

EL AGRIETAMIENTO INDUCIDO POR HIDRÓGENO EN SOLDADURAS DE ACERO

JORGE ENRIQUE GIRALDO

Departamento de Ingeniería Mecánica, Facultad de Minas, Universidad Nacional de Colombia, Medellín

CÉSAR AUGUSTO CHAVES

Departamento de Ingeniería Mecánica, Facultad de Minas, Universidad Nacional de Colombia, Medellín

Recibido para revisión 22 de Septiembre de 2000, aceptado 21 de Marzo de 2001, versión final recibida 21 de Enero de 2002

RESUMEN: El agrietamiento inducido o asistido por hidrógeno (*HIC*) en soldaduras por fusión de aceros ferríticos se presenta siempre y cuando existan simultáneamente los siguientes factores: un nivel crítico de concentración de hidrógeno, un nivel crítico de esfuerzos de tracción y una microestructura susceptible, normalmente martensita. El mecanismo de nucleación y crecimiento de este tipo de grietas se explica por el efecto fragilizante que tiene el hidrógeno en el acero, por su alta tasa de difusión y por la existencia de zonas con esfuerzos triaxiales máximos en el frente de una entalla o concentrador de esfuerzos. La ubicación de estas grietas, es decir si se presentan en el metal fundido o en la zona afectada térmicamente (*ZAT*), se explica a través de las diferencias que presenta el acero en estado austenítico (estructura cúbica de cara centrada) y en estado ferrítico (cúbico de cuerpo centrado) en cuanto a la solubilidad y difusividad de hidrógeno atómico, para lo cual la templabilidad relativa entre el metal base y el metal fundido se convierten en los factores fundamentales para poder predecir su localización en uniones soldadas.

PALABRAS CLAVES: Agrietamiento Inducido por Hidrógeno (*HIC*), Zona Afectada Térmicamente (*ZAT*), Fragilización.

ABSTRACT: Hydrogen induced or assisted cracking (*HIC*) in fusion welds on ferritic steels is associated with the combined effects of the following variables: presence of a critical concentration of hydrogen, a critical level of tensile stresses and a susceptible microstructure, usually martensite. Incubation and growth mechanism for this kind of cracking is explained by the hydrogen embrittlement of steels, the very high diffusion rate of hydrogen into the steel and the existence of a maximum triaxial stress state in front of a notch or stress increaser. The location of these cracks, in the weld metal or in the heat affected zone (*HAZ*), is explained by the differences on atomic hydrogen solubility and diffusivity between austenitic steel (face-centered cubic) and ferritic steel (body-centered cubic); the relative hardenability among parent metal and weld metal is the basis for a correct prediction of the *HIC* location in welded joints.

KEYWORDS: Hydrogen Induced Cracking (*HIC*), Heat Affected Zone (*HAZ*), Embrittlement.

1 INTRODUCCIÓN

El agrietamiento inducido por hidrógeno (*HIC* por sus siglas en Inglés) o agrietamiento en frío en soldaduras por fusión de aceros ferríticos representa el problema tecnológico más comúnmente encontrado durante la fabricación de estructuras soldadas. En vista de su ocurrencia y de la gran cantidad de pérdidas que se han presentado por este fenómeno, es un tema que se ha desarrollado ampliamente tanto en el ámbito de la investigación como a nivel tecnológico y ha influenciado significativamente el desarrollo de los aceros estructurales a lo largo de la historia. No obstante lo anterior, todavía en nuestro medio se denota una falta de claridad en la comprensión del fenómeno del *HIC*, lo cual se refleja en pérdidas económicas en la industria

de las construcciones soldadas y/o en la obtención de productos no confiables. El objetivo de este trabajo es presentar una explicación conceptual sobre el mecanismo de nucleación y crecimiento de las grietas inducidas por hidrógeno en soldaduras de acero, lo cual se abordará en esta primera parte del trabajo, y tratar las variables que tienen influencia en el fenómeno para que los ingenieros tengan herramientas que los ayuden a desarrollar procedimientos de soldadura adecuados para la producción de estructuras metálicas económicas, confiables y seguras para los usuarios, tema que se tratará en la segunda parte de este trabajo. Después de una comprensión conceptual sobre el mecanismo del *HIC* el ingeniero puede entender, aplicar y controlar más fácilmente los diversos métodos tecnológicos que se emplean mundialmente para evitar el *HIC*. Se espera que la información presentada se constituya en un punto de

partida para que los ingenieros de soldadura adquieran un mayor conocimiento sobre el agrietamiento en frío para que dicho problema se trate en nuestro medio de una manera más racional lo cual, muy seguramente, disminuirá la aparición de estas fallas, máxime ahora que se utilizan aceros estructurales de más alta resistencia, pero más susceptibles al agrietamiento en frío.

2 DEFINICIÓN DEL PROBLEMA

El agrietamiento inducido o asistido por hidrógeno también se conoce con los nombres de agrietamiento en frío, agrietamiento retardado o agrietamiento debajo del cordón. Este tipo de grietas ocurren a menudo algún tiempo después de que se completa la soldadura, sin embargo los factores que generan el problema provienen de la etapa de fabricación dependiendo del procedimiento de soldadura que se utilice. El *HIC* en elementos soldados de acero está asociado con la existencia simultánea de los siguientes tres factores: (1) presencia de hidrógeno, (2) esfuerzos de tracción y (3) una microestructura susceptible, normalmente martensita; un cuarto factor mencionado con frecuencia es la temperatura de formación la cual está por debajo de los 200°C (*Interrante and Stout, 1964*).

El que este fenómeno de falla esté íntimamente relacionado con la presencia de un cierto nivel de concentración de hidrógeno no debe resultar extraño debido a que este elemento tiene una potente influencia fragilizadora en el acero tal como se ha demostrado por la experiencia y las numerosas investigaciones que se han efectuado al respecto hace más de un siglo. La presencia de hidrógeno en solución supersaturada en el acero está asociada con la fragilización de la ferrita y de la martensita; la fragilización de la ferrita es la causante de la formación de "ojos de pescado" durante los ensayos de tracción cuasiestáticos o con las "sombras blancas" en la aplicación de cargas cíclicas; la fragilización de la martensita es el fundamento del agrietamiento en frío de las soldaduras.

3 CRECIMIENTO DE GRIETAS EN FRÍO

3.1 El hidrógeno en el hierro y el acero

El hidrógeno atómico puede ser introducido en los aceros de varias maneras, como por ejemplo en el proceso de tratamientos superficiales, tales como decapados con ácidos o electroplateado, durante un tratamiento térmico, durante la soldadura, etc. En el caso de la soldadura, el hidrógeno se introduce ya que el arco eléctrico es capaz de disociar el hidrógeno gaseoso (H_2) o los compuestos basados en

hidrógeno (como el agua o el vapor de agua) que puedan estar presentes en la atmósfera o en los fundentes de los consumibles de soldadura; la disociación de estos compuestos en hidrógeno atómico facilita que el metal fundido absorba cierta cantidad de este elemento de una manera proporcional a su concentración en la atmósfera del arco (*Interrante and Stout, 1964*). La rápida tasa de difusión de los átomos de hidrógeno en la matriz de hierro alfa (cúbico de cuerpo centrado) a temperatura ambiente se explica por la diferencia en el tamaño atómico de estos elementos: el diámetro atómico del hidrógeno es 1Å mientras el del hierro es de 2,58Å (*Linnert, 1994*). Lo anterior implica que el hidrógeno entra en solución sólida intersticial en el hierro, tal como lo hacen el nitrógeno y el carbono (con diámetros de 1,4Å y 1,54Å, respectivamente), pero debido a su tamaño relativo a los espacios intersticiales de la celda y, por consiguiente, a la poca deformación que induce, el movimiento del hidrógeno dentro de la red cristalina se vuelve más sencillo que el presentado por los demás elementos. La fuerza impulsora para la difusión del hidrógeno en el acero puede ser debida fundamentalmente a un gradiente de composición de hidrógeno, un estado de esfuerzos no uniforme o una combinación de ambos.

El agrietamiento retardado puede ocurrir en un amplio intervalo de esfuerzos aplicados (*Troiano, 1960*) y, a partir de los datos obtenidos de pruebas de laboratorio con cargas sostenidas, se puede afirmar que el comportamiento de aceros fragilizados con hidrógeno depende del nivel de esfuerzos, del tiempo y de la temperatura como se ilustra en la Figura 1.

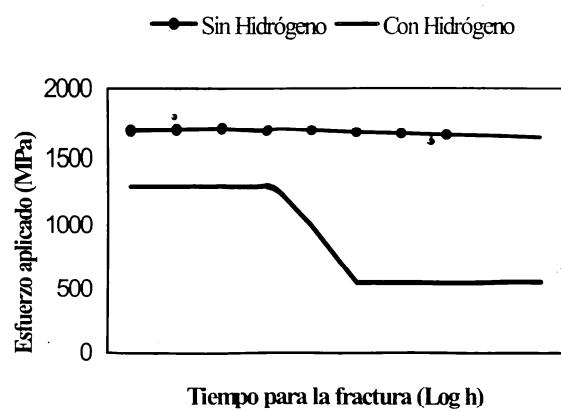


Figura 1. Curva de agrietamiento inducido por hidrógeno (agrietamiento retardado) o curva de fatiga estática.

Para un nivel de concentración de hidrógeno existe un esfuerzo crítico superior por encima del cual ocurre la falla sin demora en el tiempo; para niveles de esfuerzos por debajo de un esfuerzo crítico inferior el hidrógeno es inocuo y la falla no ocurre; en niveles de esfuerzos intermedios, la

falla ocurre después de cierto tiempo el cual se hace más corto para mayores esfuerzos, razón por la cual se conoce como agrietamiento retardado. El relativo corto tiempo de incubación de este tipo de grietas y el intervalo de temperaturas en el cual se ha observado el fenómeno de fragilización, sugieren que el átomo de hidrógeno es el responsable por ser el único elemento intersticial cuya rata de difusión en el acero, tiene un valor suficientemente alto para explicar este tipo de falla retardada. Si el hidrógeno es removido del material por cualquier medio, se restablece la ductilidad original del material y desaparecen los efectos fragilizantes. Para resumir, entonces, el agrietamiento inducido por hidrógeno se presenta después de que el hidrógeno viaje por difusión a través del acero y se acumule en un lugar con un estado de esfuerzos determinado hasta llegar a un nivel de concentración suficiente; en otras palabras para que se inicie una grieta se debe contar con una combinación crítica de estado de esfuerzos y concentración de hidrógeno.

3.2 Zonas de triaxialidad de esfuerzos y propagación de grietas

Cuando se aplica un esfuerzo unidireccional en un material que contenga una entalla, se generan dos esfuerzos transversales adicionales al esfuerzo longitudinal aplicado que no son uniformes en los límites de la entalla existente, que tal como se ilustra en la Figura 2, y producen un estado triaxial de esfuerzos que se vuelve máximo en un punto más allá del borde de la entalla; la magnitud de estos esfuerzos dependerá de la agudeza de la entalla, siendo menos crítica para el caso de discontinuidades de forma esférica (como un poro o una inclusión de escoria) que para el caso de una planar (como una grieta o una falta de fusión). A partir del desarrollo de una teoría de esfuerzos triaxiales (*Morlet, Johnson, and Troiano, 1958*) la cual asume que la fragilización se ocasiona por la concentración de hidrógeno cerca de estas entallas. Su teoría predice que en la región de máximos esfuerzos triaxiales cerca de una cavidad o de un incrementador de esfuerzos, se encontrará una concentración de hidrógeno atómico en solución que excede el nivel en equilibrio de los alrededores. Esta concentración de hidrógeno en la entalla es inocua; se requiere de una cantidad crítica de esfuerzos para causar que este hidrógeno sea perjudicial.

La fuerza impulsora para la difusión de hidrógeno dentro de esta región es inducida por el gradiente de esfuerzos creado por la zona de esfuerzos triaxiales, lo cual sugiere que se necesita de un estado de esfuerzos no uniforme para la formación de grietas inducidas por hidrógeno. El crecimiento de la grieta ocurre cuando el hidrógeno alcanza una concentración crítica en la zona de máximos esfuerzos triaxiales que posibilita que la grieta se incremente hasta esta

zona; se interrumpe el crecimiento de la grieta momentáneamente hasta que el hidrógeno vuelva a viajar por difusión al frente de la grieta expandida hasta alcanzarse, nuevamente, una concentración de hidrógeno crítica. La propagación de la grieta se da por la repetición sucesiva de este mecanismo después de que el hidrógeno pasa por difusión al frente de la grieta y alcanza nuevamente una concentración crítica, lo cual hace que la característica de propagación de estas grietas sea discontinua.

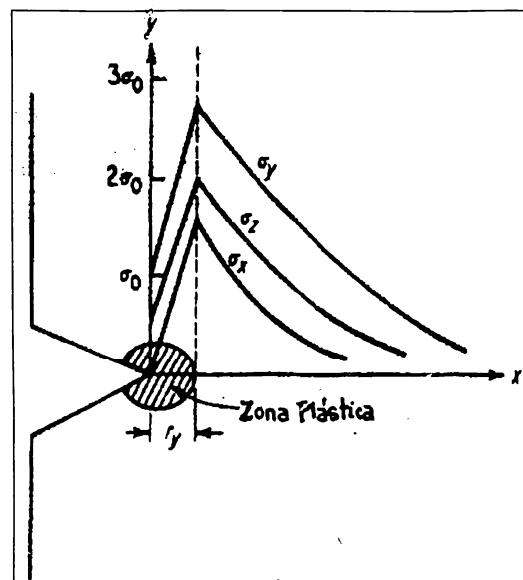


Figura 2. Distribución de esfuerzos triaxiales alrededor de una entalla o concentrador de esfuerzos (Dieter, 1988).

Un método para estudiar la fragilización por hidrógeno es cargar probetas entalladas con una cantidad conocida de hidrógeno, someterlas a diferentes esfuerzos (cada probeta a esfuerzo constante) en una máquina que les induzca una carga continua y determinar el tiempo para la falla. Si se grafica la variación del esfuerzo aplicado con el tiempo para la fractura de un material con cierta concentración de hidrógeno se obtiene una curva similar a la ilustrada en la Figura 1. Observe que en la curva existen: el esfuerzo crítico superior por encima del cual la falla es inmediata, el esfuerzo crítico inferior por debajo del cual no existirá falla a pesar del tiempo de aplicación de la carga y una región central donde el tiempo para la falla se hace menor cuando mayor es el esfuerzo aplicado.

La similitud de la curva de agrietamiento retardado con las curvas de fatiga Esfuerzo-Número de ciclos ($S-N$) ha llevado a que se emplee el término de “fatiga estática” para referirse al fenómeno de grietas asistidas por hidrógeno (Dieter, 1988). En términos generales, el mínimo esfuerzo crítico o “límite de fatiga estático” se incrementa con la

disminución del contenido de hidrógeno o con la disminución de la severidad o agudeza de la entalla.

4 LOCALIZACIÓN DE LAS GRIETAS EN FRÍO EN SOLDADURAS DE ACEROS

Las grietas asistidas por hidrógeno en soldaduras de acero pueden presentarse en el metal fundido o en la zona afectada térmicamente dependiendo de la composición química del metal base en relación con la composición química de la mezcla del metal fundido (se habla de mezcla porque generalmente se trata de una combinación por dilución del metal de aporte y del metal base). El metal fundido al estar en contacto directo con la atmósfera protectora proporcionada por el proceso de soldadura es el primero en absorber el hidrógeno atómico disociado que queda incorporado en el material después de la solidificación. A continuación se explicará porqué el hidrógeno puede quedarse concentrado en el metal fundido o viajar hasta la zona afectada por el calor del metal base, haciendo que las grietas se incuben y crezcan en uno u otro de estos lugares.

4.1 Solubilidad del hidrógeno atómico en el acero

El hidrógeno atómico proveniente de cualquier fuente es soluble en el acero en estado líquido y esta solubilidad se desvanece cuando se disminuye la temperatura no solamente durante el paso de estado líquido al sólido, marcada por una significante discontinuidad, sino también durante las transformaciones de fase que se presentan durante el enfriamiento. La variación de la solubilidad del hidrógeno en el hierro o acero líquido y en sus diferentes transformaciones alotrópicas se ilustra en la Figura 3, la cual se conoce con el nombre de Curva de Sieverts; de allí se puede observar que el hierro líquido tiene una solubilidad relativamente alta y se disminuye bruscamente durante la solidificación en hierro δ , posteriormente su solubilidad aumenta en la transformación a austenita o hierro γ y vuelve a disminuir en la transformación a ferrita o hierro α ; si se disminuye la temperatura en cada una de las diferentes fases la solubilidad de hidrógeno también se reduce. El proceso de solidificación y de enfriamiento tan rápido asociado con la técnica de la soldadura mantiene un exceso de hidrógeno en el metal líquido ahora sólido.

4.2 Difusividad del hidrógeno atómico en el acero

El hidrógeno en solución supersaturada tiende a moverse dentro del metal de soldadura por difusión en estado sólido y puede llegar a establecerse en el mismo metal de soldadura o en la zona afectada por el calor del metal base. El proceso de difusión, que arranca tan pronto comienza el enfriamiento

y continua después, está influenciado por el contenido inicial de hidrógeno al final del enfriamiento y por la diferencia en el coeficiente de difusión entre la austenita y la ferrita ya que, como se ilustra en la Figura 4, el hidrógeno se difunde más fácilmente en la ferrita que en la austenita. Como se puede deducir de las curvas mostradas en las Figuras 3 y 4 con la transformación de fase del hierro o del acero de austenita a ferrita se reduce la solubilidad del hidrógeno y se incrementa la difusividad o coeficiente de difusión de este intersticial en dichos materiales.

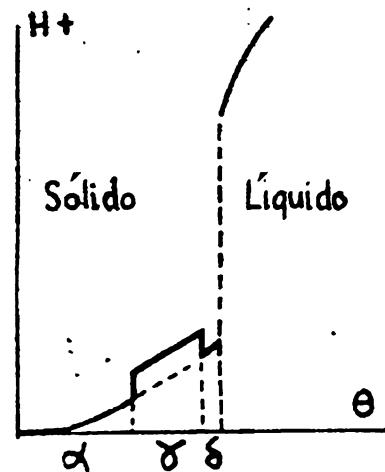


Figura 3. Influencia de la solidificación y de las transformaciones alotrópicas del hierro en la solubilidad de hidrógeno ó Curva de Sieverts (Granjon, 1991)

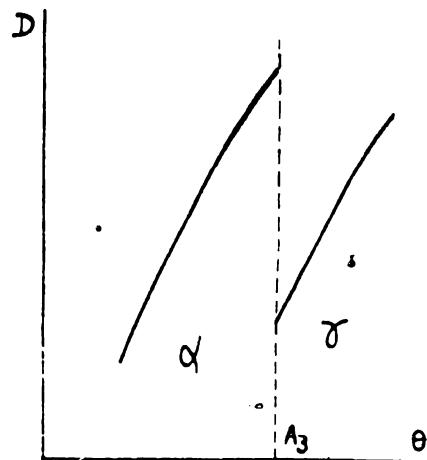


Figura 4 Difusividad de hidrógeno atómico en ferrita y austenita (coeficiente de difusión) (Granjon, 1991)

4.3 Grietas ubicadas en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT)

Para explicar el proceso del paso del hidrógeno atómico hacia la ZAT a través de la línea de fusión se requiere

considerar una sección longitudinal de un cordón de soldadura durante su aplicación y la influencia que tienen las posiciones relativas de las isotermas de transformación de la austenita en diferentes subproductos entre el metal soldado (T_F) y el metal base en la ZAT (T_B), tal como se ilustra en la Figura 5 (Granjon, 1991; Stearling, 1992). En esta figura se traza la curva AC que representa la isoterma de transformación del metal fundido de austenita a ferrita más cementita, el límite de fusión que separa el metal fundido de la ZAT y el límite de la ZAT que lo separa del metal base no afectado por el calor.

Cuando el metal fundido ya solidificado experimenta durante la soldadura una transformación perlítica (por efecto de su composición química), la cual se da a una temperatura $T_{F(P)}$ relativamente alta, mientras que el metal de base experimenta una transformación martensítica, a una temperatura $T_{B(Ms)}$ relativamente baja, las isotermas $T_{F(P)}$ y $T_{B(Ms)}$ están desfasadas en la dirección longitudinal como se muestra en la Figura 5. Existe, entonces, una línea AB la cual separa el metal de soldadura ferrítico-perlítico, donde la solubilidad de hidrógeno está disminuida drásticamente (curva de Sieverts), de la zona afectada del metal base todavía en estado austenítico y con una concentración muy baja de hidrógeno razón por la cual cuenta con una capacidad relativamente alta para absorber hidrógeno. El resultado es un mecanismo de difusión de hidrógeno del metal fundido (ferrítico-perlítico de baja solubilidad de hidrógeno) hacia el metal base austenítico activado por las diferencias de solubilidad y de concentración en uno y otro lado de la línea de fusión. Debido a que el coeficiente de difusión de hidrógeno en solución en la austenita es mucho menor que en la ferrita, dicho hidrógeno no se difunde profundamente dentro de la matriz del metal base, transitoriamente en estado austenítico, por lo que llega cargado con hidrógeno concentrado en una capa estrecha de la ZAT al encuentro con la isoterma de transformación $T_{B(Ms)}$.

Cuando ocurre la transformación martensítica de la austenita enriquecida en hidrógeno se reúnen las condiciones de una concentración de hidrógeno y una microestructura que, como la martensita, son la base para la formación de grietas en frío; los esfuerzos pueden ser residuales o de servicio de la unión soldada. Por consiguiente, en el caso de un metal base con una templabilidad superior a la del metal de aporte o a la de la mezcla que compone el metal fundido (lo cual depende básicamente de sus respectivas composiciones químicas) la localización de una eventual grieta en frío estará en alguna parte de esa estrecha franja de la ZAT; por este motivo, es común encontrar en la literatura la técnica que a este tipo de grietas se les denomine como "grietas debajo del cordón" (proveniente del inglés "underbead crack").

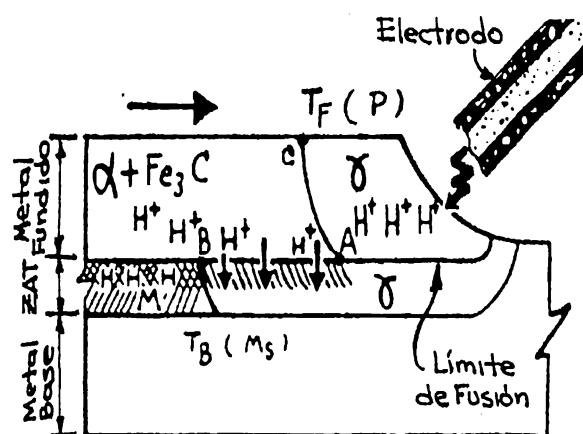


Figura 5. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno en la soldadura de un metal base de más templabilidad que el metal fundido

4.4 Grietas ubicadas en el metal fundido.

Si el metal fundido tiene una templabilidad superior a la del metal base, como se esquematiza en la Figura 6 (Granjon, 1991; Stearling, 1992), éste se transforma en martensita a una temperatura $T_{F(Ms)}$ relativamente baja, con un desfase con la transformación del metal base que se da en el punto B a una temperatura $T_{B(P)}$, especialmente si esta última transformación es perlítica. Puede observarse en la Figura 6 el desfase entre las isotermas $T_{F(Ms)}$ (línea AC) y $T_{B(P)}$ (línea B). Como el metal fundido todavía es austenítico puede retener el hidrógeno en solución sólida; por otro lado, ya que la austenita presenta una baja difusividad de hidrógeno y la ferrita tiene una baja solubilidad de hidrógeno, no existe difusión de este elemento hacia el metal base a través de la línea de fusión entre los puntos A y B, quedándose todo el hidrógeno concentrado en el metal fundido. De esta manera, cuando el metal fundido con una alta concentración de hidrógeno se transforma en martensita en el punto A, se combinan los factores para que se pueda presentar el fenómeno de agrietamiento en frío en el metal fundido, sin que exista riesgo de que aparezca en la ZAT.

Entre los casos descritos en las Figuras 5 y 6 se puede presentar en teoría una situación donde el metal fundido y el metal base tengan la misma templabilidad, lo cual significaría que ambos pueden ser afectados por la fragilización por hidrógeno y, por consiguiente, en ambos lugares puede existir riesgo de agrietamiento en frío, aunque debido a la baja difusividad de hidrógeno en la austenita y a que el metal base generalmente puede no contar con niveles de hidrógeno significativos, las probabilidades de agrietamiento se inclinan a favor del metal fundido.

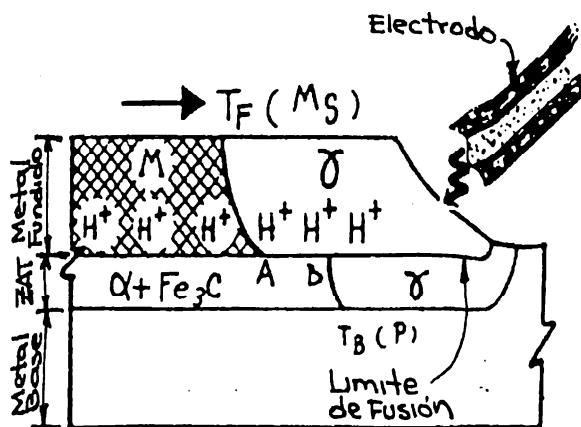


Figura 6. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno en la soldadura de un metal base de más templabilidad que el metal fundido

Finalmente, en la Figura 7 (Granjon, 1991; Stearling, 1992), se ilustra lo que pasa cuando se utiliza un metal de aporte austenítico para soldar un metal base de alta templabilidad. Como el metal fundido permanece austenítico hasta el final del enfriamiento (por lo tanto inmune al agrietamiento en frío), no existe una transformación que modifique la solubilidad de hidrógeno y, consecuentemente, no hay difusión de hidrógeno hacia la zona afectada térmicamente por lo que no hay posibilidad de fragilización de dicha zona. Por tal motivo, en algunos casos se usan metales de aporte austeníticos de manera exitosa para soldar aceros susceptibles al agrietamiento en frío, sin embargo, es necesario evitar una excesiva dilución ya que ésto podría volver martensítico el metal fundido y de esta manera susceptible a la fragilización por hidrógeno.

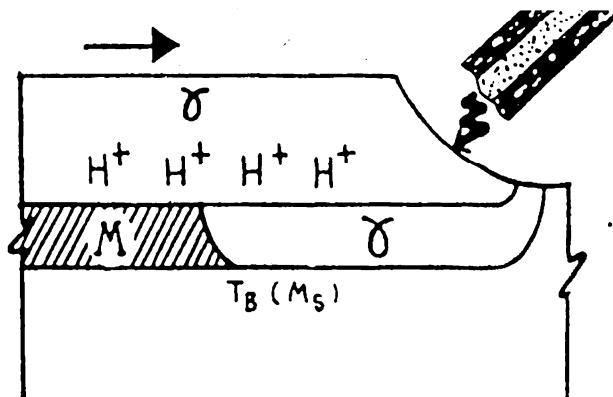


Figura 7. Sección longitudinal que muestra la evolución del hidrógeno en la soldadura de un metal base endurecible con un metal fundido austenítico

Todos los aspectos explicados anteriormente, le permiten al ingeniero de soldadura predecir, con base en el conocimiento de los metales involucrados en la ejecución de una junta soldada por fusión, en cuales lugares de la unión se podrían presentar las grietas inducidas por hidrógeno lo cual es de interés tanto en el campo de la inspección, ya que se puede enfocar la detección de defectos mediante ensayos destructivos o no destructivos en estos lugares, como en el campo del análisis de falla ya que puede convertirse en una ayuda durante la caracterización de cierto tipo de grieta con base en su ubicación; igualmente, si se toma en consideración el objetivo del presente trabajo, esta información se constituye en una herramienta fundamental para el desarrollo de procedimientos de soldadura seguros.

5 CONCLUSIÓN

Fueron expuestos los conceptos que gobiernan la nucleación y el crecimiento de las grietas inducidas por hidrógeno y se plantearon las condiciones que se deben reunir para su formación en soldaduras por fusión de aceros ferríticos; igualmente, se presentó una explicación del porqué estas grietas pueden presentarse en el metal fundido o en la ZAT según las características de templabilidad de los metales involucrados en una unión soldada. Posteriormente, en la parte complementaria de este trabajo se presentará una explicación de varios de los métodos tecnológicos de mayor aplicación a nivel mundial en la industria de las construcciones soldadas desarrollados para evitar el agrietamiento en frío durante la fabricación.

REFERENCIAS

- Interrante, C. and Stout, R. *Delayed cracking in steel weldments*. Welding Journal. Abril 1964.
- Linnert, George E. *Welding Metallurgy – carbon and alloy steels*. Vol. 1. Cuarta edición. 1994.
- Troiano, A. *The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals*. ASM Transactions. 1960.
- Morlet, J., Johnson, H. y Troiano, A. *A new concept of hydrogen embrittlement in steel*. Ibid, 188. 1958.
- Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy*. 1988.
- Granjon, H. *Fundamentals of welding metallurgy*. 1991.
- Stearling, K. *Introduction to the physical Metallurgy of Welding*. Second Edition. Butterworth Heinemann. 1992.