

FRACTURA DE UNA MATRIZ DE ACERO INOXIDABLE PROMOVIDA POR DIVERSOS FACTORES

Herrera, E. J., Soria, L., Gallardo, J. M.

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros Industriales (Universidad de Sevilla)
Avda. Reina Mercedes, s/n
41012 - SEVILLA

Resumen.- La rotura de componentes industriales en servicio se origina con frecuencia por la cooperación de varios factores. En el presente trabajo se investigan las causas de la rápida rotura de una matriz de acero inoxidable martensítico utilizada en la granulación de piensos. Se concluye que la fractura tuvo su origen en un agrietamiento por tensocorrosión, que fué seguido de fatiga con corrosión, en un componente fragilizado por un revenido inadecuado.

Abstract.- Fractures in industrial service occur frequently by combined or mixed mechanisms. In the present work the rapid failure of a martensitic stainless steel die used to granulate mixed feed is investigated. It is concluded that fracture took place by corrosion-fatigue, which was promoted by cracks started by stress corrosion. Cracks could propagate easily through a low-toughness material as result of an unsuitable tempering.

1. INTRODUCCION

El agrietamiento de aceros conducente a la rotura promovido por la acción de esfuerzos mecánicos en medios distintos al aire cabe atribuirlo, principalmente, a fenómenos de tensocorrosión, fatiga con corrosión o fragilización por hidrógeno. No siempre es posible hacer una distinción nítida sobre la causa precisa de este tipo de roturas [1]; asimismo, varios fenómenos pueden cooperar a la rotura final [2].

En el presente trabajo se estudian las causas de rotura de matrices de acero inoxidable utilizadas en una granuladora de piensos compuestos. Varias de estas matrices habían roto prematuramente, tras un breve servicio de una semana de duración, aproximadamente. La figura 1 muestra un trozo de una de las matrices rotas, sobre cuya pista de rodaje des-

cansa un rodillo. Este rodillo, por intermediación de los orificios de la pista, fuerza la formación de filamentos o gránulos de pienso. La masa del pienso compuesto está constituida por productos vegetales y animales (harina de cereales salvado, melazas, grasa animal, etc.) y por diversos compuestos químicos (bicarbonato sódico, urea, cloruro sódico y otros).

La investigación de las causas del fallo se va a centrar en las observaciones macroscópicas, las características del material, el medio químico en contacto con el acero, las condiciones de servicio y algunos aspectos del diseño de la matriz.

2. OBSERVACIONES MACROSCÓPICAS

El examen macroscópico de la superficie

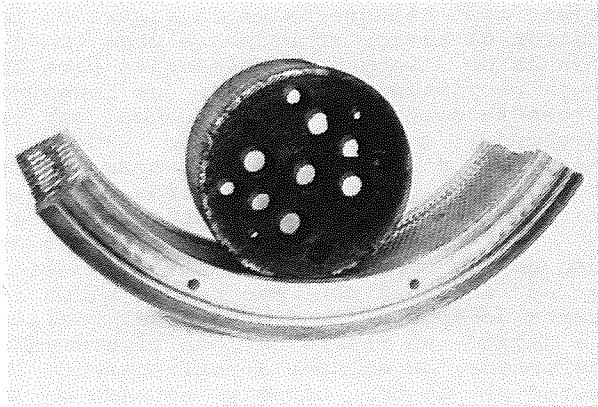


Fig. 1. Vista general de un trozo de la matriz rota sobre el cual descansa el rodillo que impulsa la filamentación del pienso (x 0,1).

fracturada (figura 2) pone de manifiesto que la rotura ha tenido lugar por un proceso de corrimiento progresivo de grieta hasta alcanzar un tamaño crítico, a partir del cual ha tenido lugar súbitamente la rotura al no poder resistir el resto de material las tensiones de trabajo (parte superior derecha de la figura 2). El tamaño final de la grieta, que es relativamente pequeño, parece indicar que el material es de baja tena-

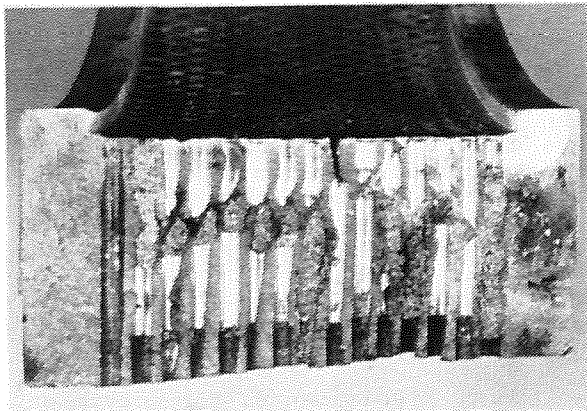


Fig. 2. Aspecto superficial de la fractura de la matriz. En la parte superior derecha pueden apreciarse las señales de la grieta que ha causado la rotura (x 0,5).

idad [3]. Por otra parte, la superficie de las grietas (figura 3) está cubierta de restos del pienso y de productos de corrosión, pudiéndose, no obstante, observar indicios de "huellas de detención de la grieta" (beach marks). Estas observaciones inclinan a pensar que la rotura ha tenido lugar por fatiga con corrosión.

3. MATERIAL Y PROPIEDADES

El análisis del acero refleja la siguiente composición química:

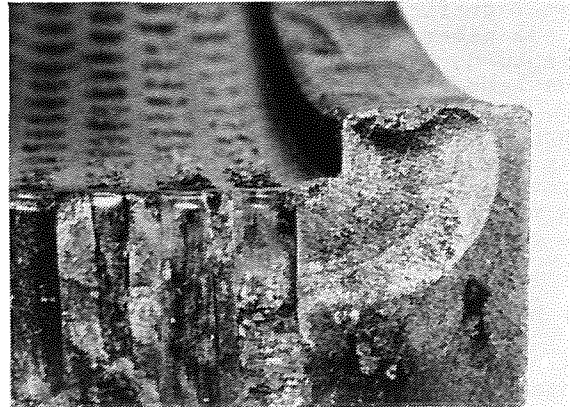


Fig. 3. Aspecto, a mayores aumentos, de la grieta de fatiga con corrosión, donde se aprecian huellas de algunas líneas de detención de la grieta (beach marks), junto a restos del pienso compuesto y productos de corrosión. En la parte superior de la grieta pueden, asimismo, observarse las señales de una grieta secundaria, que ha crecido a partir del borde de la matriz (x 1,5).

Fe- 0,38%C - 13,5%Cr - 0,47%Mn - 0,20%Si
- 0,010%S - 0,027%P - 0,46%Ni - 0,07%Mo
- 0,026%Al - 0,017%V - 0,05%Cu.

De acuerdo con este contenido de elementos, se trata de un acero inoxidable martensítico, de designación simbólica X40Cr13 y numérica F-3404, según UNE 36-016-75. La composición química también encuadra dentro del acero de cuchillería F-312 de la antigua designación del Instituto del Hierro y del Acero, que aún se emplea en los talleres.

La dureza superficial media del acero (resultante de seis determinaciones) es de 52,8 HRC.

La inspección metalográfica muestra una matriz de martensita revenida, propia de un acero bonificado (figura 4). Se observan, además, abundantes partículas de carburos, muchas de las cuales aparecen en los límites de grano. Esta estructura

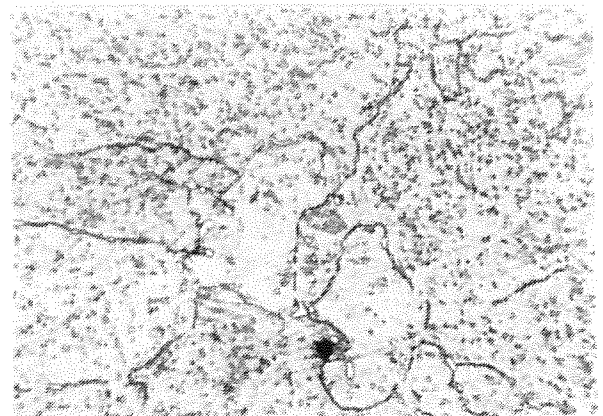


Fig. 4. Micrografía del acero. Reactivo: cloruro férrico ácido (x 600).

metalográfica, y la dureza conseguida, puede haber sido originada por un tratamiento de temple seguido de revenido a una temperatura intermedia de 400 a 500 °C. El revenido de estos aceros en ese margen de temperaturas no es aconsejable, por producir una baja tenacidad y provocar, asimismo, una disminución de la resistencia a la corrosión, incluida la corrosión bajo tensiones [4].

4. MEDIO QUIMICO

El acero inoxidable martensítico, en estado de bonificado, sometido a tensiones estáticas, puede sufrir un proceso de agrietamiento conducente a la rotura al estar en contacto con medios diversos. Estos aceros son susceptibles a la corrosión bajo tensiones y, en mayor grado, a fragilización por el hidrógeno. En realidad, la distinción entre el fallo de estas aleaciones por corrosión bajo tensiones o por fragilización por hidrógeno es poco significativa desde un punto de vista industrial. Se podría hablar de tensocorrosión inducida por el hidrógeno [5-8]. Este fenómeno de tensocorrosión se ve favorecido en medios ácidos y en diversas disoluciones salinas. Se sabe, por ejemplo, que resulta muy dañina la presencia de sulfuro de hidrógeno o de sulfuros, en general. En los aceros de alta resistencia -como el objeto de investigación- casi todos los medios corrosivos capaces de desprender hidrógeno pueden conducir al agrietamiento. Incluso en medios tan suaves como el agua dulce se han dado fallos en aleaciones especialmente susceptibles. La tendencia al fallo aumenta con la disminución de la tenacidad del material.

En el caso aquí estudiado, el acero está en contacto con la masa del pienso a filamantar. Dicha masa -como se ha mencionado en el apartado de la Introducción- está formada por productos vegetales y animales a los que se han adicionado varios compuestos químicos. Esta masa contiene aproximadamente un 11% de humedad (La humedad se determinó por secado a 105°C de una muestra de 50 g). Por otra parte, el medio es ligeramente ácido, con un pH = 6,07 (El pH se midió añadiendo a 20 g de muestra 50 cc de agua de grifo, cuyo pH era de 7,18). En pocas palabras, el acero está en contacto con un medio levemente ácido, que contiene, además, compuestos químicos potencialmente perniciosos, en particular el cloruro sódico.

5. CONDICIONES DE SERVICIO

Las tensiones y deformaciones ocasionadas en servicio juegan un papel importante en la vida útil de una pieza de acero inoxidable martensítico. Ahora

bien, como se aprecia en la figura 5, la matriz ha estado sometida a unas condiciones de trabajo no deseables para su buen rendimiento. La pista de rodadura presenta deterioros ocasionados por la presencia de cuerpos duros extraños. Asimismo, como puede observarse en la parte superior de dicha figura, el rodillo, en su salida de la pista, ha causado una notable deformación plástica de uno de los bordes de la matriz. Además, en su andadura por ese borde, hacia la parte derecha de la figura 5, el rodillo ha dejado un rastro de zona ligeramente deformada, de anchura aproximadamente la mitad de la del borde y situado en la parte vecina a la pista. En esa zona ligeramente deformada se han generado un gran número de finas grietas paralelas y radiales, que se han detectado por inspección con partículas magnéticas (figura 6). En su penetración hacia el interior, las grietas siguen pasos transgranulares e intergranulares (figura 7).

Las fisuras superficiales paralelas y radiales pueden tener su origen en las tensiones originadas por el rozamiento del rodillo en su deslizamiento rodado alrededor del borde de la matriz [9]. Estas fisuras superficiales (figura 6) habrían facilitado el agrietamiento por tensocorrosión (figura 7), inducido probablemente por el hidrógeno. Es curioso anotar que el agrietamiento no se observa en las zonas que han sufrido una fuerte deformación plástica (parte superior centro/izquierda de la figura 5), sino solamente en las sometidas a una leve deformación superficial (figura 6). Estas observaciones son coincidentes con lo recogido en la literatura, para diversos materiales metálicos, en el sentido de que un alto grado de deformación en frío (>15%) puede ser beneficioso para resistir la corrosión bajo tensiones, mientras que una ligera deformación puede ser deletérea [10].

Ha sido, precisamente, por corrimiento de una de esas grietas de referencia que ha tenido lugar la fractura de la matriz, al alcanzar la grieta un tamaño crítico (figura 2) y no ser capaz el resto de la pieza de soportar los esfuerzos de servicio. Puede vislumbrarse que en una primera fase el crecimiento de la grieta ha tenido lugar por tensocorrosión (figura 7) bajo la acción de tensiones estáticas de deformación del borde de la matriz, posteriormente, hacia la altura de la pista de rodadura, el crecimiento ha continuado por un mecanismo de fatiga con corrosión (figura 3), impulsado por los esfuerzos alternativos de servicio.

La propagación de grietas por fatiga con corrosión tiene lugar a veces a partir de grietas o picaduras, que se iniciaron por otro mecanismo. En el caso presente, la grieta original se ha podido formar

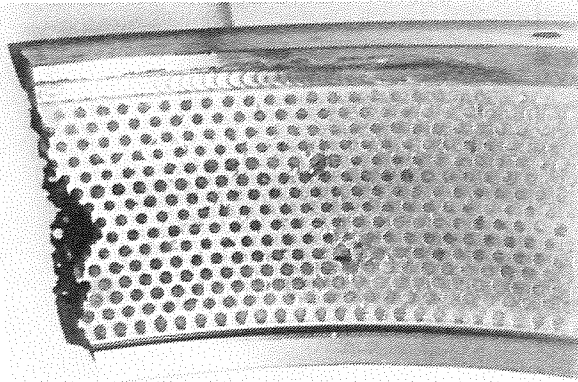


Fig. 5. Aspecto de la pista de rodadura, donde se aprecian daños mecánicos. Asimismo, la zona centro-izquierda del borde superior de la matriz ha sufrido una notable deformación plástica (x 0,3).

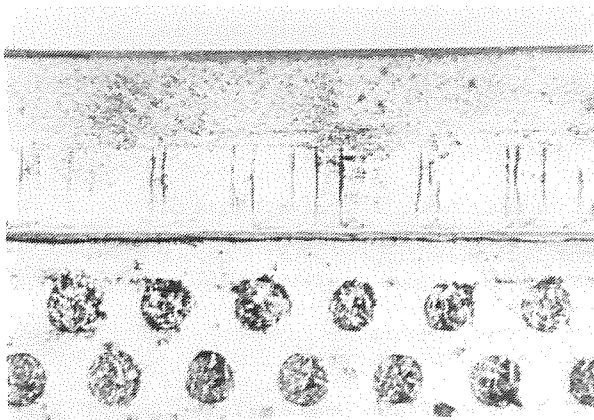


Fig. 6. Grietas paralelas originadas en el borde de la matriz en la zona levemente deformada por el salto del rodillo. Detección por partículas magnéticas (x 1,5).

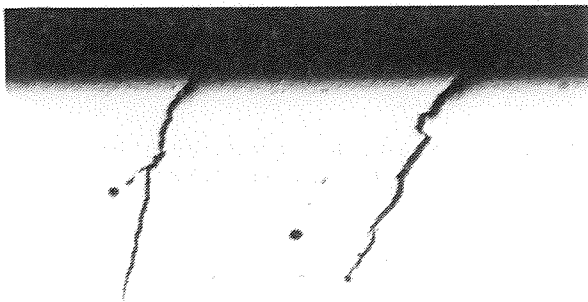


Fig. 7. Las grietas de la figura 6, en su penetración hacia el interior, siguen pasos transgranulares e intergranulares (x 160).

por tensocorrosión y la mayoría de la propagación ha sido por fatiga con corrosión. Cuando la corrosión bajo ten-

siones y la fatiga con corrosión son mecanismos competitivos -como puede esperarse de un componente expuesto simultáneamente a cargas cíclicas y a tensiones de tracción estáticas en un ambiente corrosivo- el mecanismo de propagación se determina por el factor de intensidad de tensiones y el tiempo de exposición. Si el factor de intensidad de tensiones máxima excede K_{ISCC} (intensidad de tensiones umbral para el agrietamiento por tensocorrosión cuando las condiciones de carga cumplen los requisitos de deformación plana) tiene lugar tanto tensocorrosión como fatiga con corrosión. Pero si la intensidad de tensiones máxima es menor que K_{ISCC} sólo puede ocurrir fatiga con corrosión [11].

6. DISEÑO DE LA MATRIZ

En las fractografías de las figuras 2 y 3 puede observarse que la tensión promotora del corrimiento de la grieta ha tenido su epicentro en el ángulo formado por la pista de rodadura con el borde lateral de la matriz. Ese ángulo vivo, casi recto, es un lugar de concentración de tensiones.

Las tensiones de funcionamiento de una pieza se pueden disminuir con un diseño conveniente. Un pequeño cambio, tal como el aumento del radio de un filete, puede bastar para disminuir el nivel de concentración de tensiones en un sitio crítico. Así, como se indica gráficamente en la figura 8 (parte izquierda), el radio real de la unión pista-borde, en la matriz fracturada, es menor de 0,5 mm; sin embargo, para disminuir el efecto de intensificación de tensiones sería deseable que dicho radio fuese lo mayor posible, en cualquier caso, con un valor mínimo de 3 mm. A su vez, las esquinas del rodillo, que han de trabajar en la vecindad de dicho radio de unión, deben poseer un radio mayor aún que el radio de referencia de la matriz (figura 8 parte derecha).

Otro aspecto interesante del diseño que puede ayudar a la vida de la matriz es un buen acabado superficial, sin restos de rayas o huellas de mecanizado, en particular, en la zona de unión pista-borde y en el interior de los agujeros.

7. CONCLUSIONES

La rotura prematura de la matriz se ha debido a la influencia combinada de factores metalúrgicos, operacionales, químicos y de diseño. El mecanismo principal de rotura ha sido la fatiga con corrosión, habiendo estado la fractura estimulada por la existencia de zonas de concentración de tensiones en un medio material de tenacidad reducida, debido a un mal tratamiento térmico. A su vez, la

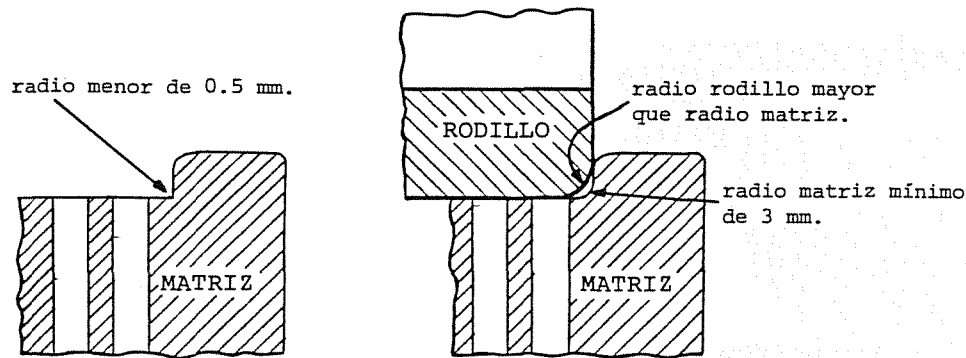


Fig. 8. El radio de acuerdo de la pista con el borde de la matriz fracturada, que es menor de 0,5 mm (parte izquierda), es causa de intensificación de tensiones. Debería ser modificado como se indica en la parte derecha de la figura.

fatiga con corrosión fué facilitada por la presencia previa de grietas originadas por tensocorrosión. Este último fenómeno fué promovido por un medio químico favorable y por la presencia de fisuras provocadas por un funcionamiento anómalo del sistema matriz-rodillo.

8. RECOMENDACIONES FINALES

8.1. Tratamiento térmico.

Habida cuenta de los valores de dureza y de la estructura metalográfica del material, el revenido parece haber sido dado a una temperatura de alrededor de 450°C, que es una zona de temperatura de resiliencias bajas. La temperatura de revenido que se ha especificado para este acero (400°C) está dentro de la zona no recomendable de revenido, por lo que se sugieren cambios en los tratamientos térmicos futuros.

Según se nos ha informado, el tratamiento térmico de las matrices, una vez desengrasadas y limpias, es el siguiente:

- Temple desde 970°C, con calentamiento lento y subidas escalonadas de la temperatura. Enfriado en baño de aceite hasta los 80°C.
- Revenido entre 380 y 400°C, seguido de enfriamiento al aire.

Las variaciones en el tratamiento térmico que se proponen van en el sentido de elevar la temperatura de temple y bajar la temperatura de revenido, en la forma que sigue:

- Temple desde $1.010 \pm 10^\circ\text{C}$, efectuándose el calentamiento lentamente, con subidas escalonadas de la temperatura. Enfriamiento en aceite hasta 80°C. El revenido debe efectuarse inmediatamente tras el temple, estando las matrices aún calientes al tacto.
- Revenido a $320 \pm 10^\circ\text{C}$, seguido de en-

friamiento al aire. Mejor todavía sería el uso de un doble revenido, con enfriamiento de las matrices hasta la temperatura ambiente tras el primer revenido. El doble revenido es aconsejable no sólo desde el punto de vista de la transformación de la austenita retenida, sino porque es beneficioso para mejorar la resistencia a la tensocorrosión [4].

8.2. Condiciones de funcionamiento

Las condiciones de trabajo de la matriz no han sido las más recomendables para su buen rendimiento, ya que han entrado en la pista de rodaje objetos duros extraños y, en particular, el rodillo ha saltado por encima del borde de la matriz, dejando una estela de material deformado, donde se han generado numerosas fisuras paralelas, que han sido el punto de fractura de la matriz.

Se encarece, pues, la vigilancia e inspección de las condiciones de servicio para evitar abusos mecánicos que den origen a tensiones y deformaciones indeseables.

8.3. Medio químico

El material ha estado trabajando en un medio ligeramente ácido, en presencia de diversas sales y compuestos. La acción conjunta de tensiones de tracción y un tal medio químico hace al acero inoxidable martensítico bonificado susceptible al agrietamiento.

A este respecto, se recomienda el uso de un medio ligeramente alcalino. En la formulación de ingredientes que nos ha sido suministrada por la fábrica, ello puede conseguirse aumentando el porcentaje de bicarbonato sódico hasta un 2% o, bien, añadiendo un 0,5% de carbonato sódico. Por su parte, el contenido de cloruro sódico debe reducirse al mínimo posible o, aún mejor eliminarlo. También debe eliminarse la presencia de cualquier sulfuro.

8.4. Diseño de la matriz

Con el fin de reducir los lugares de intensificación de tensiones, debe procurarse un buen acabado superficial interno de la matriz, incluidos los agujeros, de manera que no queden huellas o marcas de mecanizado. Asimismo, el radio de acuerdo entre la pista y el borde lateral interno de la matriz debe ser lo más generoso posible, como se ha indicado en el apartado 6 y la figura 8.

9. REFERENCIAS

- [1] Hickling, J. (1982), Dehnungsinduzierte Risskorrosion: Spannungsrisskorrosion oder Schwingungsrisskorrosion?", Der Maschinenschaden 55, Heft 2, 95--105.
- [2] Williams, III, D. P., Pao, P. S. y Wei, R. P. (1978), "The combined Influence of Chemical, Metallurgical and Mechanical Factors on Environment Assisted Cracking" En Environment-sensitive Fracture of Engineering Materials (Ed. Forouhis, Z. A.), pp. 3-15, The Met. Soc. of AIME, Warrendale, Pa.
- [3] Vander Voort, G.F. (1978), "Macroscopic Examination Procedures for Failure Analysis" En Metallography in Failure Analysis (Ed. McCall, J. L. y French, P. M.), pp. 33-63, Plenum Press, New York.
- [4] ASM (1981), "Heat Treating", Metals Handbook, 9th Edition, Vol. 4, pp. 630-635, Am. Soc. for Metals, Metals Park, Ohio.
- [5] Hickling, J. (1983), "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung" En Systematische Beurteilung Technischer Schadensfälle (Her. Lange, G.), pp. 231-268, Deutsche Ges. Für Metallkunde, Oberursel.
- [6] ASM (1986), "Failure Analysis and Prevention", Metals Handbook, 9th Edition, Vol. 11, pp. 213, 217 y 245, Am. Soc. for Metals, Metals Park, Ohio.
- [7] Truman, J. E., Perry, R. y Chapman, G. N. (1964), "Stress-corrosion Cracking of Martensitic Stainless Steels", J.I.S.I. 202, 745-756.
- [8] Truman, J. E., Perry, R. y Peaker, G. D. (1966), "The Nature of SCC Initiation with Martensitic Stainless Steels", Brit. Corr. J. 1, 360-368.
- [9] Pohl, E. (1960), "Das Gesicht des Bruches Metallischer Werkstoffe", Band III, p. 79, Allianz Versicherungs, München.
- [10] Parkins, R.N. (1985), "An Overview: Prevention and Control of Stress Corrosion Cracking", Materials Performance 24 (8), 9-20.
- [11] ASM (1986), "Failure Analysis and Prevention", Metals Handbook, 9th Edition, Vol. 11, p. 257, Am. Soc. for Metals, Metals Park, Ohio.