

EL PARADIGMA ESTRUCTURA - PROPIEDADES EN EL DISEÑO METALURGICO DE UNIONES SOLDADAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA

Luis A. de Vedia

Instituto Sabato (UNSAM-CNEA), CIC, FIUBA
Centro Atómico Constituyentes, Av. Gral Paz 1499,
1650 San Martín, Bs.As, Argentina
ldevedia@cnea.gov.ar

Resumen

A partir de la década del 50 comienza a producirse la unión entre la metalurgia tradicional y la física, dando lugar a lo que hoy se conoce como metalurgia física. Esta unión en la actualidad se proyecta y generaliza en la moderna ciencia de los materiales y una de las ideas centrales de esta ciencia se sustenta en el reconocimiento que muchas de las propiedades que exhiben los materiales son emergentes de la estructura de los mismos. El presente trabajo analiza la influencia que este paradigma ha tenido sobre el desarrollo de consumibles de soldadura para aceros de alta resistencia y sobre la identificación y control de las variables que determinan las propiedades mecánicas de sus uniones soldadas.

Palabras clave: Soldadura, Aceros de alta resistencia, Microestructura, Ferrita acicular.

Abstract

The Structure - Properties paradigm in the metallurgical design of high strength steels welded joints. During the 50's begins to take place a marriage between traditional metallurgy and physics, giving rise to what today is known as physical metallurgy. This union gradually evolved into the modern materials science and one of its central ideas consists in that many of the properties exhibited by materials are emergent from their inner structure. The present work analyzes the influence that this paradigm has had on the development of welding consumables for high strength steels and on the identification and control of those variables that determine the mechanical properties of the welded joints.

Keywords: Welding, High strength steels, Microstructure, Acicular ferrite.

No hay como recurrir a un texto de ingeniería, para establecer de manera elocuente las complejidades de un problema tecnológico y las limitaciones de un enfoque puramente científico: *"...un ala llena de combustible se puede calentar considerablemente mientras el avión es servido en la pista. Durante el ascenso, cuando el avión soporta muchas de las cargas de maniobra, el material se encuentra todavía tibio, hasta que al llegar a la estratósfera la estructura y el combustible se enfrían hasta -55° C. Se producen cargas cíclicas, y si el vuelo es sobre el océano, el aire contiene alguna cantidad de sal. Al descender, la estructura fría se encuentra con aire tibio y húmedo, que también puede poseer algo de ácido sulfúrico. Es así que una eventual fisura en el tanque, estará expuesta por un lado al cambiante*

medio externo y por el otro al combustible.... Claramente, una situación como la descrita desafía cualquier intento de modelado teórico. Ni siquiera es concebible que un ensayo de laboratorio provea una solución al problema. Sólo queda como recurso el pragmatismo ingenieril"

David Broek [1]

Basta dirigir nuestra atención a los innumerables artefactos que constituyen nuestro mundo material, desde circuitos electrónicos, pasando por aparatos de uso doméstico, hasta turbinas hidráulicas o medios de transporte, para darnos cuenta que en la inmensa mayoría de los mismos, se ha debido emplear una o más tecnologías de unión para los distintos materiales

que los componen, sean estos metales, plásticos, cerámicos o compuestos.

Dentro de estas tecnologías de unión, la soldadura, en sus múltiples variantes y procedimientos, constituye una de las más importantes, **Fig. 1**.

Las uniones soldadas deben exhibir propiedades consistentes con los materiales que unen, ya que de lo contrario, las soldaduras representarían un eslabón débil en la cadena de elementos que componen una estructura. Es por esta razón que el desarrollo de materiales progresivamente superiores en lo que se refiere a su desempeño en servicio, debe necesariamente estar acompañado del desarrollo paralelo de técnicas de soldadura que aseguren una unión con las propiedades mecánicas, físicas y químicas acordes con los materiales en los que estas técnicas son utilizadas.

Lamentablemente, esto no resulta siempre así y muchas fallas catastróficas de estructuras han sido atribuidas a la presencia de soldaduras defectuosas, **Fig. 2**.

Sin embargo, en las últimas décadas, se han producido avances importantes en la ciencia

y tecnología de la soldadura. Con el desarrollo de nuevas metodologías que se encuentran en la intersección entre las ciencias básicas y las aplicadas, la expectativa de avanzar hacia un diseño científico de la composición, estructura y propiedades de las uniones soldadas, parece realizable. Esto requiere la solución de distintos problemas concernientes a la estructura y propiedades de las soldaduras así como el control inteligente y una mayor automatización de los procesos.

En los últimos 40 años, el crecimiento de la moderna ciencia y tecnología de la soldadura ha sido notable. La soldadura a nivel mundial constituye una actividad que mueve miles de millones de dólares en la construcción de obras civiles, industria naval, aeronáutica y espacial, generación de energía y electrónica. Quizás por el hecho de ser una técnica de fabricación, es vista como una ciencia primitiva. Sin embargo, nada más alejado de la realidad que esta idea. En las últimas décadas, la soldadura ha evolucionado como una actividad multidisciplinaria requiriendo la síntesis del conocimiento de varias disciplinas y ha incorporado las herramientas más avanzadas de diversas ciencias básicas y aplicadas: física del plasma, termodinámica, ciencia de materiales, fenómenos de transporte, modelado computacional, robótica, ingeniería eléctrica y electrónica [2].

Desde una perspectiva histórica, puede afirmarse que la moderna tecnología de unión de metales comienza en la segunda mitad del siglo XIX. Sin embargo, esta tecnología reconoce antecedentes mucho más antiguos y podemos encontrar evidencia arqueológica que nos dice que en la ciudad de Ur, hoy en territorio de Irak, en la Mesopotamia, los Sumerios ya empleaban el procedimiento conocido hoy como "brazing", que es una forma de unión de metales en la que se emplea una aleación intermedia de bajo punto de fusión, para fijar las empuñaduras de espadas y producir objetos de orfebrería de oro de elaborado diseño [3].

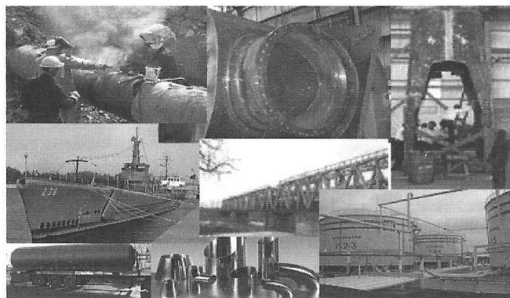


Fig. 1. Construcciones soldadas.

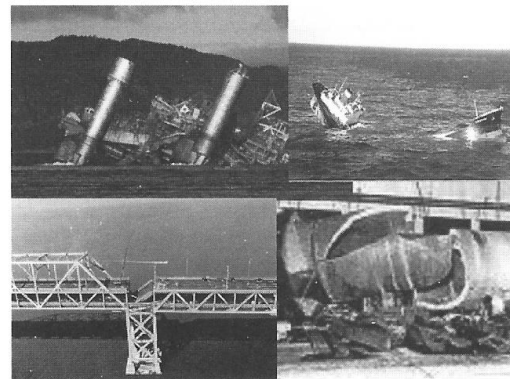


Fig. 2. Fallas de estructuras soldadas.

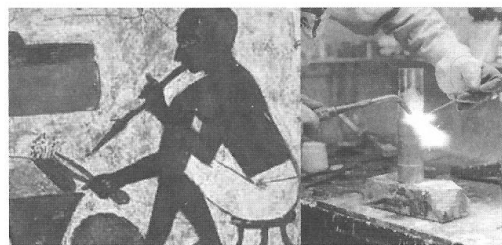


Fig. 3. Brazador Egipcio y brazador contemporáneo.

La Edad del Bronce nos muestra otros ejemplos consistentes en la producción de pequeñas cajas circulares de oro con juntas de solape soldadas por presión, estimándose que su fabricación se produjo hace más de 2000 años. En la Edad del Hierro, los egipcios y otros pueblos del este del Mediterráneo aprendieron como soldar piezas de este metal, como lo sugiere la Fig. 3, que muestra a un brazador egipcio ejecutando su tarea.

La misma figura muestra una notable similitud con la imagen de un operario moderno realizando la misma tarea.

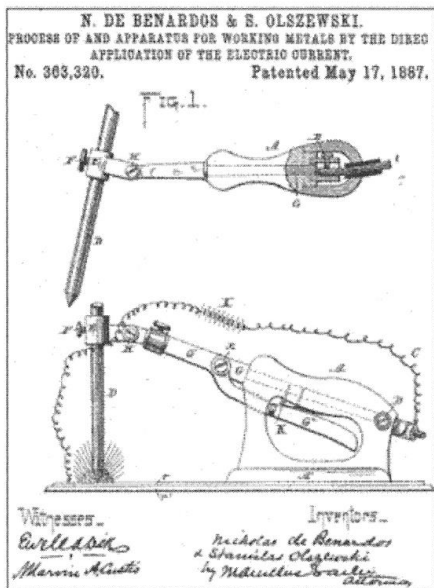


Fig. 4. Patente de Bernardos y Olzewski de 1887 en los EE.UU.

Durante la Edad Media, el arte de la herrería fue desarrollándose y comienza la producción de muchos artículos soldados por forja.

La producción de un arco eléctrico entre dos electrodos de carbón, utilizando una batería, es atribuida a Sir Humphry Davy en 1800 en Inglaterra. A mediados del siglo XIX se inventa el generador eléctrico y hacia fines del mismo siglo, gracias al descubrimiento del acetileno por Edmund Davy en Inglaterra en 1836, la soldadura y corte por oxi-gas, así como la soldadura empleando un electrodo de carbón o un electrodo metálico, comenzaron a desarrollarse.

La primera patente registrada de soldadura, fue la otorgada en Inglaterra en 1885 a los rusos Nikolai N. Benardos y Stanislaus Olszewski, quienes trabajando en un laboratorio de Francia registraron un dispositivo porta electrodo que empleaban con electrodos de carbón. Esta patente fue poco después seguida por otra similar registrada en los Estados Unidos en 1887, Fig. 4.

La primera patente por un electrodo metálico la obtiene en 1890 en Estados Unidos C.L. Coffin de Detroit, con lo que se introduce el concepto de electrodo consumible, y un desarrollo similar es logrado por N.G. Slavianoff en Rusia, pero aplicado sólo a depositar metal fundido en un molde.

Sin duda unos de los hitos más importantes en la soldadura por arco es la introducción del electrodo revestido como lo conocemos actualmente, Fig. 5, debido a Oscar Kjellberg, logrado entre 1907 y 1914, esencialmente sumergiendo las varillas de hierro desnudas en mezclas espesas de silicatos y carbonatos, y dejando luego secar el revestimiento resultante [4]. Kjellberg funda en este período a la compañía sueca ESAB, hoy una de las multinacionales más importantes del mundo en el campo de la soldadura.

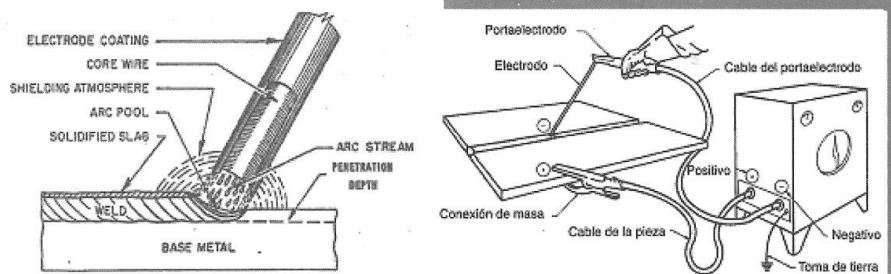


Fig. 5. Proceso de soldadura por arco con electrodo revestido.

Durante el siglo XX y en lo que va del XXI, se produjeron importantes innovaciones en la tecnología de la soldadura por arco, entre las que cabe destacar la introducción del electrodo continuo, que permitió incrementar notablemente la eficiencia del proceso, la soldadura bajo protección gaseosa, los electrodos tubulares, los sistemas de control sinérgico, la robótica y la tecnología de fuentes de poder “inverters”, para mencionar sólo las más significativas (Fig. 6).

No obstante el largo camino recorrido por la tecnología metalúrgica desde que el hombre comenzó a reducir minerales de cobre en hornos primitivos, y a pesar de los importantes logros alcanzados desde entonces, podemos decir que hasta los años '50, la metalurgia se había desarrollado en forma empírica, esencialmente por prueba y error, con poca o ninguna contribución del conocimiento científico, salvo quizás de la termodinámica y la físico-química a fines del siglo XIX y comienzos del XX, pero básicamente utilizada en el área extractiva y de reducción de minerales [5]. En particular, los conocimientos ya existentes en la época referentes a la estructura atómica, no habían aun hecho impacto en la tecnología de los metales. Fue recién a partir de los años '50 que empieza a producirse el matrimonio entre la física y la metalurgia tradicional dando origen a lo que hoy conocemos como Metalurgia Física, que comenzaba entonces a tomar carta de ciudadanía como una rama legítima de la física. Esta unión introdujo un nuevo paradigma que tiene vigencia hasta nuestros días. Este paradigma surge del reconocimiento que las propiedades de los metales y aleaciones, tanto mecánicas como

magnéticas, eléctricas y nucleares, son cualidades emergentes no sólo de la composición química sino en gran medida de la estructura de los mismos [6]. El término estructura, aplicado a un metal o aleación, debe entenderse aquí algo así como la “arquitectura” en distintas escalas de descripción del material, es decir a nivel atómico, en el que quedan definidas las estructuras cristalinas y los defectos cristalinos, a nivel mesoscópico en el que se definen e identifican las fases y microfases presentes y su distribución, y a un nivel que podemos llamar macroscópico, en el que se caracteriza el tamaño de grano y su morfología o textura. Un celebrado ejemplo de la relación microestructura-propiedades, es la ley de Hall-Petch, Fig. 7, que dice que la resistencia al inicio de la deformación plástica de un metal o aleación, caracterizada por su tensión de fluencia, es inversamente proporcional a la raíz cuadrada del diámetro de grano promedio.

La ley de Hall-Petch está relacionada con uno de los logros más destacables que se produjeron como resultado de la simbiosis entre la Metalurgia y la Física en la década del '60. Este fue el desarrollo de los aceros de tratamiento termomecánico controlado, conocidos también como aceros microaleados. Estos aceros de media y alta resistencia deben su existencia al conocimiento de la física de los defectos cristalinos y de la teoría de transformaciones de fase, que permitió el control submicroscópico de precipitados a través de la introducción de muy pequeñas cantidades de elementos de aleación específicos, seguido de un tratamiento de laminación a temperaturas controladas.

El resultado fue una generación de aceros, esencialmente al C-Mn, que poseen elevada resistencia mecánica y excelente resistencia a la fractura frágil, mediante el recurso de utilizar en

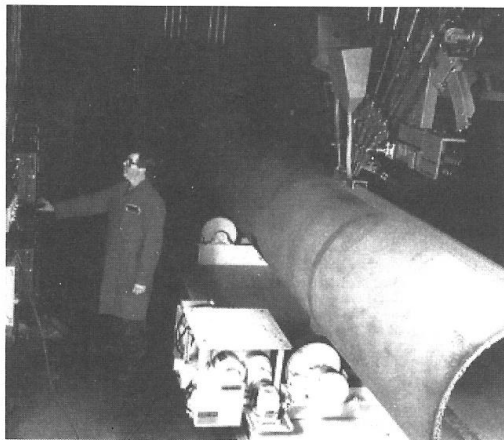


Fig. 6. Fabricación de tuberías mediante soldadura automática por arco sumergido que emplea cinco alambres simultáneamente.

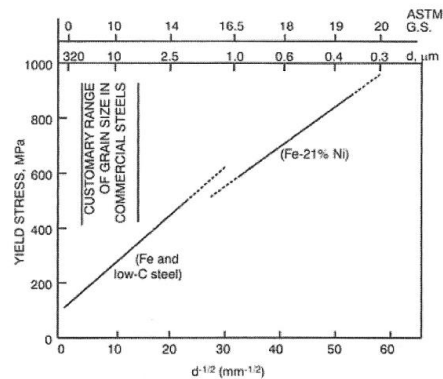


Fig. 7. Ley de Hall-Petch.

su producción, como un destacado metalurgista argentino dijo: “*más materia gris que elementos de aleación*” [7]. Actualmente, estos aceros son ampliamente utilizados en la industria de producción y transporte de gas y petróleo y no deja de ser significativo que los eventuales sucesores de estos aceros, al menos en algunas aplicaciones, sean las nuevas generaciones de aceros supermartensíticos, que también son el resultado de la comprensión lograda en fenómenos metalúrgicos fundamentales y en la teoría de aleaciones.

Este y otros desarrollos logrados en aceros estructurales requieren ser acompañados por un avance similar en lo que hace a las uniones soldadas que permitan la fabricación con tales materiales, manteniendo una consistencia entre las propiedades mecánicas del material base no afectado por el procedimiento de soldadura y la unión soldada. Con relación a esto, los últimos 25 años han permitido ampliar la comprensión de los fenómenos físico-químicos y metalúrgicos que determinan las propiedades de una junta soldada, lo que ha hecho posible la formulación de consumibles para soldadura basada en el conocimiento del rol que los componentes microestructurales tienen sobre las propiedades finales de la soldadura.

El incremento que tuvo lugar en los últimos años en la utilización de aceros de media y alta resistencia, generó la necesidad de disponer de consumibles de soldadura adecuados para tales aceros. Esto a su vez provocó un significativo avance en la formulación de electrodos a fin de obtener en los depósitos de soldadura altos valores de resistencia asociados con buena tenacidad [8].

La seguridad estructural y la tolerancia a la presencia de defectos en juntas soldadas se obtuvieron imponiendo requerimientos de tenacidad por medio del establecimiento de niveles mínimos de energía Charpy-V a una temperatura arbitraria y de valores mínimos de CTOD a la más baja temperatura de diseño [9], haciéndose la obtención de valores adecuados de CTOD más difícil a medida que la resistencia del metal de soldadura se incrementa.

Una forma de mejorar la tenacidad de una soldadura es a través del control microestructural. Si nos limitamos al metal de soldadura, los trabajos realizados por distintos investigadores en los años '70, condujeron a la observación que la ferrita acicular, es la microestructura óptima para el metal de soldadura, ya que conduce a un adecuada combinación de resistencia y tenacidad a la fractura a baja temperatura [10,11]. La ferrita acicular tiene un tamaño de grano muy fino y una alta concentración de dislocaciones móviles que son responsables de su tenacidad y ductilidad [12]. El aspecto que presenta la ferrita acicular en el microscopio óptico se muestra en la Fig. 8 [13].

Puede observarse el conglomerado de pequeños granos, típicamente con longitudes de algunos micrones y una relación de aspecto de aproximadamente 0.1, con una gran desorientación cristalina entre ellos lo que contribuye, no sólo a mejorar su resistencia a la tracción sino también su resistencia a la propagación de una fisura por clivaje. Varios investigadores han encontrado que se puede obtener una temperatura de transición baja en el metal de soldadura si la proporción de ferrita acicular es alta y las de ferrita proeutectoide en borde de grano y ferrita con componentes alineados, principalmente carburos, como lo muestra la Fig. 9 [13], son suficientemente bajas [6,8,11,14].

El efecto deletéreo de la ferrita proeutectoide nucleada sobre los bordes de grano de la austenita

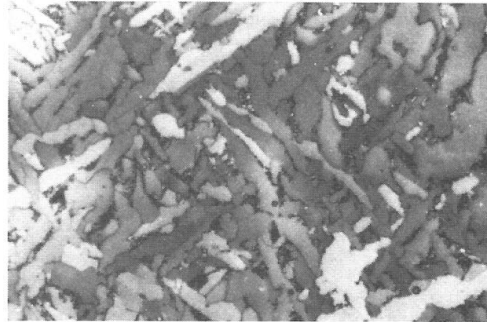


Fig. 8. Ferrita acicular en un depósito de soldadura por arco sumergido de un acero al C-Mn (1600 X).

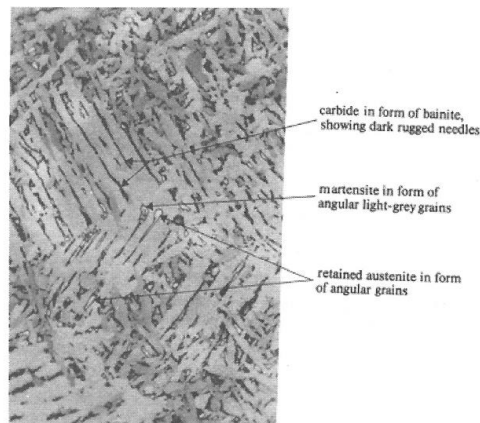


Fig. 9. Ferrita con carburos alineados, austenita y martensita retenidas en un depósito por arco sumergido de un acero al C-Mn (1000 X).

durante el enfriamiento del metal de soldadura, queda en evidencia en la **Fig. 10**, que muestra fisuras asistidas por hidrógeno que se han propagado por clivaje a lo largo de los caminos fáciles que las “venas” de ferrita en borde de grano les proveen.

De manera que la obtención de depósitos de soldadura ferríticos con una buena combinación de resistencia mecánica y tenacidad, puede lograrse aumentando la proporción de ferrita acicular en el metal depositado y reduciendo la de componentes microestructurables menos deseables como ferrita en borde de grano, ferrita en placas laterales y componentes alineados.

La cantidad de ferrita acicular en el depósito de soldadura será la resultante de una serie de fenómenos que comienzan con la formación de la estructura primaria de solidificación que se genera a partir del enfriamiento del metal de soldadura desde el estado líquido.

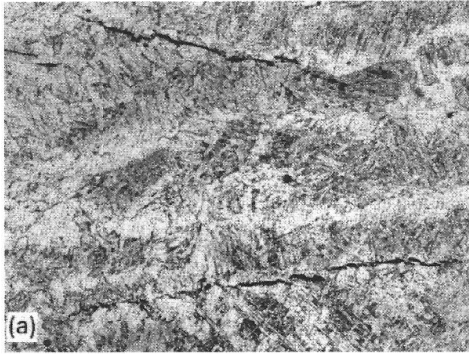


Fig. 10. Fisuras asistidas por hidrógeno propagadas por mecanismo de clivaje en la ferrita en borde de grano.

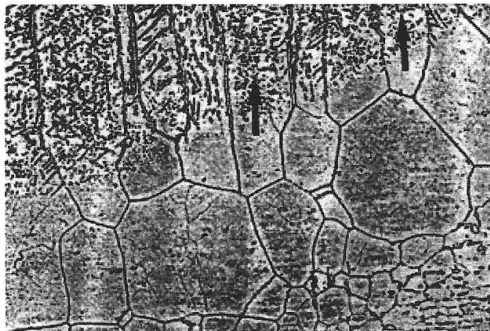


Fig. 11. Crecimiento epitaxial de granos columnares desde el metal base. Soldadura MIG de acero inoxidable.

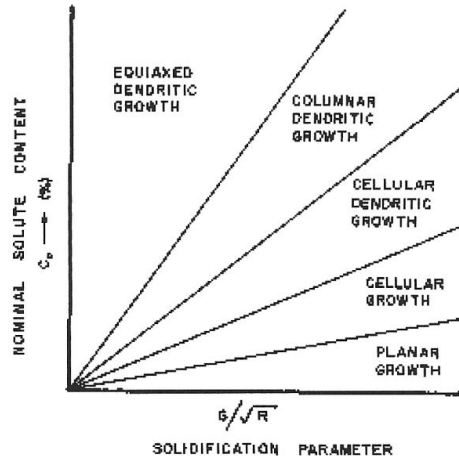


Fig. 12. Modos de solidificación.

A diferencia de lo que ocurre en un lingote, la solidificación del metal de soldadura se produce prácticamente sin nucleación de nuevos granos, por el mecanismo conocido como crecimiento epitaxial, por el cual los granos de la zona afectada por el calor del material base adyacente a la piletta de fusión, se extienden como granos columnares siguiendo la dirección de máxima extracción calórica, como puede verse en la **Fig. 11** para el caso de una soldadura MIG de acero inoxidable [15].

La mecánica de solidificación nos enseña que el avance de la interfase sólido-líquido puede producirse acompañada de inestabilidades cuyas características dependen del grado de sobreenfriamiento constitucional que tenga el metal líquido adyacente a la interfase que progresa. De este modo, el frente de solidificación puede avanzar en forma planar, celular, celular dendrítico o columnar dendrítico, dependiendo del gradiente de temperatura, la velocidad local de avance del frente de solidificación, y de la composición nominal de la aleación, como se muestra esquemáticamente en la **Fig. 12**, donde G es el gradiente de temperatura en el líquido frente a la interfase, R la velocidad local de solidificación y C_0 la composición nominal de la aleación.

Si bien todos estos modos de solidificación pueden estar presentes en una soldadura, los modos habitualmente dominantes en aceros al C y de baja aleación son el celular y celular dendrítico, que se muestran en la **Fig. 13** [16].

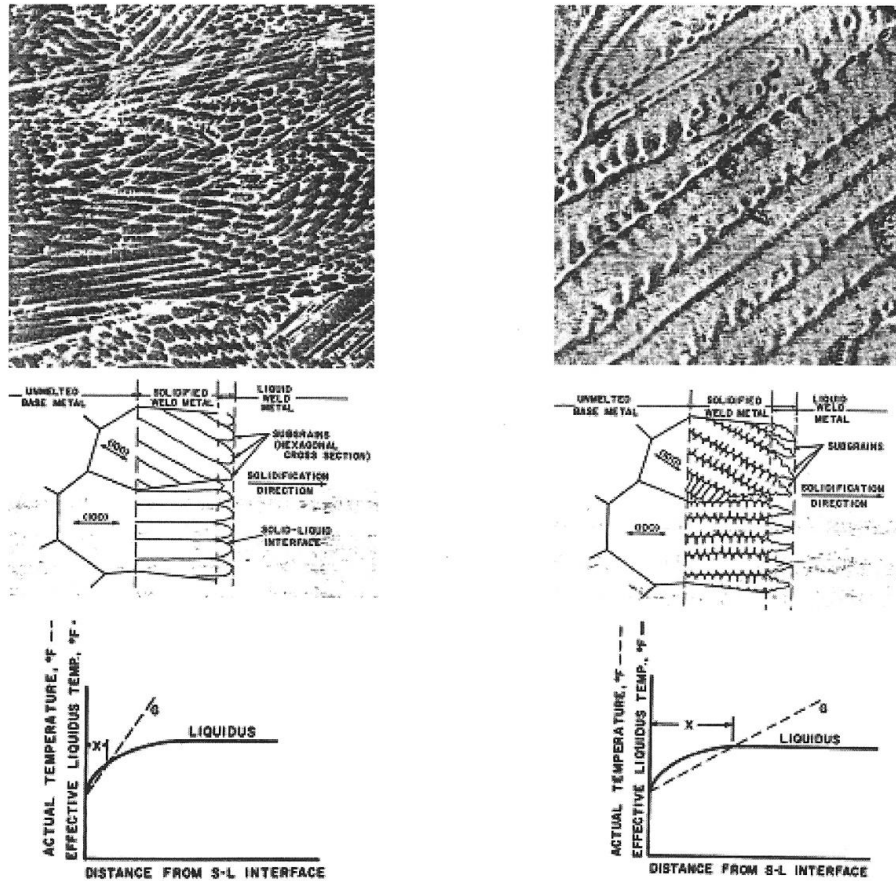


Fig. 13. Modos de solidificación celular y celular dendrítico en función de grado de sobreenfriamiento constitucional ilustrado en el gráfico inferior.

La Fig. 14 muestra en un corte longitudinal, la solidificación columnar de un depósito de soldadura de acero de baja aleación y alta resistencia realizado por el proceso GSFCW (electrodo tubular con protección gaseosa). Los granos columnares son claramente visibles por encontrarse delineados por las venas de ferrita proeutectoide. Puede también observarse un evento de renucleación de un grano columnar, promovido por el cambio de orientación en la dirección de crecimiento [17]. La subestructura de segregación, no resuelta en la foto, es predominantemente del tipo celular o celular dendrítica.

En aceros al carbono y de baja aleación, la fase que solidificará primero es normalmente la ferrita δ , como lo muestra la Fig. 15 [18] en la que pueden verse los granos columnares de ferrita δ en cuyos bordes ha comenzado el crecimiento de la fase γ . La misma figura nos enseña que para velocidades de enfriamiento suficientemente elevadas, la solidificación puede ocurrir directamente en fase γ metaestable, lo cual es en general indeseable porque en este caso los estratos de segregación coincidirán con los bordes de grano austeníticos. En cambio, al producirse la solidificación en fase δ , el posterior crecimiento de los granos austeníticos a partir de los bordes

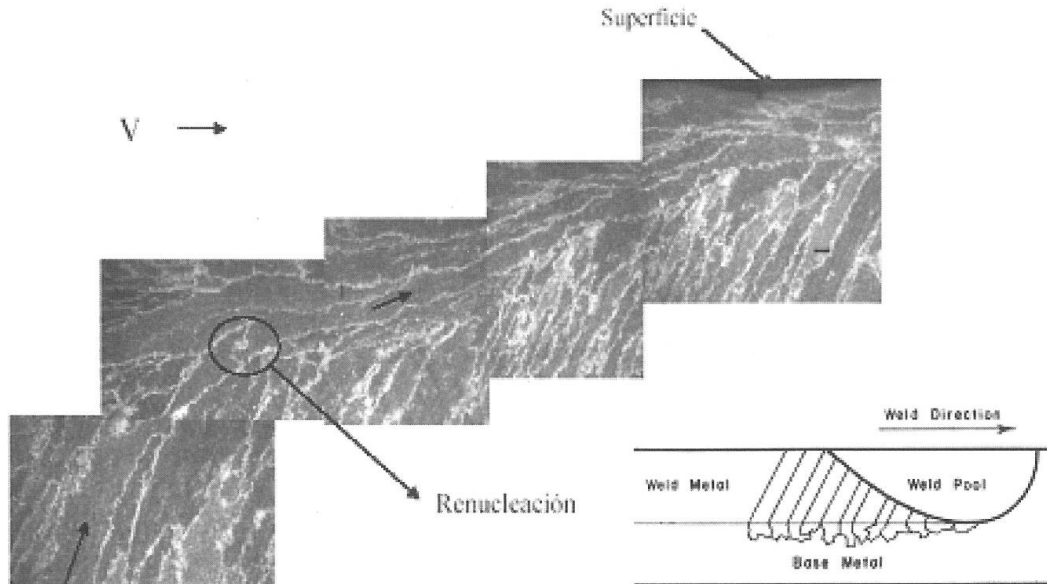


Fig. 14. Solidificación celular de un depósito de soldadura de acero de baja aleación realizado por el proceso GSFCAW.

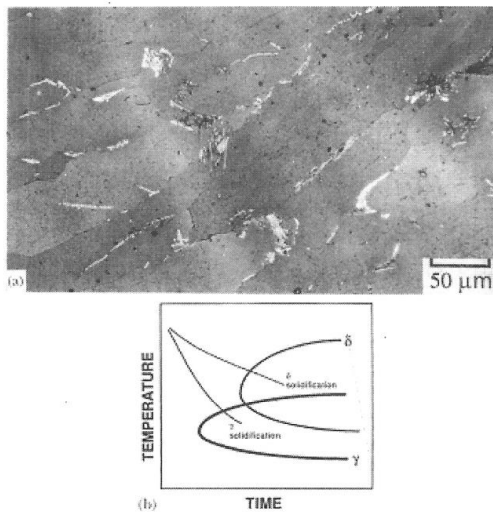


Fig. 15. Granos columnares de ferrita δ con austenita alotriomórfica creciendo en los bordes de la fase δ .

de grano ferrítico resultará en una reorientación de aquellos con relación a estos últimos debido al desplazamiento de la fuente de calor durante el proceso, lo que tendrá como consecuencia que

los estratos de segregación no se encontrarán en coincidencia con los bordes de grano de la austenita y por lo tanto tampoco en coincidencia con la ferrita proeutectoide o alotriomórfica que se formará sobre dichos bordes de grano. Una razón ulterior que hace indeseable la solidificación en fase γ , es que los coeficientes de difusión de los solutos sustitucionales son órdenes de magnitud mayores en la ferrita que en la austenita, lo que producirá estratos de segregación menos marcados cuando la solidificación se produzca en fase ferrítica.

El tipo y la proporción de constituyentes microestructurales finales de la soldadura, resultarán de las características de transformación del depósito que determinarán los productos de transformación de la austenita durante el enfriamiento. Estas características de transformación pueden controlarse a través de la composición química y mediante una adecuada selección de los parámetros de soldadura. Si bien las curvas que definen las características de transformación de la austenita bajo transformaciones isotérmicas (Curvas TTT) o bajo condiciones de enfriamiento continuo (Curvas CCT), son bien conocidas para una gran cantidad de aceros y constituyen la guía más importante para la realización de tratamientos térmicos, la situación es muy diferente para depósitos de soldadura. Existe aun escasa información

en la literatura sobre las características de transformación isotérmica o bajo enfriamiento continuo de depósitos de soldadura de aceros de media y alta resistencia. Esto se debe en buena medida a las dificultades para la obtención experimental de dichas curvas debido a las altas temperaturas de austenización requeridas y a las elevadas velocidades de enfriamiento necesarias para reproducir las experimentadas por el cordón de soldadura.

La Fig. 16 muestra esquemáticamente curvas de transformación de la austenita bajo enfriamiento continuo de un depósito de soldadura de acero al C-Mn [19].

Durante el enfriamiento, la transformación de la austenita comienza en los bordes de grano con la formación de ferrita proeutectoide (también llamada alotriomórfica), seguida por la transformación de la austenita en el interior del grano a placas laterales de ferrita, ferrita acicular o ambas.

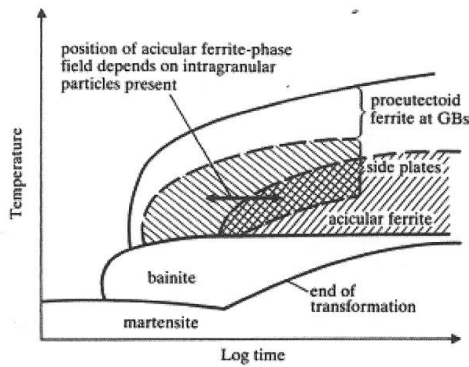


Fig. 16. Curva de transformación CCT de un depósito de soldadura de acero al C-Mn mostrando la dependencia de la formación de ferrita acicular de las partículas intragranulares presentes.

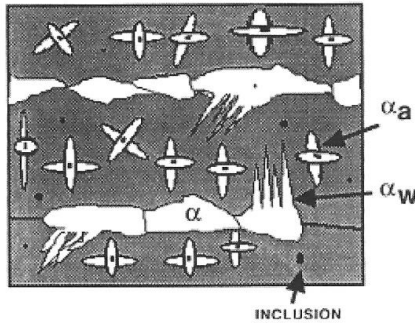


Fig. 17. Microconstituyentes principales de la descomposición de la austenita en soldadura.

La Fig. 17 ilustra esquemáticamente estos constituyentes microestructurales, donde α denota la ferrita proeutectoide en borde de grano austenítico, α_w las placas laterales o ferrita Widmanstätten, y α_a la ferrita acicular. Puede observarse que las inclusiones juegan un rol importante en la nucleación de la ferrita acicular.

La Fig. 18⁽¹⁷⁾ muestra microfotografías en las que puede verse ferrita en placas laterales o Widmanstätten. En la parte (a) de la figura, las placas han avanzado sobre todo el ancho de los granos de austenita. En cambio en la parte (b) de la foto se observa que el crecimiento de la ferrita en placas ha sido limitada por la formación de ferrita acicular, mejorando así las características microestructurales del depósito.

Entre los granos de ferrita pueden también aparecer carburos y otros componentes menores como martensita y austenita retenida. La proporción de ferrita acicular estará fuertemente influenciada por el tamaño de grano austenítico y por el tamaño y la distribución de partículas nucleantes presentes en la austenita. Se atribuye una proporción alta de ferrita acicular a un grano austenítico primario grande y a la presencia de un número elevado de inclusiones de diámetro mayor que $0.2 \mu\text{m}$ [20]. La formación de inclusiones de mayor tamaño en el metal de soldadura se ve favorecida por contenidos bajos de oxígeno. La Fig. 19 muestra la formación de placas de ferrita acicular sobre una partícula de óxido, poniendo claramente de manifiesto el efecto nucleante de este tipo de inclusiones [17].

El efecto de la cantidad de oxígeno en el metal de soldadura sobre la tenacidad, se ilustra

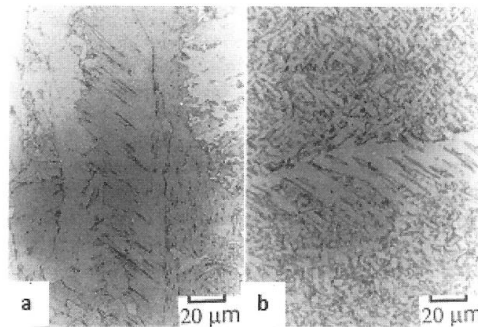


Fig. 18. Ferrita Widmanstätten en depósito de soldadura.



Fig. 19. Nucleación de placas de ferrita acicular sobre una inclusión no metálica.

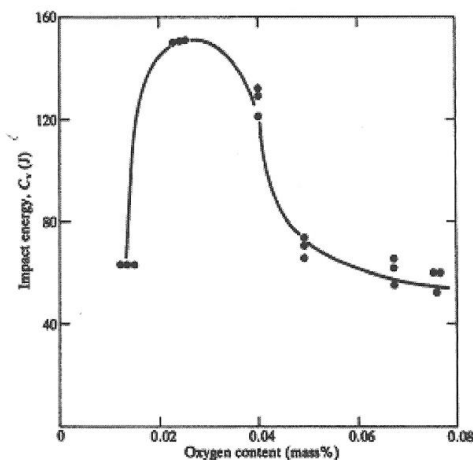


Fig. 20. Resistencia al impacto a -15°C de un depósito de arco sumergido de 785 MPa de resistencia a la tracción, en función del contenido de oxígeno.

en la Fig. 20 [19]. Puede verse que el óptimo de tenacidad se obtiene para aproximadamente 0.02-0.03% de oxígeno (200-300 ppm). Esto se explica porque a mayores contenidos de oxígeno se favorece el clivaje por la presencia de mayor cantidad de oxígeno intersticial disuelto en la red cristalina de la ferrita y porque la distribución de inclusiones no es la óptima para la formación de ferrita acicular. Por otro lado, para valores de oxígeno inferiores al óptimo, la cantidad de inclusiones que promueven la nucleación de la ferrita acicular es insuficiente y se favorece la

formación de placas laterales en detrimento de la ferrita acicular.

Si bien se acepta que óxidos de Ti ó silicatos de Mn ó de Al-Mn son partículas eficaces para la nucleación de la ferrita acicular, existe en general discrepancia acerca de cuál es la composición óptima de tales partículas y cuál es el mecanismo responsable de fenómeno de nucleación de la ferrita acicular.

El efecto de los elementos de aleación es también muy importante en la determinación de los constituyentes microestructurales finales del depósito de soldadura. De la gran variedad de elementos utilizados como aleantes en los aceros, se pueden diferenciar dos grandes grupos. Por un lado los elementos estabilizadores de la fase γ o gamágenos tales como C, N, Mn, Ni, Cu y Zn mencionados en orden de efectividad decreciente. Por otro lado se tienen los elementos estabilizadores de la fase α o alfégenos tales como Zr, Ti, P, V, Nb, W, Mo, Al, Si, y Cr. Se puede agregar un grupo adicional que corresponde a los elementos formadores de carburos dado que son de importancia en el desarrollo microestructural del metal de soldadura de aceros de alta resistencia, donde los más significativos son el Mo y el Cr, seguidos por Nb, V y W [22].

La Fig. 21 muestra el efecto del contenido de oxígeno y de elementos de aleación sobre las curvas de enfriamiento continuo de una depósito de soldadura de un acero de baja aleación para dos velocidades de enfriamiento [23]. Puede verse que para el aporte térmico más alto (Curva b), el

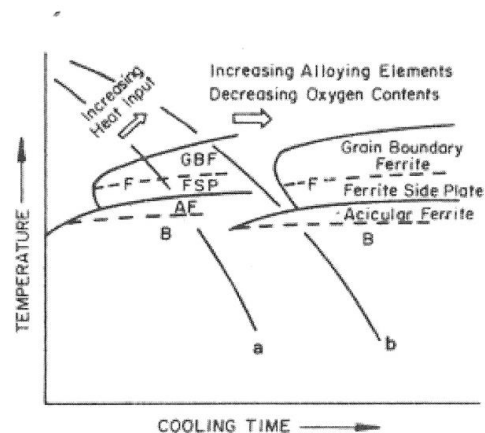


Fig. 21. Influencia del oxígeno y de los elementos de aleación sobre las curvas CCT de un depósito de soldadura de acero de baja aleación. Se muestran dos curvas de enfriamiento correspondientes a bajo (a) y alto (b) aporte térmico.

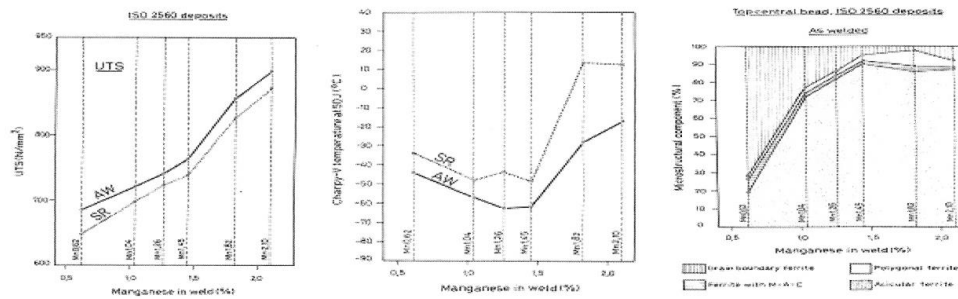


Fig. 22. Variación de la resistencia a la tracción, y de la temperatura de transición de 50 J, para un depósitos de soldadura del sistema C-Mn-Ni-Cr-Mo (AW: As Welded, SR: Stress Relieved) y su relación con la proporción de constituyentes microestructurales.

acero menos aleado y con más oxígeno presentará más ferrita proeutectoide y ferrita en placas laterales en detrimento de la proporción de ferrita acicular. En cambio, para la misma velocidad de enfriamiento, el acero más aleado y menos oxígeno presentará una microestructura consistente mayormente en ferrita acicular.

De los elementos mencionados, el C, N, Mn, Si, y Mo suelen encontrarse típicamente en los aceros soldados. Como resultado del potente efecto del carbono sobre la templabilidad de los aceros, el contenido de este elemento en los depósitos de soldadura se mantiene usualmente bajo y dentro de un rango ajustado (típicamente 0,04-0,10%) para mantener resistencia contra la fisuración asistida por hidrógeno y el consiguiente riesgo de iniciación de fractura frágil en la región soldada [24].

Después del carbono, el manganeso es el más importante de los elementos de aleación comúnmente utilizados para aumentar la resistencia y la templabilidad de un acero. Ya que el Mn disminuye la temperatura de transformación de austenita a ferrita, adiciones balanceadas de Mn son normalmente utilizadas para aumentar la tenacidad. El aumento del contenido de Mn produce un aumento de la fracción volumétrica de ferrita acicular en combinación con un refinado general de la microestructura y una disminución del contenido de ferrita en borde de grano y de la ferrita con segundas fases alineadas [25,26].

Para el caso de soldaduras multipasadas ejecutadas mediante el proceso SMAW de aceros al C-Mn, las mejores propiedades al impacto se obtuvieron para un contenido de Mn de alrededor de 1,4%, asociado a una microestructura más favorable y un mayor límite de fluencia con el aumento del contenido de Mn. Este contenido de

Mn promueve una estructura de ferrita acicular, mientras que para 0,8% Mn el constituyente predominante es ferrita Widmanstätten, y para 2,2% Mn la estructura está compuesta por bainita⁽²⁴⁾. Estudios realizados sobre el efecto del Mn en depósitos de soldadura de acero del sistema C-Mn-Ni-Cr-Mo con resistencia a la tracción en el rango de 700-900 MPa, mostraron que el contenido de aproximadamente 1,4% Mn resulta en una óptima combinación de resistencia a la tracción y tenacidad, como lo indican los resultados de la Fig. 22 [27,28].

Esta combinación óptima de resistencia mecánica y tenacidad, está directamente vinculada al efecto del Mn sobre la microestructura, como lo muestra la misma figura, pudiendo observarse la coincidencia entre el tenor de Mn que brinda esta mejor combinación, con el que resulta en la máxima proporción de ferrita acicular.

Estudios conducidos por Evans [29] mostraron que a medida que aumenta el contenido de cromo y molibdeno en depósitos de soldadura conteniendo 1% Mn, la proporción de ferrita alotriomórfica disminuye. En cambio, la fracción en volumen de ferrita acicular pasa por un máximo como lo muestra la Fig. 23.

La proporción de ferrita con segundas fases alineadas aumenta a partir de este máximo en detrimento de la ferrita acicular. Según Bhadeshia y otros investigadores [30], la mayor parte de la ferrita con segundas fases estaría en realidad constituida por bainita (indicada como B en la figura) y en menor proporción por ferrita Widmanstätten (indicada como A en la misma).

Resultados de otros investigadores [31], Fig. 24, muestran que a partir de aproximadamente 1% Cr, la temperatura de transición de 50J aumenta rápidamente con el contenido

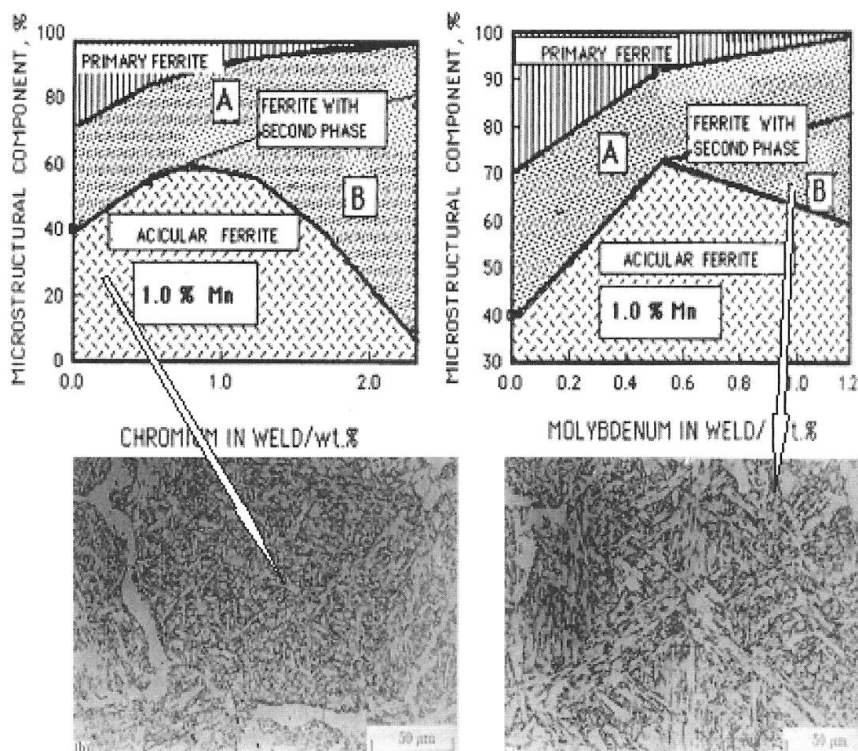


Fig. 23. Cambios en la microestructura de depósitos de soldadura de aceros en función del contenido de Cr y Mo.

de este elemento en depósitos de soldadura de aceros de baja aleación conteniendo 1% Mn en la condición “as welded” (denotada como AW en la figura), de modo que el contenido de Cr que maximiza la proporción ferrita acicular, coincide con la obtención de la mejor combinación de propiedades de tracción e impacto en dicha condición. A partir de este tenor de Cr, la ferrita acicular comienza a ser reemplazada por bainita, que si bien microestructuralmente es similar a la ferrita acicular, se diferencia de ésta por adoptar una morfología orientada que no es tan favorable para la tenacidad.

El reemplazo de la ferrita acicular por bainita a partir de un cierto contenido de Cr ó Mo se atribuye a un fenómeno más general que tiene su explicación en el aumento de la templabilidad producida por el aumento en el contenido de algunos elementos de aleación, como se muestra en la Fig. 25, que resulta en una reducción de la cantidad de ferrita alotriomórfica que se forma sobre los bordes de grano austeníticos. Esta reducción

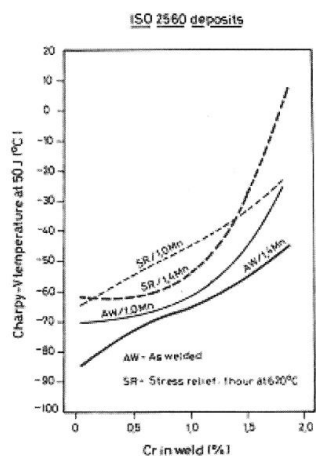


Fig. 24. Temperatura de transición de 50 J en depósitos de soldadura del sistema C-Mn-Ni-Cr-Mo en función del contenido de Cr para 1% y 1.4% Mn.

de ferrita alotriomórfica en los bordes de grano austeníticos favorecería la formación de placas bainíticas, como se muestra esquemáticamente en la misma figura [18].

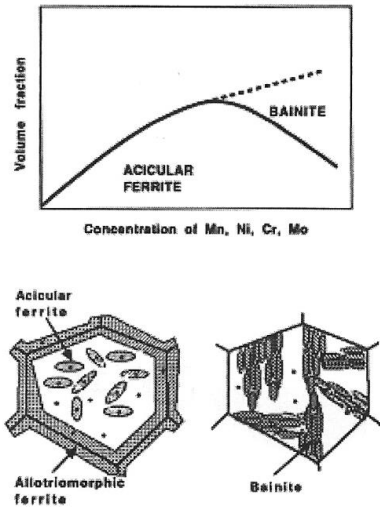


Fig. 25. Representación esquemática del mecanismo de transición de ferrita acicular a bainita.

Finalmente, la influencia del carbono sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de los depósitos de soldadura de aceros, es muy marcada. La Fig. 26 [32] muestra que muy pequeñas variaciones en el contenido de C son suficientes para introducir modificaciones importantes en la resistencia a la tracción y en la resistencia al impacto en depósitos de soldadura de aceros de baja aleación y alta resistencia del sistema C-Mn-Ni-Cr-Mo. En particular, se observa que a partir de un contenido de C de aproximadamente 0.1%, el aumento de resistencia a la tracción se obtiene a costa de un rápido deterioro de la tenacidad.

Es importante destacar que, como se muestra en la Fig. 27, un aumento del tenor de C resulta en un aumento en la proporción de ferrita acicular⁽³²⁾, lo que nos dice que tratándose de elementos de aleación intersticiales, la obtención de la mejor combinación de resistencia y tenacidad no pasa simplemente por la maximización de la fracción en volumen de la ferrita acicular.

Todo lo expuesto nos permite concluir que la optimización de propiedades mecánicas en un depósito de soldadura de acero de alta resistencia, requiere la consideración de una cantidad de variables relacionadas entre sí. Por la misma razón la predicción de las propiedades de un depósito de soldadura de tal tipo requiere el

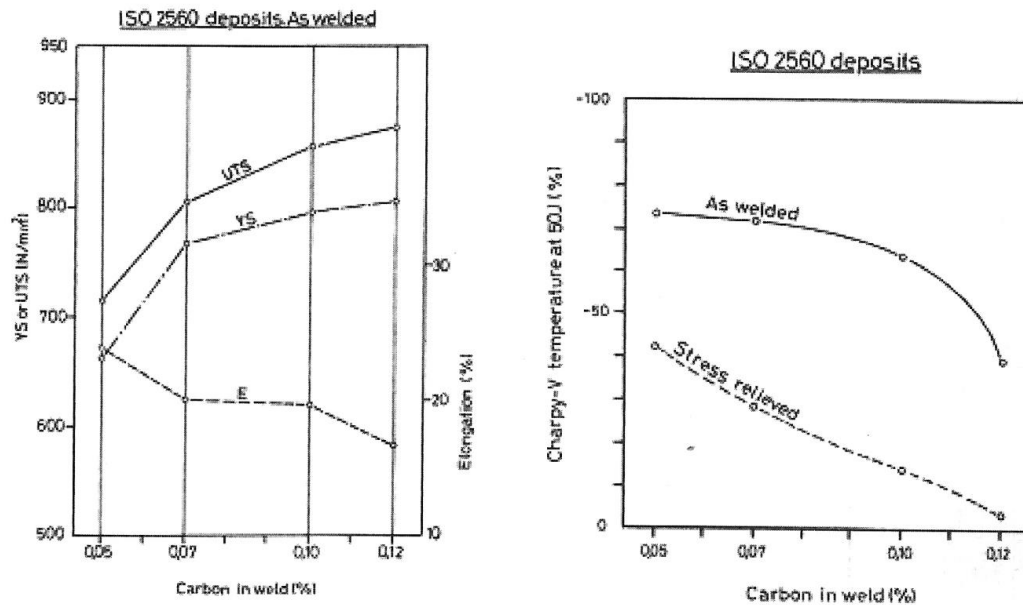


Fig. 26. Influencia del carbono sobre la resistencia a la tracción y sobre la temperatura de transición de 50 J en depósitos de soldadura de aceros del sistema C-Mn-Ni-Cr-Mo.

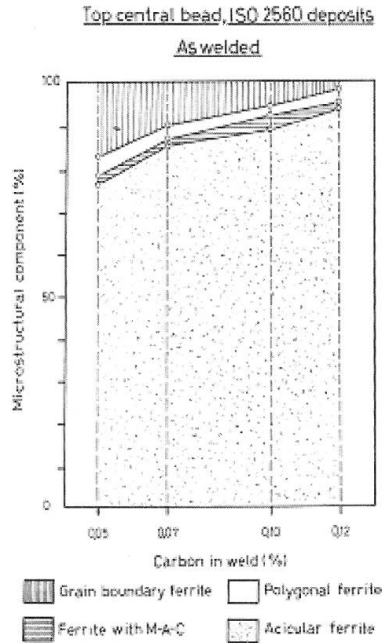


Fig. 27. Influencia del carbono sobre la microestructura de depósitos de soldadura de aceros del sistema C-Mn-Ni-Cr-Mo

desarrollo de modelos que tengan en cuenta todas esas variables. En forma muy esquemática, se puede esperar que un tal modelo posea una estructura del tipo:

$$\text{Propiedad}_{\text{Metal depositado}} = f(\text{Mn, Si, Ni, Cr, Mo,}) + f(\text{O, S}_{\text{inclusiones}}) + f(\text{I, V, polaridad}) + f(\text{V}_{\text{enfriam.}}) + f(\text{C}_0/\text{k, G/R})$$

Donde el primer término tiene en cuenta el contenido de elementos que determinan la templabilidad del depósito, el segundo término incluye los efectos de partición de soluto sobre la formación de inclusiones y las transformaciones de fase, el tercer término tiene en cuenta posibles efectos electroquímicos debidos la corriente, tensión y polaridad empleadas, el cuarto término contiene la velocidad de enfriamiento y el último término representa el efecto de los gradientes composicionales [33].

Como consideración final, digamos que siempre es difícil efectuar predicciones respecto de la evolución en una determinada área de la

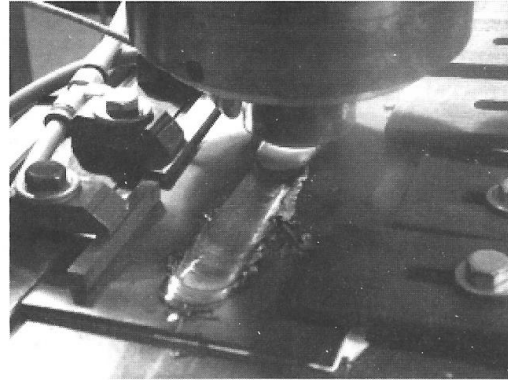


Fig. 28. Equipo de soldadura en fase sólida de aceros por Fricción - Agitación (Friction Stir Welding) desarrollado recientemente en la Argentina empleando una herramienta de cerámica avanzada.



Fig. 29. Estructura de un puente ferroviario soldado.

ciencia o la tecnología. En este sentido la tecnología de la soldadura, hoy fuertemente asentada sobre una diversidad de disciplinas científicas, nos sugiere un panorama futuro cambiante y con sorpresas. Para mencionar sólo uno de los desarrollos recientes en este campo que tiene la posibilidad de tener un impacto importante en la forma de unir los metales en el futuro, cabe mencionar el proceso de soldadura en fase sólida por Fricción-Agitación (Friction-Stir Welding), desarrollado hacia el año 1991 por TWI en Inglaterra. Este proceso, inicialmente aplicado a la unión de aleaciones no ferrosas, principalmente aluminio, fue expandiendo desde entonces su campo de aplicación y hoy se lo considera una alternativa para la unión de aceros y otras aleaciones.

La Fig. 28 muestra una soldadura de una chapa de acero en ejecución con un equipo experimental desarrollado y construido recientemente en la Argentina [34].

Al ser un proceso de soldadura en fase sólida, muchos de los problemas metalúrgicos asociados con la transformación de fase sólido líquido quedan eliminados, lo que permite la aplicación del proceso a sistemas metalúrgicos no aptos para la soldadura por fusión. La experiencia nos irá mostrando en qué medida este proceso puede ir compitiendo y eventualmente reemplazando a los procesos de soldadura más convencionales.

Finalizo esta presentación con la ilustración de una estructura que pone de manifiesto la libertad de diseño que hace posible la soldadura como tecnología de unión (**Fig. 29**). Sería impensable poder materializar obras que conjuguen tal belleza arquitectónica y funcionalidad, de no contarse con esta tecnología. En última instancia, nuestra calidad de vida está fuertemente determinada por la posibilidad de aunar lo útil con lo estético, y la soldadura tiene mucho para contribuir en este aspecto.

Agradecimientos

A las instituciones y personas que fueron determinantes en mi trayectoria profesional y personal y a las que quiero expresar mi reconocimiento:

La Comisión Nacional de Energía Atómica, en particular a su ex-Dpto. de Metalurgia, hoy Dpto. de Materiales.

La Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

La Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires.

La empresa Conarco y la Fundación Latinoamericana de Soldadura.

El Dpto. de Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la UBA.

El Instituto Sabato de la Universidad Nacional de San Martín y la CNEA.

Mis maestros y mis alumnos, hoy a su vez maestros.

Mis colegas pasados y presentes.

A Ana María, mi mujer y permanente compañera de ruta.

Finalmente, mi reconocimiento en particular a: Profesor Jorge Sabato, Dr. Robert L. Apps, Dr.-Ing. Heraldo Biloni, Ing. Hector Dall'O, Don José Tímerman, Dr. José Galvele.

Referencias

- [1] D. Broek, "The Practical Use of Fracture Mechanics" Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1989.
- [2] S.A. David & T. DebRoy, *Science*, **257**, 497 (1992).
- [3] D.R. Milner & R.L. Apps, "Introduction to Welding and Brazing" Pergamon Press, Oxford, 1968.
- [4] H.B. Cary, "Modern Welding Technology" Prentice-Hall, 4th Ed., London, 1998.
- [5] C. Martínez Vidal, "Sabato en CNEA", CNEA-UNSAM, Buenos Aires, 1996.
- [6] R. Phillips, "Crystals, Defects and Microstructures: Modeling across scales" Cambridge University Press, Cambridge, 2001.
- [7] D. Vasallo, Comunicación interna, Dpto. de Metalurgia, CNEA, Buenos Aires, 1970.
- [8] M. George, J. Still, P. Ferry, *Metal Construction* **13**, 730 (1981).
- [9] T. Keeler, *Metal Construction* **13**, 667 (1981).
- [10] J.C. Garland & P.R. Kirkwood, *Metal Construction* **7**, 275 (1975).
- [11] G.M. Evans, IIW Doc. II-A-432-77.
- [12] F.B. Pickering, "Physical Metallurgy and the Design of Steels" Materials Science Series, Science Publishers, London, 1978.
- [13] G.S. Almquist, C.H. Polgary, L. Rosendhal & G. Valland, Some Basic Factor Controlling the Properties of Weld Metal. "Welding Research Relating to Power Plant", CEGB, London, pp. 204-231, (1972). Citado en J.F. Lancaster, *Metallurgy of Welding* 4th.Ed., Allen & Unwin, London, 1987.
- [14] N. Abe, T. Kitada & S. Miyata, *Transactions of the JWS*, **11**, 29 (1980).
- [15] J. Honeycombe & T.G. Gooch, Weldability of Stress Corrosion Resistant Stainless Steels: Interim Report, The Welding Institute, Report N° 13/1976 1M, (1976). Citado en K. Easterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding" Butterworths, London, 1983.
- [16] W.F. Savage, Comunicación Interna, Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, New York, 1974.
- [17] H. Svoboda, Tesis de Doctorado, FI-UBA, Buenos Aires, 2002.
- [18] H.K.D.H. Bhadeshia & L.E. Svenson "Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal" en "Mathematical Modelling of Weld Phenomena", Eds. H.Cerjak; K.E. Easterling, The Institute of Materials, London, 1993.
- [19] R. Dolby, (1983). Citado en Lancaster, J.F. *Metallurgy of Welding* 4th. Ed., Allen & Unwin, London, 1980.
- [20] S. Liu & D.L. Olson, *Welding Journal* **65**, 139s (1986).
- [21] H. Terashima & J. Tsuboi, *Metal Construction* **14**, 648 (1982). Citado en J.F. Lancaster, "Metallurgy of Welding" 4th.Ed., Allen & Unwin, London, 1987.
- [22] K. Easterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", Butterworths, London, 1983.
- [23] S. Kou, "Welding Metallurgy", John Wiley & Sons, New York, 1987.
- [24] O. Grong & D. K. Matlock, *International Metals Reviews* **31**, 175 (1986).
- [25] G. M. Evans, *Welding Journal* **59**, 67s (1980).
- [26] J.D. Abson & R.J. Pargeter, *International Metals Reviews* **31**, 141 (1986).
- [27] E. Surian, J. Trotti, A.N. Cassanelli & L.A. de Vedia, IIW Doc. II-A-724-87.
- [28] E.S. Surian & L.A. de Vedia, *Welding Journal*, **78**, 217s (1999).