

La Fig. 10 presenta un ejemplo de los resultados obtenidos, donde se puede apreciar que los máximos desplazamientos de los potenciales de rotura hacia valores más positivos de potencial se logra con los licores procedentes de los sedimentadores 109 C y 120 C, los licores restantes presentan aproximadamente un mismo valor de potencial y más positivo que los anteriores. Las corrientes que fluyen en el pico activo también va disminuyendo su valor en la medida que se alejan de las etapas de lixiviación. Todos estos parámetros presentaron diferentes valores que, además, iban variando en la medida de los licores de un mismo sedimentador presentan variaciones propias de la operación industrial.

En la tabla No. 2 se exponen los resultados alcanzados en licores obtenidos mediante el muestreo diario, donde se expresan además las características electroquímicas de los tres aceros estudiados; datos como son los valores promedio de los-

potenciales de corrosión y potencial redox determinado para cada sedimentador simultáneamente con la toma de muestra de los licores. También se presentan los valores de amoníaco y CO_2 , así como la relación entre ellas, (R).

El análisis de los resultados obtenidos de potenciales de corrosión para cada sedimentador y su comparación con los potenciales de rotura promedio obtenidos para diferentes aceros en licores de cada sedimentador específico muestra que para el acero 09G2S existen datos que coinciden dentro de los rangos de valores peligrosos. Por ejemplo - un potencial de corrosión para el sedimentador 109 C de -288 ± 18 mv cae dentro del rango de potencial crítico, que tiene un valor de -305 ± 53 mv, es decir existen días en que las condiciones para la rotura están dadas y días que no ocurre así. Un similar análisis para los restantes aceros indica que éstos presentan un potencial de rotura más electronegativo al no disponerse de los valores de los potenciales de corrosión de estos aceros por no existir e - quipamiento similar construido de los mismos y en operación es que solamente se puede afirmar que estos aceros tienen un comportamiento superior al del 09G2S y que el mejor entre ellos es el 20K. Si ahora se observa el valor correspondiente a la corriente del pico activo, corriente crítica en la tabla, se aprecia que siempre es la mayor entre los aceros la del 09G2S, lo que hace suponer una mayor cinética para cualquier proceso corrosivo que involucre la actividad.

En similar análisis hecho para el sedimentador 120 C se vé que desde el punto de vista del potencial de rotura en estas soluciones es el más electropositivo, pero sin embargo, el potencial de corrosión de este sedimentador es más electropositivo, que el 109 C. No obstante, se encuentra prácticamente en el umbral de peligro. Si se toma en consideración que estos datos electroquímicos sólo permiten una aproximación y que en la práctica se han presentado las rajaduras en este sedimentador, se puede afirmar que hay una buena coincidencia. Los potenciales de rotura de los restantes aceros siguen siendo mucho más electronegativos, es decir, se alejan del estado de peligro. Nuevamente el acero 20K es el que presenta un mejor comportamiento.

Si se continúa el análisis hacia el sedimentador 131 C se vé que ahora el potencial crítico se hace más electropositivo, es decir se aleja uno del otro. Solamente tomando como base este aspecto se puede afirmar que en el 109 C no van a ocurrir rajaduras, si se mantienen estas mismas condiciones.

En unas pocas mediciones realizadas en los tanques de licor producto que contienen una misma solución que la del 109 C, y que así también lo demostró el estudio electroquímico, se obtuvo un potencial de corrosión de unos -60 mv con variaciones despreciables, lo que también indica que en este sentido estos tanques se encuentran lejos del estado de peligro.

Es de gran interés el hecho de que en los restantes sedimentadores de la etapa de lavado presentan un potencial de corrosión activo lo que podría ser explicado por la ausencia de la turboaeración e inferiores concentraciones de los elementos con cualidades de actividad electroquímica, como lo es por ejemplo el cobre. También las cualidades del acero de construcción pueden tener influencias en este comportamiento. Debe aquí señalarse que aunque no aparecen reportadas en la tabla No. 2, el potencial de corrosión del sedimentador 221 B, es también pasivo como los de lixiviación y no activo como los del resto de lavado, posiblemente por la baja concentración del amoníaco y el CO_2 que se le suministra a este tanque.

Un análisis de los sedimentadores de lavado (201, 206 y 216) muestran que los potenciales de rotura, para todos los aceros similarmente se van haciendo más negativos en la medida que los licores van perdiendo en concentración llegando hasta valores de aproximadamente los 500 mv, que coincide con los reportados en la literatura como potenciales críticos para el inicio de las rajaduras (14, 20 y 23).

Como se puede observar, los valores que se presentan en la tabla son los promedios obtenidos de una serie de valores puntuales que corresponden a las mediciones de diferentes días.

Si se hace ahora una comparación de la relación amoníaco CO_2 es decir de R, en la tabla No. 2 se vé que es precisamente en las-

etapas superiores de lixiviación, donde aparecen las roturas, que estas relaciones se encuentran bajos de CO_2 . Lo que coincide también con los resultados obtenidos con los licores sintéticos.

En la Fig. 11 se muestra para el 109 C la variación de los parámetros estudiados en base al comportamiento diario obtenido.

En la Fig. 11 en su primera gráfica, superior se muestra la variación del potencial de rotura y tomando como base el potencial de corrosión del sedimentador.

Como segundo gráfico se tiene la relación R entre el amoníaco y el gas carbónico,

El sexto, séptimo y octavo gráfico representan las variaciones de los potenciales redox, contenido de níquel y de cobalto respectivamente.

Debe destacarse, desde el punto de vista de la corrosión, que existe una buena concordancia con los altos contenidos de azufre total, tiosulfatos y amoníaco, baja relación con respecto al CO_2 y la posibilidad de ocurrencia de las roturas.

Debe destacarse que también existe un marcado efecto entre estos parámetros y las cantidades de níquel y cobalto presente en los licores, pero este efecto no cae en el marco de este estudio, pero se recomienda sea analizado por personal competente.

5.2. Estudio de la Distribución de los Potenciales de Corrosión del acero 09G2S bajo la cama de mineral en el Sedimentador 206 B en Moa.

En la explicación de la introducción de este trabajo se hizo mención al hecho de que en el sedimentador 206 B, es decir en la segunda etapa de lavado habían aparecido rajaduras en las zonas de la pared que corresponden a los paños de mayor grosor (15 mm) que se encuentran bajo la cama de mineral, sin embargo, como se ha podido ver en la tabla No. 2 este sedimentador se encuentra operando en un potencial de corrosión situado en el rango activo, donde se conoce que no suele ocurrir la corrosión - rotura por tensión. Por lo antes expuesto sólo queda la alternativa de que debajo de la cama de mineral la concentración de las especies responsables a la rotura provoquen un estado peligroso en ese potencial, cosa poco probable, o que debajo de la cama de mineral las condiciones sean tales que el metal se encuentre en estado pasivo, dando por esta vía origen a una celda galvánica cuyo potencial de cortocircuito caiga en el rango de peligro para la corrosión rotura.

Se efectuaron mediciones de los potenciales de corrosión aprovechando que el sedimentador 206 B se encontraba en operación, mediante el desplazamiento de un electrodo de cobre/sulfato de cobre por sobre las zonas de la cama previamente humedecidas y la medición simultánea de los potenciales con un voltímetro de impedancia de entrada del orden de los 100 Mohm/v.

En la Fig. 12 se esquematiza una sección del sedimentador donde se llevó a cabo la medición, así como los valores promedios de potencial referidos al electrodo de plata/cloruro de plata.

Promedio de puntos

2,3,4,5,6,7,8,

$$\bar{X} = -609 \text{ mv}$$

Promedio de puntos

1,9,10,11,12,13,14.

$$\bar{X} = -495 \pm 27 \text{ mv.}$$

En la figura se puede observar que en los lugares alejados de la pared donde la profundidad hasta el fondo del equipo es de algo más de un metro, los valores promedio de los potenciales es de unos -609 mv, mientras que los datos alrededor de las paredes, donde la capa de mineral es de sólo unos pocos centímetros el potencial es de aproximadamente -495 mv, si ahora se comparan estos potenciales con valores encontrados para el potencial de rotura de ese sedimentador se vé que del acero O9G2S es de -457 mv, por lo que el potencial del fondo se encuentra dentro del rango crítico para el surgimiento de las rajaduras, lo que justifica la presencia de las mismas en ese sedimentador debajo de la cama de mineral.

Esta situación es particularmente importante, pues indica que ésta es también factible en los demás sedimentadores de la planta de lavado cuyo potencial de corrosión se encuentra en el rango activo. Ver la tabla No. 4 con los potenciales promedios por equipos.

5.3. Estudio de las Características Electro - químicas de los aceros 09G2S, 20K y ST38b2 en los licores de lixiviación en Nicaro.

Con el objetivo de establecer una comparación entre las plantas de lixiviación y lavado de Moa y de Nicaro, se procedió a la medición de los potenciales de corrosión de todos los sedimentadores, así como el potencial redox de sus respectivos licores. Los valores obtenidos se representan en la tabla No. 4 y obedecen a un promedio de diez (10) determinaciones en Nicaro.

En la tabla No. 5 se puede observar que todos los sedimentadores de la Planta de Nicaro se encuentran en estado pasivo mientras que como ya también se había visto anteriormente en la Ché Guevara solamente los de lixiviación y el último de lavado son los que se encuentran en ese estado.

Un estudio de los potenciales redox en ambas plantas permite afirmar que los licores de las etapas de lixiviación son prácticamente similares, sólo que presentan diferencias sustanciales a partir de la segunda etapa de lavado. En la tabla también se presenta el sedimentador 131B de Moa, pero se recuerda que al faltar el 109 B, fuera de línea por destrucción por la corrosión - rotura por lo tanto el 131 B no tiene una operación estricta como tercera etapa de lixiviación.

Debe destacarse que las desviaciones pre

sentos son probablemente debido a que en Nicaro la alimentación del licor fuerte-también ocurre a cada uno de los sedimentadores independientemente de la inyección general por el sedimentador 218 D. Sin embargo, aquellos sedimentadores similares a los que en la Ché Guevara presentan las afectaciones por corrosión en Nicaro no son significativamente diferentes.

Como se puede observar en la tabla No. 5 la relación amoníaco CO_2 tampoco presentan gran diferencia, pero el contenido de CO_2 es siempre más alto en Nicaro que en Moa y también el amoníaco. Las cantidades reportadas de azufre total tampoco difieren mucho ambas plantas, pero si se decaea un ajuste estricto de los valores numéricos, entonces habría que afirmar que las condiciones de la Planta de Nicaro son un poco más agresivas que las de la Planta de Moa.

En general se puede concluir que desde el punto de vista composicional los licores de lixiviación de ambas plantas son practicamente iguales en todos los sentidos en lo que respecta a la C.R.T.

En la tabla No. 5 también se reportan los parámetros electroquímicos fundamentales encontrados a partir de las dependencias corriente - potencial obtenido para los tres tipos de aceros investigados y en los licores de las diferentes etapas del proceso de lixiviación y lavado. De los valores reportados para el potencial de corrosión medido en los dife-

rentes sedimentadores y los valores de potencial de rotura obtenidos para cada metal en base de las curvas de polarización, se vé que en ningún caso el potencial de corrosión alcanza o sobrepasa al de rotura. Si se toma el potencial del acero 20K como referencia, por ser éste similar al acero de construcción de los sedimentadores entonces se puede apreciar que el sedimentador de mayor peligro, por analogía con la Ché Guevara es el 104 D, la diferencia entre los valores promedio-obtenidos es de 181 mv y 145 mv es la diferencia entre los casos extremos.

En la segunda etapa de lixiviación 104 D, esta diferencia es de 258 mv. En la segunda etapa de lavado la diferencia entre los valores medios es de 144 y 92 mv en el caso extremo. En la cuarta etapa de lavado la diferencia es de 139 mv, es por ello que en la Planta de Lixiviación y Lavado de Nicaro no han presentado problemas de C.R.T. Por otra parte la cama de mineral en éstos es de sólo aproximadamente un metro de altura contra tres (3) metros en la Ché Guevara y además los potenciales de corrosión siempre están en estado pasivo en las etapas de lavado contra los potenciales activos en la Planta de Moa, por lo que tampoco existen las premisas para que por formación de celdas galvánicas se produzcan rajaduras en los sedimentadores de Nicaro, debajo de la capa de mineral.

Los resultados obtenidos entre los diferentes aceros permiten establecer una comparación entre ellos y a su vez con identi-

cas determinaciones realizadas en la planta de Moa. Si se plotea el potencial de corrosión del sedimentador 109 C de Moa, contra los potenciales de rotura obtenidos para el similar con el acero 09G2S en Nicaro, se vé que éste cae en el rango del último. Si por otra parte se plotea el potencial de corrosión del 104 D de Nicaro contra los potenciales de rotura del similar con el acero 20K en Moa, se obtiene que estos potenciales aún en el caso específico de esta primera etapa de lixiviación se puede afirmar que:

- Si el sedimentador 104 D de Nicaro hubiera estado construido de acero 09G2S, hubiera padecido de C.R.T.
- Si el sedimentador 120 B de Moa hubiera estado construido con el acero 20K (o similar americano) no se hubieran presentado los problemas de C.R.T.

Si además los potenciales de rotura obtenidos para los tres aceros tanto en licores de Moa como los de Nicaro se puede establecer la siguiente categoría de resistencia:

- Resistente el acero 20K y ST38b2.
- No resistente el acero 09G2S.

6. VALORACION ECONOMICA.

La idea de la valoración económica del problema estudiado se debe enfocar desde dos puntos de vista fundamentales, el primero relacionado con las pérdidas económicas producidas por la incorrecta selección del material de construcción de los sedimentadores, el segundo - con la posibilidad de existir pérdidas por - causas de derrame como resultado de un diag - nóstico adecuado del problema.

Con relación a las pérdidas por la incorrecta selección del material veamos los índices:

- Costo para la fabricación y montaje de un - sedimentador 540,6 miles de pesos. Desglosa do en; montaje 166,0 miles de pesos, valor - del suministro 374,6 miles de pesos.

Teniendo en cuenta que para el montaje de un - sedimentador se asumen un 30% mayor del costo inicial (por dificultades en la limpieza y - desmontaje del sedimentador averiado y su mon - taje en condiciones de planta en operación).

La cantidad de sedimentadores en la actuali - dad a sustituir son dos, por tanto el costo - total asciende a 1 405 560 pesos.

Con respecto a las pérdidas evitadas por un - adecuado trabajo de inspección que permitió - un diagnóstico a tiempo se pueden valorar - del siguiente modo:

Sedimentador 109 B.

Volumen total del sedimentador 10 000 m³

Concentración de níquel (en el momento de la-
avería) 7 kg/m^3 .

Concentración de amoníaco 58 kg/m^3 .

Considerando un 70% de licor en dicho sedimen-
tador (el resto es cama de mineral), que es -
de $7\ 000 \text{ m}^3$ y los precios del níquel y el amo-
níaco se dan a continuación:

Níquel = \$ 15 000,00 /Ton.

Amoníaco = \$ 138,36 /Ton.

De acuerdo al estudio realizado obtenemos que:

$7 \text{ kg/m}^3 \times 7\ 000 \text{ m}^3 = 49\ 000 \text{ kg de Ni.}$

o sea, 49 toneladas de níquel que al costo da-
do equivalen a \$ 735 000,00.

$58 \text{ kg/m}^3 \times 7\ 000 \text{ m}^3 = 406\ 000 \text{ kg de amoníaco,}$
que al costo dado equivalen 56 182,28 pesos.

Por último se confirma la enorme importancia-
que para los estudios de los problemas de co-
rrosión tienen el dominio de los costos direc-
tos (pérdidas) y los indirectos que generalmen-
te son mayores, pues pueden generar desastres
ecológicos de magnitudes imprevisibles.

7. CONCLUSIONES.y RECOMENDACIONES.

7.1. Conclusiones.

1. Por su bajo contenido de carbono, por la alta resistencia mecánica, por la presencia de fases secundarias y precipitados en los límites del grano (carburos) y su contenido de silicio el acero O9G2S presenta características que lo hacen propenso a la C.R.T.
2. El suministro en forma de rolos y la apertura de los mismos para su montaje son parámetros que unidos a los factores expuestos en la conclusión (1) dan origen a las premisas de índole mecánicas para el surgimiento de la C.R.T.
3. El acero O9G2S presenta idéntica propensión a la C.R.T. tanto en licores de la Planta de Moa como la Planta de Nicaro.
4. El acero 20K es más resistente a la C.R.T en los licores de la Planta de Moa como de Nicaro. El acero ST38b2 empleado en la Planta CAME - 1 tiene un comportamiento parecido al 20K.
5. Se ratifica que a medida que aumente el contenido de carbono en el acero disminuye la susceptibilidad a la CRT.

7.2. Recomendaciones.

1. Para cualquier tipo de acero de construcción que sea utilizado para la -

parte hidrometalúrgica de las plantas de tecnología carbonato amoniacal - (tanques de almacenajes, tanques de - contacto, turboaeradores, sedimentadores, etc) no debe permitirse el método de enrolado para evitar así tensiones internas residuales adicionales.

2. Por la experiencia acumulada en la - práctica mundial y en especial en la - Industria de Níquel de Cuba en soluciones carbonato amoniacal, para la - utilización de cualquier nuevo tipo - de acero deben efectuarse los ensayos a la C.R.T. y en especial en las uniones soldadas, donde se debe evitar - cualquier tipo de tensiones residuales adicionales. Se recomienda que dichos ensayos sean efectuados a escala industrial, debido a la complejidad - que presentan la composición química de las soluciones carbonato amoniacales de lixiviación y su difícil reproducibilidad en forma sintética.
3. Dado el largo período de incubación - detectado en el caso específico de la avería del acero O9G2S (aproximadamente dos - tres años) es recomendable - que estos ensayos duren ese período - de tiempo como mínimo.

ANEXO No.1.

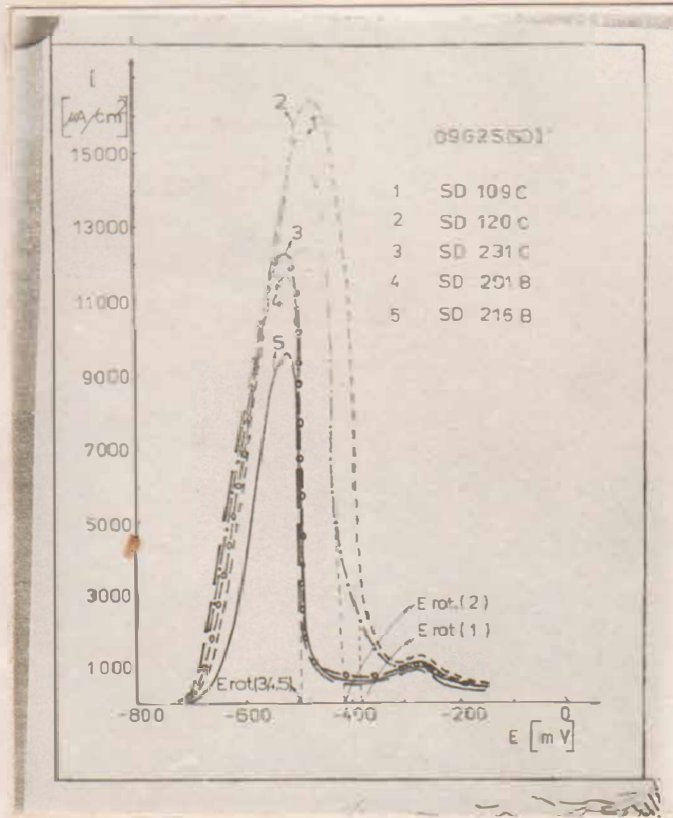


Fig. 10 Gráfica que muestra los potenciales de rotura de los sedimentadores estudiados.

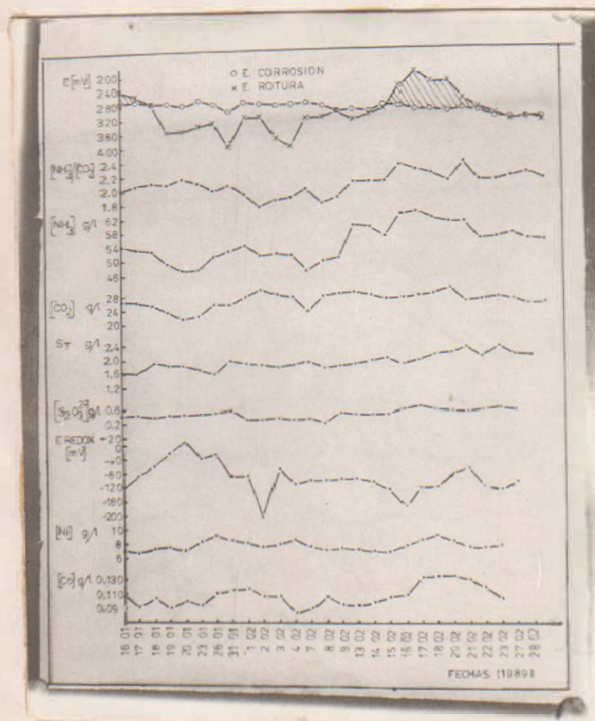


Fig. 11 Gráfica que muestra el comportamiento de los componentes de los licores de carbonato amoniacal en función de los potenciales de corrosión del sedimentador.

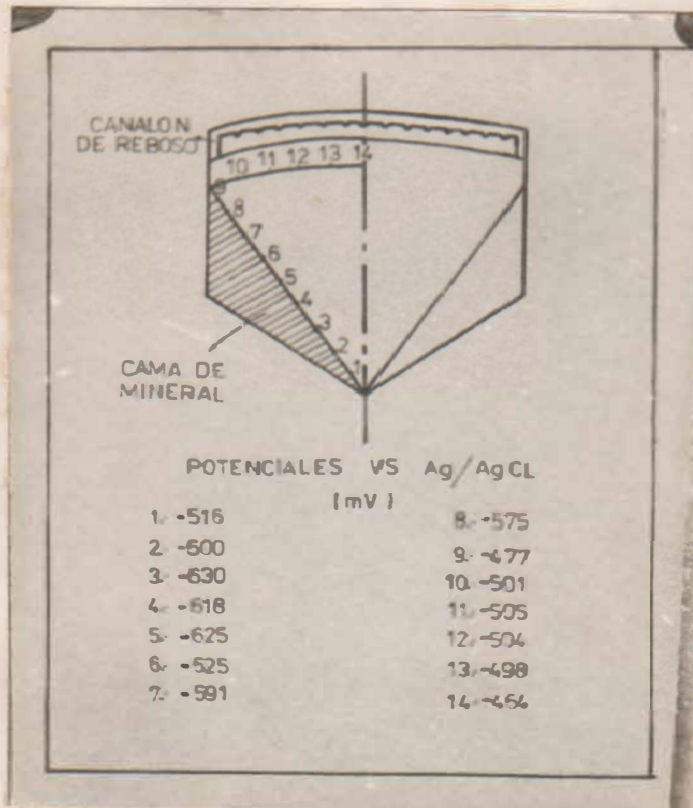


Fig. 12 Gráfica de la sección del fondo del sedimentador y la pared cubierta por la cama de mineral. Puntos de muestreo de los potenciales.

Promedio de puntos 2.3.4.5.6.7.8. Promedio de puntos 1.9.10.11.12.13.14.

$$\bar{X} = -609 \text{ mv}$$

$$\bar{X} = -495 \pm 27 \text{ mv}$$

TABLA No. 1. COMPOSICION QUIMICA Y CUALIDADES MECANICAS.

ACEROS	C%	Si %	Mn %	Ti%	Cr %	σ_F Kg/mm ²	σ_B Kg/mm ²	A%
	09G2S	0,08	0,5 - 0,8	1 - 2	-	0,2 - 0,3	33	48
20K	0,22	0,21	0,3-0,4	-	0,05- 0,1	25	42	25
ST38b2	0,17	0,115	0,50	trazas	0,1 - 0,2	23	38	27

TABLA No. 2 PARAMETROS DE LOS LICORES DE LIXIVIACION OBTENIDOS DE LAS MUESTRAS REALIZADAS EN MOA

HOJA No 45	EQUIPOS.	09G2S		ACERO 20K		ST38b2		Azu- fre tot. ST.	E. Re- dox.	NH ₃	CO ₂	R NH ₃ /CO ₂	S ₂ O ₃ ²⁻	
		E.cor. (mv)	E.rot. (mv)	i crít. (MA/cm ²)	E.rot. (mv)	i crít. (MA/cm ²)	E.rot. (mv)							i crít. (MA/cm ²)
Instituto Superior Metalúrgico Facultad Metalurgia-Electromecánica	1ra. etapa lixiviación 109 N = 31	-288 ± 18	-305 ± 53	18 300 ± 3 850	-408 ± 46	17 000 ± 3 300	-367 ± 53	18 000 ± 3 900	1,89 ± 0,20	-100 ± 33	54,82 ± 4,52	26,24 ± 1,77	2,08 ± 0,14	0,45 ± 0,09
	2da. etapa lixiviación 120 N = 16	-210 ± 8	-289 ± 46	21 700 ± 2 100	-406 ± 26	17 800 ± 2 900	-367 ± 34	18 300 ± 2 900	1,58 ± 0,16	-55 ± 24	54,67 ± 3,25	25,77 ± 1,98	2,03 ± 0,31	0,23 ± 0,04
	3ra. etapa lixiviación 131 R = 31	-167 ± 11	-329 ± 63	19 700 ± 4 400	-413 ± 63	17 400 ± 4 500	-400 ± 52	17 500 ± 3 700	0,81 ± 0,20	-49 ± 38	52,06 ± 5,15	25,84 ± 3,05	2,00 ± 0,2	0,08 ± 0,04
	1ra. etapa lavado 201 R = 8	652 ± 60	425 ± 105	14 700 ± 5 300	-501 ± 82	12 000 ± 6 600	-483 ± 93	14 000 ± 7 900	0,55 ± 0,07	70 ± 47	55,08 ± 3,5	30,44 ± 2,23	1,81 ± 0,05	0,015 ± 0,012
	2da. etapa lavado 206 R = 6	-635 ± 25	-457 ± 27	11 400 ± 3 400	-458 ± 34	11 700 ± 2 900	- ± -	- ± -	0,24 ± 0,05	-89 ± 65	48,1 ± 8,17	24,68 ± 6,51	1,96 ± 0,16	0,008 ± 0,02
	4ta. etapa lavado 216 R = 15	-722 ± 45	-494 ± 62	9 600 ± 6 000	-528 ± 39	5 000 ± 2 000	-557 ± 4	5 500 ± 7 000	0,15 ± 0,05	Valo- res muy varia- bles.	56,21 ± 9,32	30,80 ± 7,52	1,87 ± 0,22	0,00

TRABAJO
DE
DIPLOMA

TABLA No. 3. CONCENTRACION DE COMPUESTOS DE AZUFRE ENCONTRADOS EN LOS LICORES DE LIXIVIACION.

N	EQUIPO	NH_3 (g/l)	ST (g/l)	$\text{S}_2\text{O}_3^{2-}$ (g/l)	$\text{NH}_2 - \text{SO}_3^-$	SO_4^{2-}
30	109 C	67,2	1,89 \pm 0,2	0,45 \pm 0,09	0,06 \pm 0,07	1,03 \pm 0,18
16	120 C	70,15	1,60 \pm 0,18	0,23 \pm 0,04	0,02 \pm 0,01	1,02 \pm 0,16
30	131 C	69,61	0,83 \pm 0,15	0,08 \pm 0,04	0,06 \pm 0,06	0,6 \pm 0,15
8	201 B	70,85	0,55 \pm 0,72	0,017 \pm 0,013	0,08 \pm 0,06	0,37 \pm 0,15
6	206 B	60,3	0,24 \pm 0,05	0,008 \pm 0,02	0,08 \pm 0,06	0,19 \pm 0,03
14	216 B	84,9	0,15 \pm 0,05	0,000	0,07 \pm 0,03	0,13 \pm 0,09

TABLA No. 4. POTENCIALES DE CORROSION DE LOS SEDIMENTADORES DE LA ECECHG y ECRRL.

ECECHG EQUIPOS.	L I X I V I A C I O N				L A V A D O					
	109 C	120 C	131 C	131 B	201	206	211	216	221	
E. Corrosión.	-288 ± 18	-210 ± 8	-167 ± 11	-197 ± 12	652 ± 60	-635 ± 25	-626 ± 16	-722 ± 45	-720 ± 40	
E. Redox.	-100 ± 33	-55 ± 24	-49 ± 38	-33 ± 26	-70 ± 47	-89 ± 65	-74 ± 55	Valores muy Variab.	-68 ± 40	
ECRRL EQUIPOS	L I X I V I A C I O N				L A V A D O					
	104 D	110 D	116 D	201 D	205 D	209 D	214 D	218 D	222 D	226 D
E. Corrosión.	-221 ± 9	-153 ± 13	-117 ± 11	-117 ± 18	-229 ± 13	-242 ± 22	-228 ± 21	-138 ± 14	-154 ± 47	-164 ± 48
E. Redox.	-102 ± 21	-88 ± 25	-69 ± 20	-84 ± 29	-121 ± 28	-129 ± 95	-111 ± 28	-135 ± 59	-154 ± 74	-67 ± 53

Insituo Superior Minero Metalúrgico
 Facultad Metalurgia-Electromecánica

TRABAJO
DE
DIPLOMA

TABLA No. 5. RESULTADOS DE LOS CONTENIDOS DE AMONIACO, GAS CARBONICO; LA RELACION ENTRE AMBOS y EL CONTENIDO DE AZUFRE TOTAL EN NICARO.

Instituto Superior Minero Metalúrgico
Facultad Metalurgia-Electromecánica

TRABAJO
DE
DIPLOMA

EQUIPOS.	ACERO 20K			09G2S		ST38b2		E.red. (mv)	NH ₃ (g/l)	CO ₂ (g/l)	R NH ₃ /CO ₂	ST (g/l)
	E.Cor. (mv)	E.rot. (mv)	i crít. (MA/cm ²)	E.rot. (mv)	i Crít. (MA/cm ²)	E.rot. (mv)	i crít. (MA/cm ²)					
1ra. etapa lixiviación 104 D R = 9	-220 ± 10	-405 ± 25	17 500 ± 1 600	-324 ± 43	20 800 ± 1 850	-388 ± 21	18 800 ± 1 980	-101 ± 24	58,98 ± 3,04	30,48 ± 1,28	1,99 ± 0,05	1,93 ± 0,09
2da. etapa. lixiviación 110 D R = 8	-153 ± 13	-420 ± 7	17 070 ± 1 740	-323 ± 36	21 450 ± 3 700	-371 ± 30	18 000 ± 3 300	-81 ± 15	55,58 ± 2,14	26,70 ± 2,19	2,08 ± 0,11	1,94 ± 0,11
3ra. etapa. lavado 205 - D R = 6	-229 ± 13	-373 ± 40	21 250 ± 5 340	-302 ± 44	27 900 ± 3 600	-347 ± 70	26 200 ± 3 300	-121 ± 28	66,40 ± 10,3	34,29 ± 7,9	1,97 ± 0,18	0,53 ± 0,37
4ta. etapa. lavado. 214 D R = 5	-284 ± 21	-423 ± 40	18 600 ± 5 900	-363 ± 45	24 900 ± 5 900	-379 ± 36	23 100 ± 4 300	-111 ± 28	57,23 ± 13,67	28,82 ± 9,40	2,04 ± 0,20	0,36 ± 0,15

ANEXO No. 3

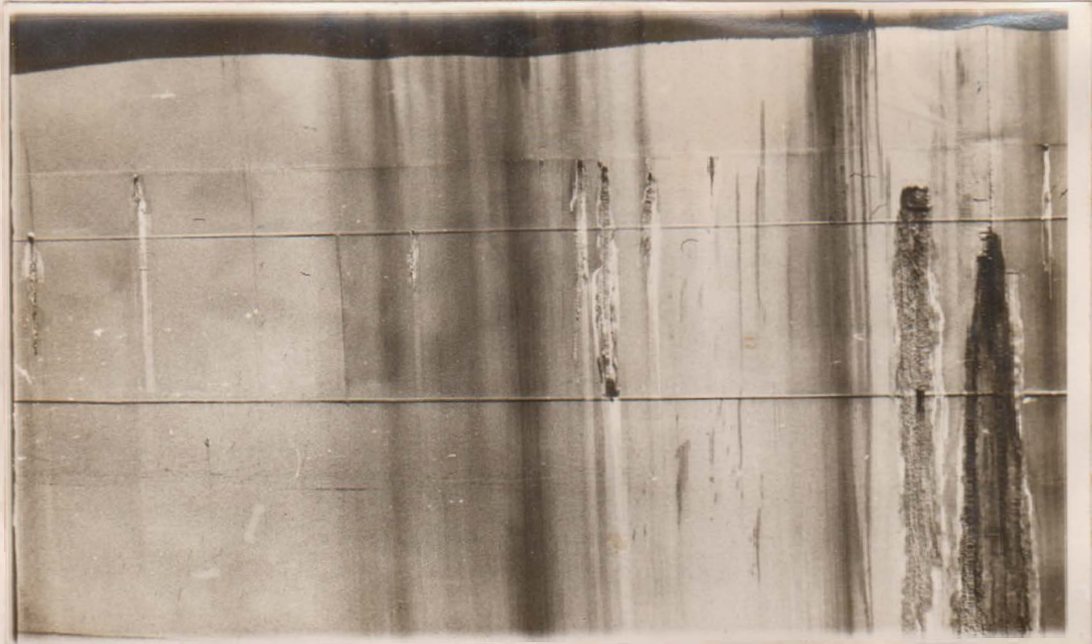


Fig. 1 Aspecto exterior del sedimentador 120 B en el que se aprecia un ejemplo típico de las rajaduras de la C.R.T.

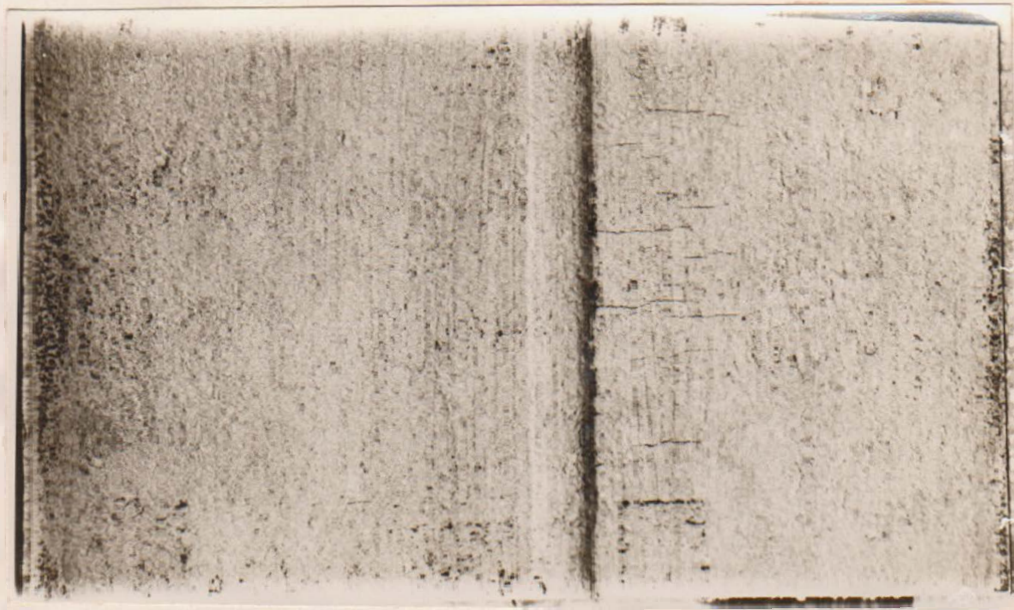


Fig. 2 Rajaduras en su fase inicial, con- mas de un metro de largo y múltiples rami- ficaciones.



Fig. 3a. Fase de desmantelamiento del sedimentador 109 B.



Fig. 3b. Chatarra de lo que fué el sedimentador 109 B.



Fig. 4 Sedimentador previamente enrolado para su transportación.



Fig. 5. Estructura Metalográfica del metal base del acero 09G2S.



Fig. 6. Zona de influencia térmica. 300X



Fig. 7. Zona de la soldadura. Donde se -
desarrollan las grietas.



Fig. 8. Estructura ferrítica perlítica del
acero ST38b2.



Fig. 9. Estructura ferrítica perlítica del
acero 20 K.

8. BIBLIOGRAFIA.

1. Curre Mc. RG. Oiland Gas Journal, Techno
logy, 1986, junio 9. Pag. 48.
2. R.W. PARKINS. Materiales performace, 1985,
august. pag. 9.
3. Green J.A.S. and Parkins Corrosión - Nace
1968, Vol. 24. No. 3. pag. 66.
4. J. Flis. Corrosión - Nace 1973. Vol. 29 -
No. 1. Pag. 37.
5. Parkins R.W. Corrosión - Nace 1981. Vol 37
No. 11 Pag. 650.
6. Uhlig. H.H. et al Corrosión - Nace 1974. -
Vol. 30 No. 7. Pag. 229.
7. Uhlig. H.H. and Sava J. Trans asm 1963 Vol.
56 Pag. 661.
8. Carter C.S. Corrosión - Nace 1969. Vol. 25
No. 10 pag. 423.
9. Radeker. W. and Mishara. BN Workst and Kerr
1970 vol 21 pag. 691.
10. Parkins R.W. Br. Corrosión - Journal 1973
Vol. 8. Pag. 117.
11. Stikems. J. et al Corrosión - Nace 1985 -
Vol. 41. No. 8. Pag. 446.
12. Frances W.D.J.r. Corrosión - Nace 1970. Vol.
26. No. 5. Pag. 186.
13. Chance R.L. Corrosión - Nace 1977. Vol. 23
No. 3. Pag. 108.
14. Logan H. Corrosión monogranph, Series. The
stress Corrosión of Metals. E. Willey and
Son. New York. 1966.
15. Sutcliffe J.N. and Parkins. Corrosión - Na
ce 1972. Vol. 28. No. 8 . Pag. 313.
16. Parkins R.W. et al Corrosión - Nace 1978 -
Vol. 34. No. 8 . Pag. 253.
17. Reinochland. J.E. and Berry. Corrosión - Na
ce 1972. Vol. 28. No. 4. Pag. 151.
18. Mozille, H. and uhlig. Corrosión - Nace 1972
Vol. 28. No. 11 pag. 427.

19. Flis, J. Corrosión Science, 1975, No. 15 pag. 553.
20. Beavers, J.A. and Parkins, R.N. Nuclear and Chemical Waste Management. 1985. - Vol. 5. pag. 279.
- 21. Kaeshe G. Corrosión de los metales, principios físicos químicos y problemas actuales. Moascú. Metalurgia. 1984, pag.334
22. Parkins, RN. et al material performance, 1986 october, pag, 20.
23. Might. J.A. Rensseleer Polytechnic Institute Diss. Obst. inst. 1986. Vol. 47 - No. 2. Pag. 213.
24. Hoar.T.P. The Theory of. Stress Corrosión Craeking in alloys. Ed Scully J.C. Nato, Brussels. 1971.
- 25. Sylgestrowics. W.D. Corrosión - Nace 1969 Vol. 25. pag. 405.
26. Sircar, S.C. et al Corrosión Science 1977 Vol. 17. Pag. 615.
27. Cocks. F.H. and Brandspics. J. Corrosión-Nace 1972. Vol 28. pag. 192.