

ESTUDIO METALURGICO DE LA SOLUBILIDAD DEL ACERO ESTRUCTURAL AL C-Mn DE ALTA RESISTENCIA ASTM A 615-60

Raúl A. Arroyo

Yesid Aguilar

Alvaro Morales

*G. A. Pérez Alcázar*¹

Departamento de Física

Universidad del Valle

Resumen

En este trabajo se reportan los resultados del análisis metalográfico y de las propiedades mecánicas de la soldadura del acero ASTM A 615-60 con los electrodos E 8018-C1 y E 11018. Se muestra que al incrementar la temperatura de precalentamiento se aumenta el tamaño de grano de las diferentes regiones de la unión soldada. El precalentamiento que da las mejores propiedades mecánicas con el electrodo E 8018-C1 es de 180°C y para el electrodo E 11018 es de 250°C.

Introducción

Las construcciones civiles en regiones de alto riesgo sísmico han motivado muchos estudios (1, 2, 3). En Colombia este problema ha despertado recientemente mucho interés, ya que el país posee centros urbanos ubicados en zonas de alta sismicidad (4). En la construcción de puentes y edificios se necesita unir dos o más barras metálicas y uno de los métodos más

¹Unidad de Investigaciones Metalúrgicas, UIM

práctico, seguro y económico, es a través de la unión soldada. Gran parte de los aceros para la construcción de nuestro mercado son producidos por SIDELPA, los cuales difieren de sus similares extranjeros por su alto contenido de C y Mn, dando como resultado un carbono equivalente (CE) superior al valor límite aceptable de 0.55 (5). Esto afecta su límite elástico y sus condiciones de soldabilidad, haciendo necesario el precalentamiento y mantención de una temperatura de entrepasadas (T_o) por encima de la temperatura ambiente durante el proceso.

Con el objetivo de aportar al conocimiento de la solubilidad de estos aceros nacionales, se realizó esta investigación de acuerdo al Código Antisísmico Colombiano (4) y al Código Americano de la Soldadura (6). En este reporte se muestran algunos resultados del análisis metalográfico y de las propiedades mecánicas de la soldadura del acero ASTM A 615 60 con los electrodos E 8018 C1 y E 11018.

Procesamiento Experimental

Barras corrugadas del acero ASTM A 615-60 de 19.5 y 2504 mm de diámetro fueron soldadas según las normas (4,6). La composición química y el CE de ellas se lista en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química y CE de las barras de acero aquí usadas.

Diámetro (mm)	Elementos Constituyentes (%)									CE
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	
19.5	0.38	1.18	0.03	0.04	0.28	0.13	0.16	0.02	0.23	0.64
25.4	0.38	1.22	0.01	0.02	0.39	0.17	0.25	0.02	0.37	0.68

Estas barras fueron soldadas a tope con bisel en "V" en posición plana, prensadas a la mesa de trabajo simulando embridamiento. Se utilizaron dos electrodos de bajo hidrogeno, AWS E 8018-C1 y AWS E 11018 de 4 mm de diámetro. En cada uno de los depósitos se empleó corriente directa de 150 amperios y un voltaje de 22 voltios. Las temperaturas de precalentamiento y de entrepasadas (T_o) fueron 100, 200 y 300°C, respectivamente, las cuales se registraron con una termocupla de contacto.

De cada soldadura se cortaron muestras transversalmente, las cuales después de pulidas fueron atacadas con Nital 4%, para análisis en el microscopio óptico de las diferentes zonas de la unión soldada. En estas muestras se realizaron mediciones de dureza DPH en la zona de fusión (ZF) y en la

zona térmicamente afectada (HAZ), tanto en el último cordón como en el cordón de refuerzo, para determinar la temperatura óptima de soldeo.

Resultados Experimentales En la figura se ilustran las fotografías de las regiones de grano columnar, de grano basto y de grano fino de ZF en los depósitos con E 8018-C1 obtenidos a 100 y 300°C. En ellas se muestra el efecto de T_o sobre las fases presentes. Se puede observar, que cuando T_o se incrementa los tamaños de grano se hacen mayores, lo cual es debido a una mayor permanencia en el rango de temperaturas austeníticas, disminuyendo así la velocidad de enfriamiento. Un efecto similar es observado en las fotografías tomadas en la HAZ. Se observó además que al incrementar T_o existe un incremento de ferrita proeutectoide y ferrita widmastatten en la ZF y al mismo tiempo se generan estructuras de alta difusión, tales como perlita y ferrita widmastatten al interior del grano recrecido del HAZ. Igualmente se detectó un aumento del ancho del grano columnar, del tamaño de la ferrita acicular y del grano recrecido del HAZ.

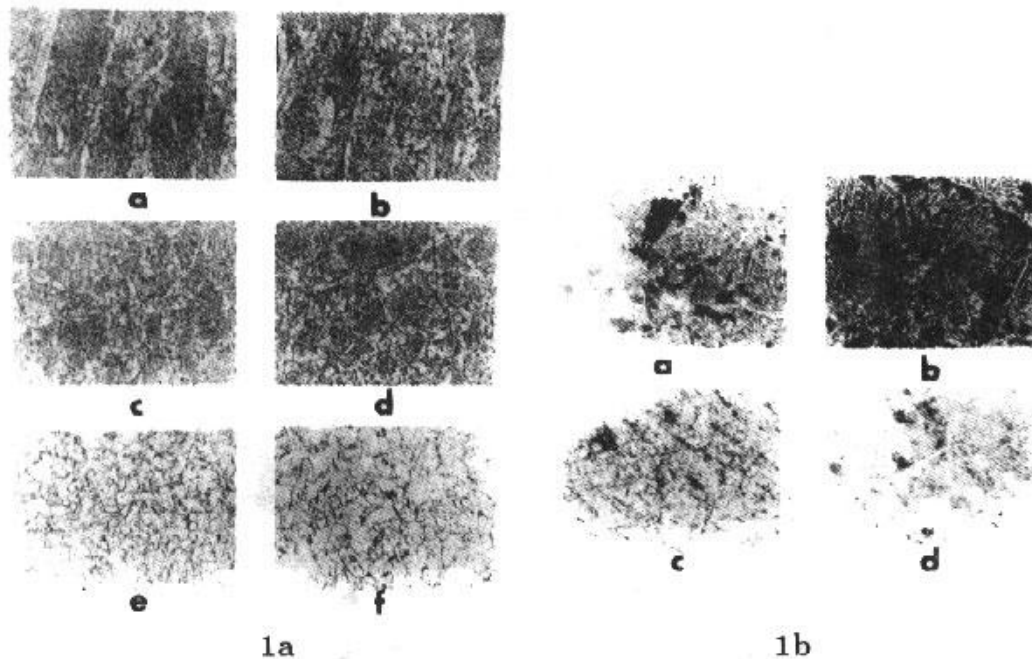
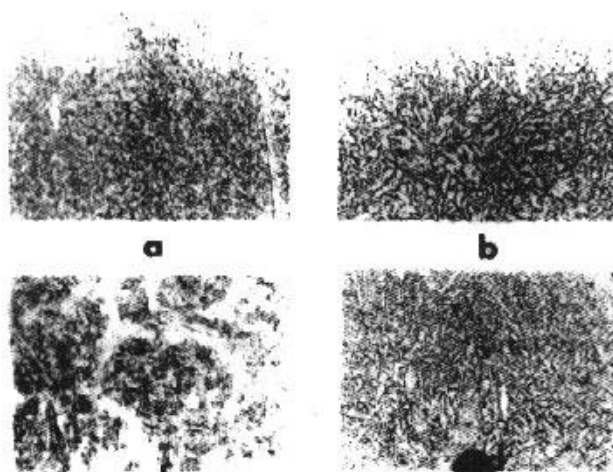


Fig.1. Efecto de T_o en el HAZ y la ZF de barras de 19 mm soldadas con el electrodo E 8018-C1, nital 4%, 200X. 1a) ZF; a, 100°C grano columnar; b, 300°C grano columnar; c, 100°C grano basto; d, 300°C grano basto; e, 100°C grano fino; f, 300°C grano fino. 1b) HAZ; a, 100°C último cordón; b, 300°C último cordón; c, 100°C cordón de refuerzo; d, 300°C cordón de refuerzo.

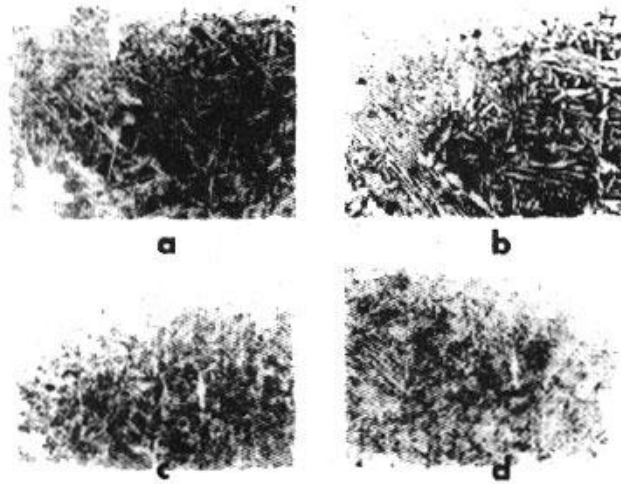
Este incremento en las temperaturas de precalentamiento modifican los tiempos de transformación de las fases antes mencionadas, permitiendo

por lo tanto un aumento en el tamaño de las micro estructuras y a la vez una disminución del porcentaje de dichas fases. estos descensos en porcentaje o en su defecto incremento del tamaño de los granos austeníticos primarios, generan un deterioro en las propiedades mecánicas (resistencia a la fluencia, resistencia a la tracción, fatiga, tenacidad y alargamiento) de la junta soldada (ZF y HAZ).

En la figura 2a. se ilustran las fotografías tomadas en la región de grano columnar de la ZF de los depósitos E 11018 en la región de refuerzo. En ellas se muestra el efecto del aumento de T_o . Se observa que además del aumento del tamaño de grano de las agujas de ferrita acicular, la existencia de estructuras martensíticas a bajas temperaturas de precalentamiento. En la HAZ se pudo notar que el aumento de T_o provoca un aumento exagerado del tamaño de grano. Además la austenita al interior del mismo se transforma en perlita, ferrita widmastatten y ferrita acicular (Fig. 2b). La presencia de martensita en la región del refuerzo (metal de aporte) se explica por la dilución entre el metal base (ASTM A 615) medio en carbono (0.4% de carbono) y el metal de aporte con aproximadamente 0.45% de molibdeno. Se ha observado que el molibdeno incrementa la templabilidad de los aceros, corriendo las curvas TTT hacia la derecha, disminuyendo drásticamente las velocidades necesarias para generar estructuras martensíticas (7). El incremento del tamaño de las micro-estructuras o el descenso en los porcentajes de fases benéficas para las propiedades mecánicas (ferrita acicular Fig. 2a) es originado al igual que en los depositos E 8018-C1 por un incremento en los tiempos de transformación de dichas fases (8).



2a

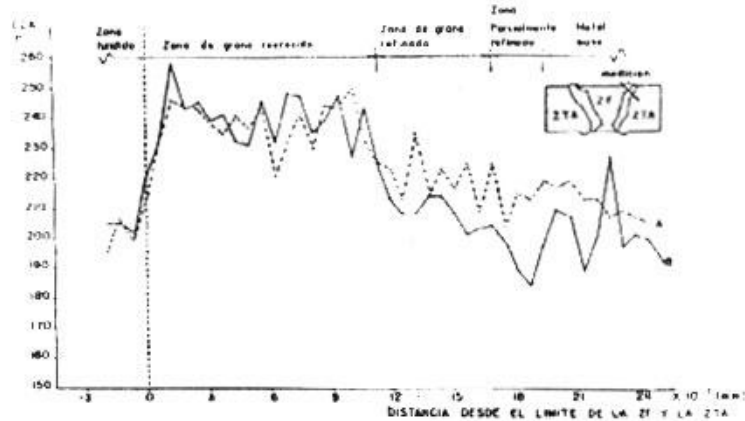


2b

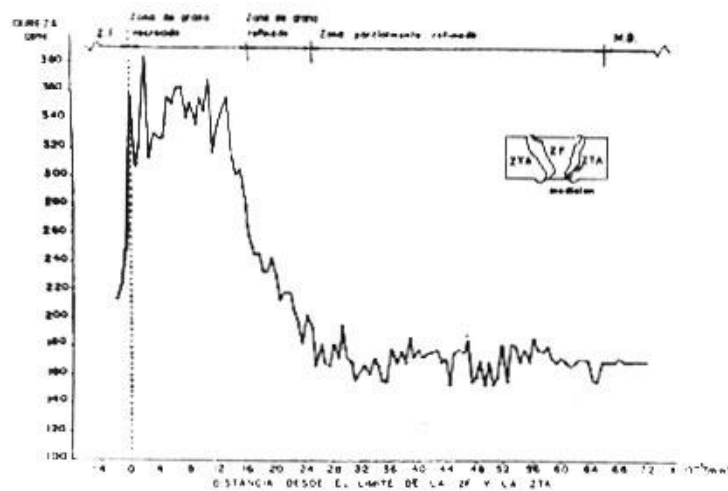
Fig.2. Efecto de T_0 en el HAZ y la ZF de barras de refuerzo soldadas con el electrodo E 11018. 2a) ZF; a 100°C último cordón ; b, 300°C último cordón; c, 100°C cordón de refuerzo; d, 300°C cordón de refuerzo. 2b) HAZ; a, 100°C último cordón ; b, 300°C último cordón; c, 100°C cordón de refuerzo; d, 300°C cordón de refuerzo.

En la figura 3 se muestran las curvas de microdureza DPH en función de la distancia cerca al límite de la ZF y la HAZ, tanto para el último cordón como para el cordón de refuerzo de las probetas soldadas con una temperatura de entrapasadas $T_0=100^\circ\text{C}$ y el electrodo E 8018-C1. Notamos que las durezas en el cordón de refuerzo tanto en la ZF como en el HAZ son superiores a las del último cordón. La dureza en la HAZ aumenta rápidamente cuando nos alejamos del límite de las dos zonas y alcanza un máximo, para luego disminuir lentamente hasta el valor característico del metal base. Resultados similares se obtienen con el electrodo E 11018. La diferencia de durezas observadas en el último cordón y el cordón de refuerzo se origina por diferencias de velocidad de enfriamiento en estas dos zonas. Los valores máximos de dureza son detectados a 0.24 mm del límite de fusión, muy posiblemente en la zona fundida pero no mezclada. Datos similares han sido reportados por Evans (9).

Pudo determinarse que a bajas temperaturas de precalentamiento la región de alto riesgo se ubica en la zona del refuerzo, presentando altas posibilidades de fallas por fisuración asistida por hidrógeno, ya que en todos los casos pudo comprobarse la presencia de estructura martensítica.



3a



3b

Fig.3. Dureza a lo largo de la línea mostrada en el esquema adjunto. 3a) Último cordón; A, electrodo 8018-C1, $T_o = 300^\circ\text{C}$; B, electrodo 8018-C1, $T_o = 100^\circ\text{C}$. 3b) Cordón de refuerzo, electrodo 8018-C1, $T_o = 100^\circ\text{C}$.

En la figura 4 se muestra la gráfica de la dureza máxima que alcanza el HAZ del cordón de refuerzo en función de T_o . Los altos valores de dureza corresponden a estructuras duras y frágiles, como la martensita y/o bainita. Las transformaciones posteriores de la Austenita al incrementarse la temperatura de precalentamiento, generan estructuras más tenaces, tales como la perlita o ferrita. La figura 4 permite determinar las temperaturas de

precalentamiento en ambos casos; sin sobrepasar la dureza máxima recomendada por la referencia 5 de 35 HRC. Se puede observar que cuando se suelda con el electrodo E 8018-C1 es necesario precalentar a 180 °C y por el contrario cuando se utiliza un electrodo tipo E 11018 la temperatura de precalentamiento es de 250 °C. Estas temperaturas de precalentamiento disminuirán los riesgos de fragilización del acero para refuerzos y a la vez se presentarán menos probabilidades de fisuración por hidrógeno.

Las diferencias en dureza observadas en la gráfica pueden ser ocasionadas por difusión de elementos de alación hacia el HAZ. Es importante recordar que en el proceso de soldadura se alcanzan temperaturas muy altas en el HAZ, lo cual facilita la transferencia de masa (difusión) de algunos elementos, tales como el molibdeno hacia el metal base. Esto explicaría la diferencia de durezas obtenidas al soldar con estos dos tipos de electrodos.

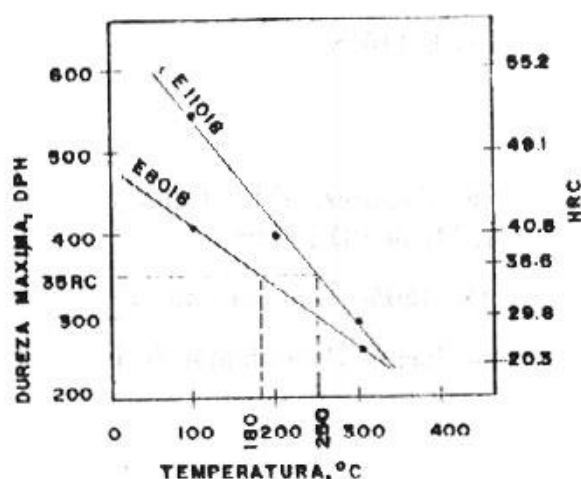


Fig.4. Dureza máxima en función de la temperatura (valor leído a 0.24 mm del límite entre la ZF y la ZTA en el cordón de refuerzo).

Los valores de la temperatura de precalentamiento reportados en la figura 4 son superiores a los recomendados en la referencia 10, por cuanto el acero sujeto de estudio muestra mayores valores de carbono y manganeso, lo cual se traduce en un incremento del carbono equivalente.

Conclusiones

El presente estudio permite mostrar que los aceros de refuerzo de concreto de fabricación nacional se producen sin tener en cuenta su soldabilidad, ya que ellos contienen un alto valor de CE como consecuencia de los altos

niveles de C y Mn, valores que deben ser disminuidos para mejorar su soldabilidad.

Se mostró además que al incrementar la temperatura de precalentamiento se aumenta el tamaño de la región de grano fino; aumentan los porcentajes de estructuras más frágiles en la región columnar y en el HAZ las estructuras duras y frágiles se transforman a estructuras blandas.

Pudo establecer que en estos aceros el valor máximo de dureza es alcanzado a 0.24 mm de la línea de fusión.

Se determinó que la región crítica del proceso de soldadura se encuentra ubicada en el cordón de refuerzo, ya que en esta zona se localizaron los mayores valores de dureza.

Se comprobó además que el precalentamiento necesario para obtener las mejores propiedades mecánicas es de 180 °C para soldaduras con E 8018-C1 y de 250 °C para el E 11018.

Referencias

- [1] J.L. Albarrán, E. Ramírez, V.H. Tapia y J. Fuentes. Instituto de Física. UNAM. México D.F. 1987.
- [2] DOC. IIW/IIS IX- 1305-83. Soldadura. 1985.
- [3] F.I. Chaves. Asociación Colombiana de Ingeniería Sísmica. Boletín 23. 1984.
- [4] Código Colombiano de Construcciones Sismo Resistentes. Decreto 1400. 1984.
- [5] W.F. Savage. Welding Processing. Buenos Aires. Argentina. 1975.
- [6] Uniform Building code. Standard 26-8. 1982.
- [7] Witoldwcras; Phase transformation kinetics and hardenability of medium-carbon alloy steels; climaz molybdenum company.
- [8] O. Groner and D.K. Matlock. "Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metal". International Metals Reviews; 31. 1986.
- [9] W.F. Savage, C.D. Lundin and R.J. Hrubec. "Segregation and hot cracking in low alloy quenched and tempered steel". Welding Journal. Sept. 1968.

- [10] M. Ortiz y A. Morales. “Caracterización de las microestructuras de la zona de fusión en depósitos de soldadura eléctrica manual de aceros C-Mn”. Universidad del Valle. A ser publicado.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la División de Proyectos Cooperativos del CIID por financiar este proyecto.