








# Efecto de los Contenidos de Matriz, Grafito y Ferrocromo-Manganeso en Fundentes SAW, Obtenidos con Escorias de Acería y Cenizas de Cascarilla del Arroz, sobre la Composición Química y Dureza del Metal Depositado en Una Camada

Rodolfo Najarro-Quintero<sup>1</sup> , Amado Cruz-Crespo<sup>2</sup> , Lorenzo Perdomo-González<sup>2</sup> , Alejandro Duffus<sup>2</sup> , José Ramírez-Torres<sup>3</sup> , Rafael Fernández-Fuentes<sup>2</sup> , Marioxy Morales-Torres<sup>4</sup> 

<sup>1</sup> Universidad Técnica de Cotopaxi-La Maná, La Maná, Ecuador.

<sup>2</sup> Universidad Central "Marta Abreu" de Las Villas, Centro de Investigaciones de Soldadura, Villa Clara, Cuba.

<sup>3</sup> Ministerio de Industrias, ACINOX Tunas, Las Tunas, Cuba.

<sup>4</sup> Universidad Técnica de Cotopaxi-La Maná, La Maná, Ecuador.

**Como citar:** Najarro-Quintero R, Cruz-Crespo A, Perdomo-González L, Duffus A, Ramírez-Torres J, Fernández-Fuentes R, et al. Efecto de los contenidos de matriz, grafito y ferrocromo-manganeso en fundentes SAW, obtenidos con escorias de acería y cenizas de cascarilla del arroz, sobre la composición química y dureza del metal depositado en una camada. *Soldagem & Inspeção*. 2022;27:e2711. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI27.11>

**Resumen:** Se aborda el efecto de los contenidos de matriz, grafito y ferrocromo-manganeso en fundentes SAW, obtenidos con escorias de acería y cenizas de cascarilla del arroz, sobre la composición y dureza del metal depositado en una camada. Fueron establecidos vínculos entre las variables de composición del fundente ( $X_1$  – Matriz (72,99% de escoria, 20,44% de cenizas de cascarilla del arroz y 6,57% de fluorita),  $X_2$ - Grafito y  $X_3$ - Ferrocromo-manganeso) y los contenidos de carbono, cromo, manganeso, silicio, la microdureza y la dureza del depósito y fueron adquiridas imágenes metalográficas. El depósito del fundente de mejor desempeño fue evaluado mediante ensayo de desgaste microabrasivo, frente a un depósito comercial de referencia. Se concluye, que el contenido de carbono, la microdureza y la dureza del metal depositado son gobernados por el grafito y que los contenidos de cromo, manganeso y silicio son gobernados por el ferrocromo-manganeso; que el fundente de mejor desempeño corresponde a, 88% de matriz, 7% de grafito y 5% de ferrocromo-manganeso, con dureza del depósito de 59 HRc, y con microestructura de martensita y austenita interdendrítica. Este se comporta al desgaste adecuadamente, siendo un 6% menos resistente que el de referencia.

**Palabras clave:** Fundente; SAW; Recargue duro; Escorias de acería.

## Effect of the Matrix, Graphite and Ferrochrome-Manganese Contents in SAW Fluxes, Obtained with Steel Slag and Rice Husk Ash, on the Chemical Composition and Hardness of the Metal Deposited in One Layer

**Abstract:** The effect of the matrix, graphite and ferrochrome-manganese contents in SAW fluxes, obtained with steel slag and rice husk ash, on the composition and hardness of the metal deposited in one layer is addressed. Links were established between the flux composition variables ( $X_1$  - Matrix (72.99% slag, 20.44% rice husk ash and 6.57% fluorite),  $X_2$ - Graphite and  $X_3$ - Ferrochrome-manganese) and the contents of carbon, chromium, manganese, silicon, the microhardness and the hardness of the deposit and metallographic images were acquired. The best flux deposit was characterized metallographically and was evaluated by a microabrasive wear test with a free rotating sphere, using a commercial reference deposit. It is concluded that the carbon content, the microhardness and the hardness of the deposited metal are ruled by graphite and that the chromium, manganese and silicon contents are governed by ferrochrome-manganese; that the best flux corresponds to 88% matrix, 7% graphite and 5% ferrochrome-manganese, with a deposit hardness of 59 HRc, and with martensite and interdendritic austenite microstructure. This behaves properly to wear, being 6% less resistant than the reference.

**Key-words:** Flux; SAW; Hardfacing; Steel slags.

### 1. Introducción

En el recargue de piezas por arco sumergido (SAW, por sus siglas en inglés) se puede lograr un amplio espectro de composiciones de los depósitos [1-4]. En el caso de depósitos de acero, dicha composición y la dureza constituyen los criterios fundamentales de partida para definir las posibles aplicaciones [5,6]. Por ello, en el proceso de evaluación de un sistema metalúrgico alambre-fundente para enfrentamiento al desgaste abrasivo, constituyen las características esenciales a considerar.

Recibido: 22 Oct., 2021. Aprobado: 20 Abr., 2022.

E-mails: lng.najarro@gmail.com (RNQ),acruz@uclv.edu.cu (ACC), lperdomo@uclv.edu.cu (LPG), aduffus@uclv.edu.cu (AD), jose@acinxtunas.co.cu (JRT), rfernandez@uclv.edu.cu (RFF), marioxy.morales@utcc.edu.ec (MMT)



Este es un artículo publicado en acceso abierto (Open Access) bajo la licencia [Creative Commons Attribution-NonCommercial](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/), que permite su uso, distribución y reproducción en cualquier medio, sin restricciones siempre que sin fines comerciales y que el trabajo original sea debidamente citado.

En la fabricación de fundentes aglomerados las materias primas que se emplean para conformar el sistema matricial son recursos minerales naturales. No obstante, se reportan trabajos de empleo de escorias del propio proceso SAW en la elaboración de fundentes [7-10]; así como el uso de escorias de la obtención de ferroaleaciones [11,12]. También, en trabajos precedentes, los autores han validado el empleo de escorias del proceso de afino de aceros al carbono en horno cuchara, junto a cenizas de cascarilla del arroz como aditivo [13,14], en la conformación de fundentes aglomerados para recargue [13,14]. En el último trabajo citado, se establece el comportamiento de la composición química de depósitos de varias capas (sin dilución) en función de la composición del fundente.

Se destaca que la aplicación de recargue en la fabricación y recuperación de piezas tiene un claro enfoque de sostenibilidad, ya que alarga la vida útil de los componentes. Se enfatiza en la sostenibilidad, al ser empleado un consumible a base de un residual sólido industria y uno agroindustrial (Escoria de acería y cenizas de la combustión de la cascarilla del arroz, respectivamente), evitando el uso de recursos minerales naturales.

En el presente trabajo se da continuidad a los estudios con empleo de escorias y cenizas de cascarilla del arroz, siendo el objetivo concreto, evaluar el efecto de los contenidos en el fundente de la matriz (constituida por 72,99% de escoria, 20,44% de cenizas de cascarilla del arroz y 6,57% de fluorita), de grafito y de ferrocromo-manganeso sobre la composición química y la dureza del metal depositado en una camada.

## 2. Metodología

### 2.1. Obtención y caracterización de depósitos

Para el estudio fueron empleados fundentes; cuya obtención, en base al plan experimental de la Tabla 1, se detalla en un trabajo previo de los autores [14]. En dicha tabla:  $X_1$  – Matriz (que es una mezcla de 72,99% de escoria, 20,44% de cenizas de cascarilla del arroz y 6,57% de fluorita),  $X_2$  – Grafito y  $X_3$  – Ferrocromo-manganeso. Se realizaron depósitos sobre chapas de acero AISI 1020, de dimensiones 150 x 80 x 8 mm. Fue utilizado alambre electrodo AWS EL12 de 3 mm, con una corriente de 300 A, un voltaje de arco de 35 V, una velocidad de soldadura 43,2 m/h y una altura de capa de fundente de 20 mm; o sea, los mismos utilizados en el trabajo de los autores recién citado encima, con el propósito de facilitar la comparación. Fueron depositados cordones paralelos, con solape para atenuar la dilución. Entre pasadas el depósito se enfrió al aire estático. De cada depósito se extrajo una muestra para análisis químico y otra para determinación de dureza, mediante cortes transversales en una tronzadora metalográfica.

**Tabla 1.** Matriz experimental para la obtención de los fundentes.

Experimento	$X_1$ (%)	$X_2$ (%)	$X_3$ (%)
a	88,0	7,0	5,0
b	88,0	2,0	10,0
c	78,0	2,0	20,0
d	78,0	7,0	15,0
ab	88,0	4,5	7,5
bc	83,0	2,0	15,0
cd	78,0	4,5	17,5
da	83,0	7,0	10,0
acbd	83,0	4,5	12,5

Nota:  $X_1$  – Matriz (que es una mezcla de 72,99% de escoria, 20,44% de cenizas de cascarilla del arroz y 6,57% de fluorita);  $X_2$  – Grafito y  $X_3$  – Ferrocromo-manganeso.

La composición química de la superficie superior del depósito fue determinada por espectroscopía de emisión atómica, luego de un leve desbaste de la superficie para lograr un área plana de incidencia del arco. Las muestras para dureza fueron preparadas por desbaste y pulido en su sección transversal. La dureza HV fue determinada en la parte centro-superior del segundo cordón de cada depósito. Fueron realizadas 10 indentaciones en cada depósito en un microdurómetro, empleando una carga de 1000 g y un tiempo de indentación de 10 s.

Las muestras fueron preparadas de acuerdo con la norma ASTM E3 [15] y les fue realizado ataque químico con Nital al 2%, de acuerdo con la norma ASTM E407 [16]. La observación metalográfica fue realizada por Microscopía Óptica. Fueron adquiridas imágenes metalográficas de la parte centro-superior del segundo cordón de cada depósito. En esa misma zona del depósito fue determinada la microdureza del constituyente duro (zona oscura), realizando 10 indentaciones en cada caso, empleando una carga de 50 g y un tiempo de indentación de 10 s.

Los resultados de contenido de carbono, de cromo, de manganeso y de silicio; así como de dureza y microdureza, fueron considerados respuestas (variables dependientes). El procesamiento del diseño de experimento, correspondiente al plan experimental de la Tabla 1, fue realizado con el empleo del software Statgraphic. Para la creación del diseño y su procesamiento con el software, fueron introducidos los rangos de las variables (de 78% a 88% para  $X_1$ , de 2% a 7% para  $X_2$  y de 5% a 20% para  $X_3$ ). Para cada variable respuesta fue seleccionado el modelo de mejor ajuste y fue obtenido el gráfico de superficies respuestas. En el caso particular de la dureza fue determinado con el software el valor óptimo, mediante un proceso de optimización por maximización de la variable [17].

Una muestra del depósito seleccionado como de mejor desempeño y una de un depósito de un fundente comercial, usado como referencia, fueron ensayadas al desgaste microabrasivo con esfera rotativa libre (3 ensayos para cada depósito). Los ensayos fueron realizados en la región centro-superior de los depósitos; o sea, la misma región donde fue determinada la dureza. Dichos ensayos fueron realizados con las siguientes condiciones, establecidas en base a criterios ya reportados en la bibliografía especializada [18,19]:

- Velocidad de rotación de la esfera -  $220 \pm 2$  rpm;
- Carga - 0,1 N;
- Ángulo de inclinación de la probeta -  $81^\circ$ ;
- Concentración de la suspensión abrasiva (SiC de  $10,6 \mu\text{m}$  en agua destilada) - 12,8 g/98 ml;
- Velocidad de goteo - 1,3 ml/min;
- Bola de acero AISI 52100 de 25,4 mm de diámetro;
- Tiempo de duración del ensayo - 10 min.

Luego de cada ensayo, la muestra fue lavada y secada y la imagen de la huella fue adquirida con un microscopio de bajo aumento, adquiriendo también con el mismo aumento una imagen de una escala. En base a las imágenes de las huellas y de la escala de referencia, con el empleo del software ImageJ, fue medido el diámetro de la huella.

### 3. Resultados y Discusión

#### 3.1. Composición química de los depósitos

La composición química de los depósitos se muestra en la Tabla 2. Al comparar la composición de los depósitos de una camada, obtenida en el presente trabajo, con la composición de los depósitos de varias camadas, reportada en un trabajo precedente de los autores [14] (Tabla 2), se advierte que el contenido de los elementos de aleación es menor en los depósitos de una camada, a causa de la dilución. De acuerdo con su composición, estos depósitos son relativamente similares a los enmarcados dentro de la clasificación de aceros de baja aleación para herramientas [20]. El alto contenido de carbono, junto a la presencia de los elementos de aleación, confieren a estos depósitos una combinación de alta dureza y buena tenacidad para soportar impactos.

**Tabla 2.** Composición química de los depósitos, % en masa.

Depósito	Con dilución				Sin Dilución			
	C	Mn	Cr	Si	C	Mn	Cr	Si
a	1,72	0,80	0,25	0,83	2,53	1,00	0,38	1,26
b	0,52	2,16	0,63	1,12	0,65	2,87	0,95	1,43
c	0,61	3,44	1,02	1,82	0,77	4,80	1,34	2,59
d	1,91	2,75	0,71	1,53	2,83	3,92	1,07	2,29
ab	1,37	1,35	0,48	1,57	2,01	1,87	0,73	2,36
bc	0,74	2,56	0,72	1,41	1,00	3,71	1,11	2,11
cd	1,24	3,54	0,99	2,10	1,73	5,05	1,40	3,06
da	1,73	1,65	0,49	1,46	2,50	2,33	0,73	2,16
abcd	1,45	2,54	0,71	1,53	2,09	3,67	1,12	2,33
Comercial	0,53	1,53	5,32	0,74	-	-	-	-

A partir del procesamiento con empleo del programa Statgraphics, en base al plan experimental de la Tabla 1 y las variables respuestas de composición química de los depósitos de una camada (Tabla 2), fueron obtenidas las ecuaciones de regresión (Ecuaciones 1, 2, 3 y 4) del comportamiento de los contenidos de C, Cr, Mn y Si en el metal depositado frente a las variables independientes (Contenido de matriz, de grafito y de ferrocromo-manganeso en el fundente). En el caso del C, Cr y Mn el comportamiento es cuadrático, con adecuado ajuste de los modelos:  $R^2=97,06\%$  y  $R^2_{ajustada}=93,62\%$  ( $p=0,0123$ ) para el C;  $R^2=98,52\%$  y  $R^2_{ajustada}=96,06\%$  para el Cr ( $p=0,0060$ );  $R^2=97,80\%$  y  $R^2_{ajustada}=94,13\%$  ( $p=0,0109$ ) para el Mn. En el caso del Si, el modelo es cúbico ( $R^2=92,85\%$ ,  $R^2_{ajustada}=71,39\%$  y  $p=0,1996$ ). Este elemento muestra un comportamiento de menor ajuste del modelo, a causa de que su incorporación al depósito es consecuencia de procesos redox en la interfase metal-escoria [14].

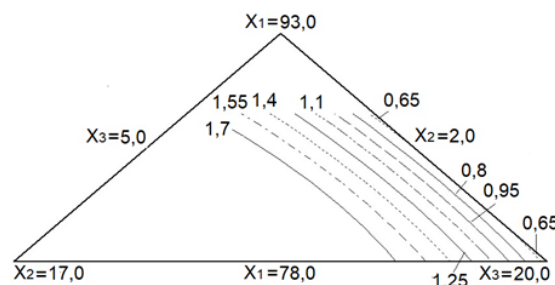
$$C = 0,362222 * X_1 + 0,677222 * X_2 + 0,597222 * X_3 + 5,595 * X_1 * X_2 + 0,705 * X_1 * X_3 + 5,34 * X_2 * X_3 \quad (1)$$

$$Cr = 0,505 * X_1 - 1,9625 * X_2 + 1,0125 * X_3 + 2,565 * X_1 * X_2 - 0,36 * X_1 * X_3 + 3,24 * X_2 * X_3 \quad (2)$$

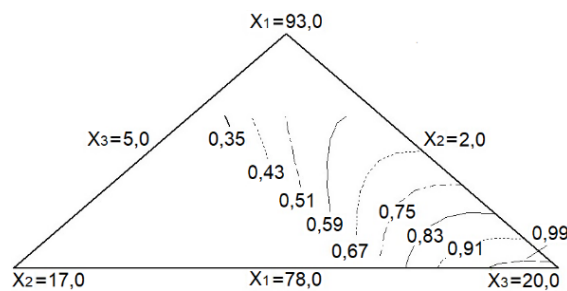
$$Mn = 1,54833 * X_1 - 4,46917 * X_2 + 3,48583 * X_3 + 5,175 * X_1 * X_2 - 0,81 * X_1 * X_3 + 9,0 * X_2 * X_3 \quad (3)$$

$$Si = 1,41111 * X_1 - 5,88389 * X_2 + 1,86611 * X_3 + 8,535 * X_1 * X_2 - 1,785 * X_1 * X_3 + 10,32 * X_2 * X_3 + 9,18 * X_1 * X_2 * X_3 \quad (4)$$

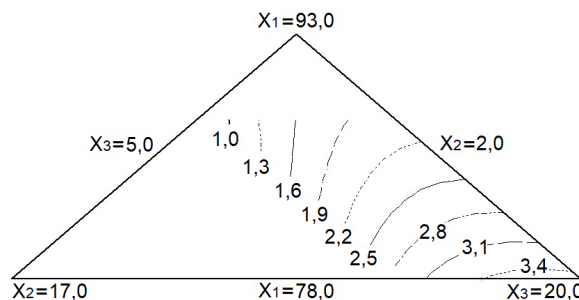
La tendencia del comportamiento de los contenidos de C, Cr, Mn y Si en el metal depositado en función de las variables de composición del fundente, correspondientes a las Ecuaciones 1, 2, 3 y 4, es mostrada en las Figuras 1, 2, 3 y 4. Como era esperado, el contenido de C es gobernado por la adición de grafito en el fundente (Figura 1); mientras los contenidos de Cr y Mn son gobernados por la adición de ferrocromo-manganeso (Figuras 2 y 3), dados los contenidos de estos elementos en la composición química de este componente de la mezcla del fundente [14]. El crecimiento del contenido de Si en el depósito manifiesta la mayor dependencia del contenido de ferrocromo-manganeso (Figura 4): Una pequeña parte del silicio que se incorpora al baño metálico es aportada directamente por el ferrocromo-manganeso que lo contiene; la otra parte del silicio, que pasa al metal depositado, depende de la reducción del (SiO<sub>2</sub>) contenido en la escoria que cubre al metal líquido del baño de soldadura (El [FeO] disuelto en el metal líquido reacciona con el [Mn] y el [C], contenidos en el baño, liberando al hierro, que reduce al SiO<sub>2</sub> en la interfase metal-escoria) [14]. El alto contenido de SiO<sub>2</sub> en la escoria de soldadura es aportado por la matriz del fundente (el SiO<sub>2</sub> es aportado por la escoria de acería, por la ceniza y por el silicato). Al comparar el comportamiento de los contenidos de los elementos de los depósitos de una camada (diluidos) (Figuras 1, 2, 3 y 4), con los de los depósitos sin dilución, reportado por los autores en el trabajo recién citado, se advierte coherencia por la similitud de las tendencias de cada elemento. Lo anterior se hace más evidente en la gráfica de la Figura 5, elaborada en base a los datos de la Tabla 2, que relaciona el contenido de los elementos en los depósitos de una camada (Diluidos) con los de varias camadas (Sin Dilución), donde se evidencia una relación con tendencia lineal para todos los elementos.



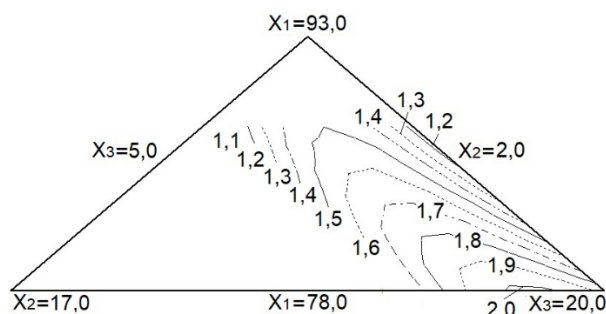
**Figura 1.** Comportamiento del contenido de C en el depósito (%), en función de los contenidos de matriz (X<sub>1</sub>), grafito (X<sub>2</sub>) y ferrocromo-manganeso (X<sub>3</sub>) en el fundente (%).



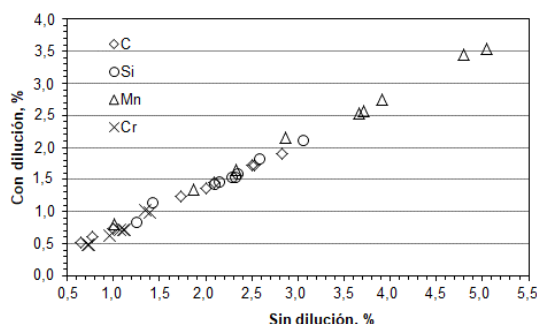
**Figura 2.** Comportamiento del contenido de Cr en el depósito (%), en función de los contenidos de matriz (X<sub>1</sub>), grafito (X<sub>2</sub>) y ferrocromo-manganeso (X<sub>3</sub>) en el fundente (%).



**Figura 3.** Comportamiento del contenido de Mn en el depósito (%), en función de los contenidos de matriz (X<sub>1</sub>), grafito (X<sub>2</sub>) y ferrocromo-manganeso (X<sub>3</sub>) en el fundente (%).



**Figura 4.** Comportamiento del contenido de Si en el depósito (%), en función de los contenidos de matriz ( $X_1$ ), grafito ( $X_2$ ) y ferrocromo-manganeso ( $X_3$ ) en el fundente (%).



**Figura 5.** Relación en el comportamiento del contenido de los elementos en los depósitos diluidos y sin dilución.

### 3.2. Microestructura y dureza de los depósitos

En correspondencia con las altas tasas de enfriamiento y la orientación preferencial de la extracción del calor que experimenta el metal depositado en el recargue por soldadura por arco; así como, la composición química de los depósitos (Tabla 2), la microestructura estaría representada por dendritas con alto predominio de martensita o martensita y bainita, con presencia de una región interdendrítica de austenita, que, como reportan varias fuentes bibliográficas, es una microestructura apropiada para el trabajo en condiciones de abrasión [5,6,8,21]. Luego de la deposición, el metal líquido se enfría, experimentando la cristalización primaria de austenita en forma dendrítica, que en las condiciones de altas velocidades de enfriamiento experimenta en el estado sólido la transformación no difusiva a martensita [20]. En el proceso de cristalización primaria ocurre cierta tendencia a la segregación de los elementos de aleación, que migran hacia el líquido remanente, sin que se alcancen las condiciones de equilibrio por las altas velocidades de enfriamiento. En la región interdendrítica, queda la austenita que cristaliza último y que no alcanza a experimentar transformación. En la Figura 6 se muestra la microestructura de los depósitos, donde se evidencia la presencia de un constituyente oscuro de aspecto dendrítico (martensita o martensita y bainita) y uno de color claro en la región interdendrítica (austenita). Dado que los parámetros de soldadura para la obtención de todos los depósitos fueron los mismos, las particularidades en la microestructura de uno y otro depósito son consecuencia de las diferencias de composición.

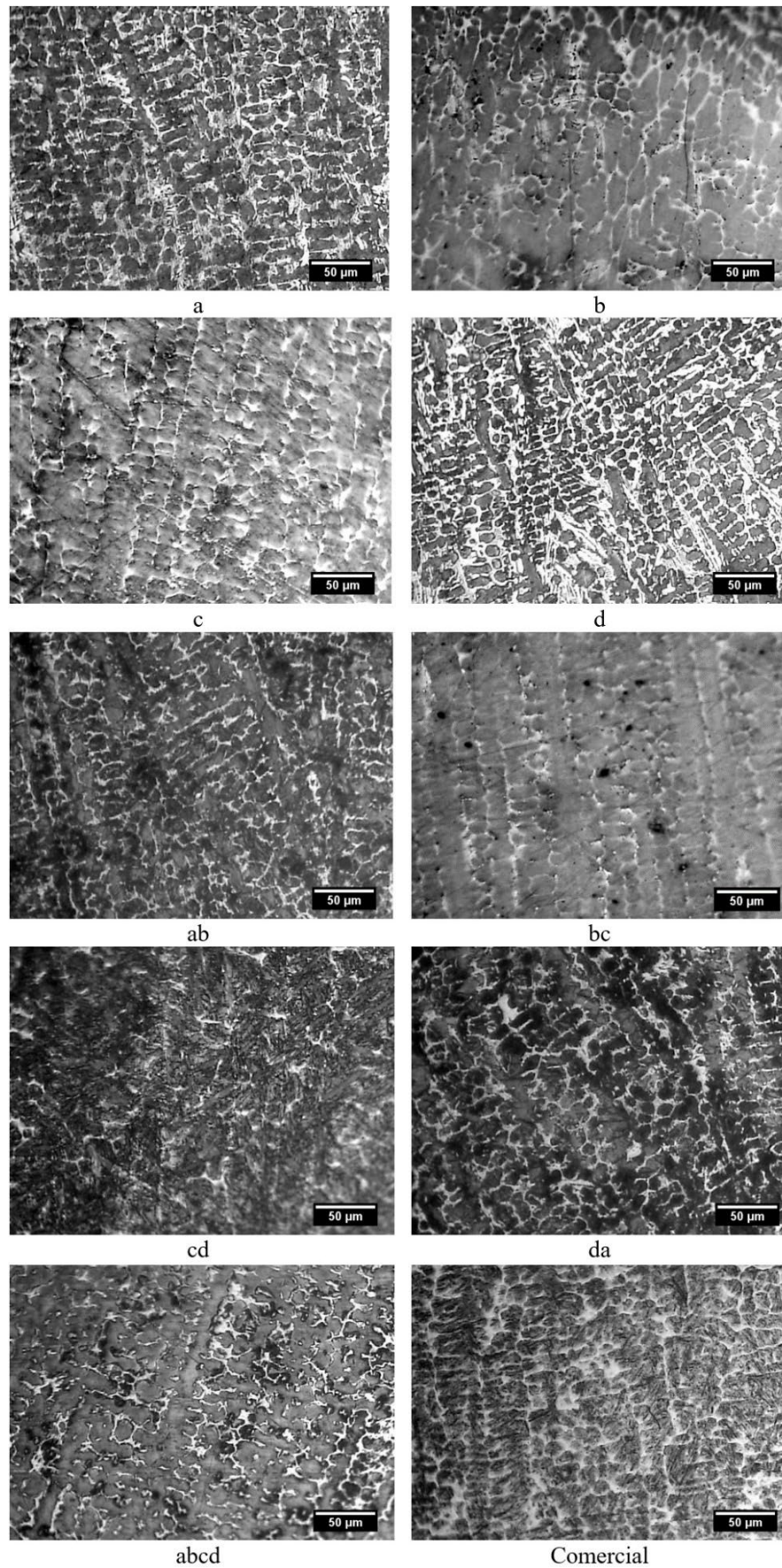
En la Tabla 3 se muestran los valores de microdureza de las regiones dendríticas oscuras (constituyente duro en la Figura 6). De acuerdo a lo que reporta la literatura sobre la dureza de los productos de la descomposición de la austenita [17], los depósitos "a", "cd", "d", "da" y "ab" presentan predominio de martensita en la región oscura; sin descartar la presencia de martensita, los depósitos "abcd" y "c" presentan predominio de bainita de alto grado de acicularidad (bainita inferior) y los depósitos "bc" y "b" presentan predominio de bainita con menor grado de acicularidad (bainita superior). Se hace notar, que un estudio detallado de la microestructura no constituye objetivo del presente trabajo, para lo cual se requiere de un nivel más detallado de caracterización con herramientas más sofisticadas.

En base al procesamiento con el software Statgraphics, de los valores de microdureza y dureza de los depósitos (Tabla 3), frente a los valores de las variables independientes de composición de la mezcla del fundente (Tabla 1), se obtuvieron los modelos de regresión que describen el comportamiento (Ecuaciones 5 y 6), cuyos ajustes se consideran aceptables:  $R^2 = 98,65\%$  y  $R^2_{ajustada} = 96,39\%$ , ( $p = 0,0053$ ) para la microdureza y  $R^2 = 96,82\%$  y  $R^2_{ajustada} = 91,54\%$ , ( $p = 0,0187$ ) para la dureza.

$$HV50 = 453,217 * X_1 - 733,558 * X_2 + 494,692 * X_3 + 3050,55 * X_1 * X_2 - 526,5 * X_1 * X_3 + 2838,6 * X_2 * X_3 \quad (5)$$

$$HV1000 = 359,056 * X_1 - 582,394 * X_2 + 423,206 * X_3 + 2766,75 * X_1 * X_2 - 518,55 * X_1 * X_3 + 2058,6 * X_2 * X_3 \quad (6)$$





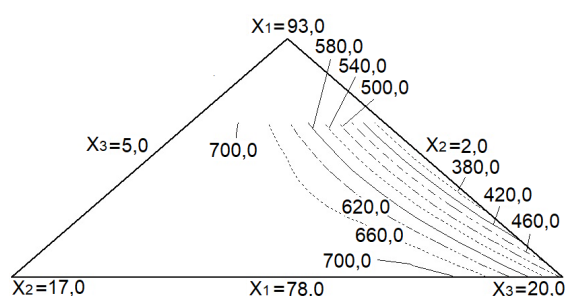
**Figura 6.** Microestructura de los depósitos. En (a), (cd), (d), (da) y (ab) hay predominio de martensita en la zona oscura, en (abcd) y (c) hay predominio de bainita inferior y en (bc) y (b) hay predominio de bainita superior.

**Tabla 3.** Microdureza y dureza de los depósitos.

Depósito	Microdureza		Dureza	
	HV <sub>50g</sub>	D. St.	HV <sub>100g</sub>	D. St.
a	728,2	28,3	643,7	9,0
b	347,5	11,5	262,2	7,5
c	486,5	14,5	419,0	7,5
d	703,1	27,8	527,9	6,1
ab	631,5	16,0	539,2	8,6
bc	374,6	13,2	293,8	3,6
cd	705,4	21,4	563,3	6,2
da	687,6	28,0	579,1	6,9
abcd	563,4	11,8	431,9	3,8
Comercial	707,6	19,5	650,2	10,0

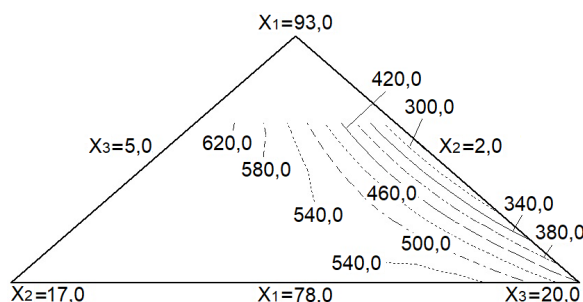
Las Figuras 7 y 8 muestran el comportamiento de la microdureza y la dureza del metal depositado, en función de las variables de composición del fundente, correspondientes a las Ecuaciones 5 y 6. Se advierte que el comportamiento en ambos casos está fundamentalmente gobernado por el grafito, advirtiéndose relación con tendencia creciente con el contenido de carbono en el metal depositado (Figuras 1, 7 y 8). Ello se explica, esencialmente, a partir del efecto del carbono sobre las curvas de transformación termocinética de descomposición de la austenita y su efecto sobre la tetragonalidad de la martensita [20].

Constituye una tarea altamente compleja, el análisis de los efectos en un sistema de aleación multicomponente. De modo general, al relacionar los valores de la Tabla 2 con los de la Tabla 3, se puede establecer que el carbono y el cromo favorecen el aumento de la microdureza de la fase dura y consecuentemente la dureza del depósito y que el manganeso y el silicio las desfavorecen. Lo anterior se evidencia, a modo de ejemplo, al comparar los depósitos “a” y “da”, que presentan similares contenidos de carbono, pero el “a”, aun presentando menor Cr, al presentar también menor manganeso y silicio, resulta de mayor microdureza de la fase dura y dureza del metal depositado. En igual sentido de análisis, se puede realizar la comparación de los depósitos “a” y “da” con el “d”. El efecto endurecedor del cromo sobre el constituyente duro, podría atribuirse a su contribución simultánea sobre el refinamiento y el grado de acicularidad; mientras el manganeso y el silicio actúan en sentido contrario, contribuyendo al engrosamiento y disminuyendo la acicularidad.



**Figura 7.** Comportamiento de la microdureza del metal depositado (HV<sub>50g</sub>), en función de los contenidos de matriz (X<sub>1</sub>), grafito (X<sub>2</sub>) y ferrocromo-manganeso (X<sub>3</sub>) en el fundente (%).

La alta similitud en el comportamiento de la microdureza del constituyente duro y de la dureza del metal depositado (Figuras 7 y 8) evidencia que entre ambas variables existe una relación de carácter creciente con cierta linealidad; o sea, al crecer la microdureza del constituyente duro crece la dureza del metal depositado. Esto, a su vez, es una evidencia de que el por ciento de fases no influye de manera gobernante sobre la tendencia de comportamiento de la dureza.



**Figura 8.** Comportamiento de la dureza del metal depositado (HV<sub>100g</sub>), en función de los contenidos de matriz (X<sub>1</sub>), grafito (X<sub>2</sub>) y ferrocromo-manganeso (X<sub>3</sub>) en el fundente (%).



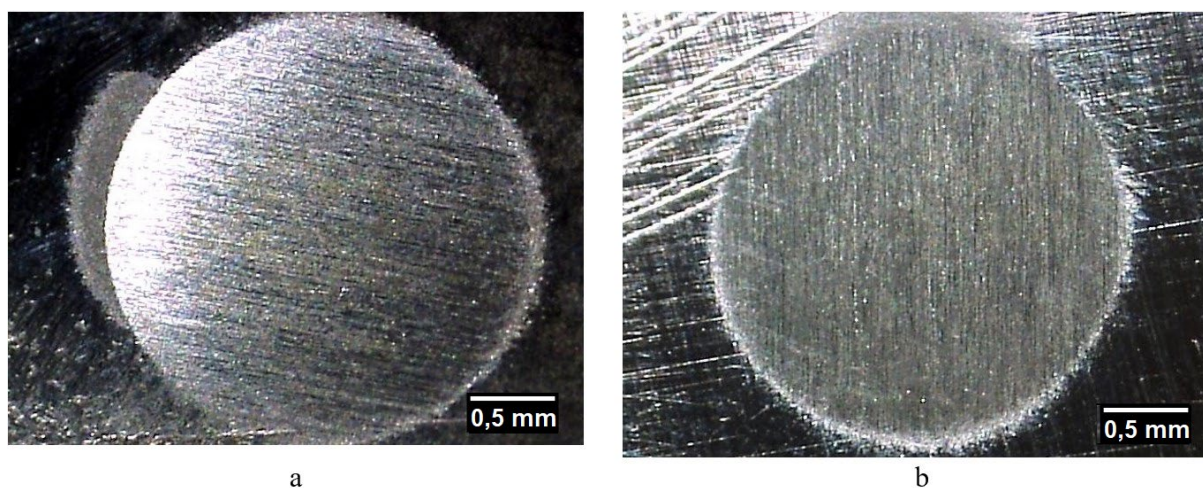
En el caso de los aceros, la literatura especializada da evidencias de que el aumento de la dureza aumenta la resistencia al desgaste [22,23]. En base a tal criterio, puede considerarse que los depósitos de los fundentes con mayores contenidos de grafito (Figura 8), son más apropiados para el enfrentamiento al desgaste abrasivo. En el proceso de optimización de esta respuesta fue obtenido que el mejor resultado es de 660,1 HV (59 HRC), para una combinación de variables independientes de  $X_1=88,0\%$ ;  $X_2=7,0\%$  y  $X_3=5,0\%$ , siendo coincidente con el depósito del fundente "a".

### 3.3. Comportamiento comparativo al desgaste microabrasivo

A partir del criterio ya planteado, que en aceros de alto carbono y baja aleación la resistencia al desgaste es proporcional a la dureza, se considera adecuado emplear como referencia, para el ensayo comparativo frente al depósito "a", un depósito del fundente comercial "MF-30/USH-600" (Tabla 3). En la Tabla 4 se muestran los resultados del ensayo de desgaste microabrasivo con esfera rotativa libre, en la cual:  $d_m$  – diámetro medio de la huella; V- volumen medio de la huella de desgaste ( $V=\pi*d^4/64R$ ); D. St.- desviación estándar. En la Figura 9 se muestran huellas representativas de desgaste de los dos materiales ensayados. Se advierte que hay relativa similitud en los resultados, siendo el comercial un 6% más resistente al desgaste. El comercial muestra un desempeño ligeramente mejor, asociado a que presenta un valor medio de dureza levemente mayor, lo que a su vez se atribuye a una probable mayor dureza de la austenita, por la presencia de cromo en solución sólida. Como se observa al comparar la composición química del depósito de una camada (con dilución), obtenido con el fundente comercial con el del fundente "a" (Tabla 2), el contenido de cromo es significativamente superior en el comercial, siendo menor el de carbono. Las microestructuras de ambos depósitos son relativamente similares, caracterizados por martensita en la región dendrítica y austenita en la región interdendrítica (Figura 6). Otras publicaciones también validan el desempeño frente al desgaste abrasivo de recubrimientos de aceros de composición y microestructura relativamente similares a los de los depósitos "a" y MF-30/USH-600 [2,6,22,24].

**Tabla 4.** Resultados de los ensayos de desgaste.

Muestra	$d_m$ , mm	V, mm <sup>3</sup>	D. St. mm
a	2,557	0,165	0,032
Comercial	2,402	0,129	0,051



**Figura 9.** Huella de desgaste. (a) Depósito "a"; (b) Depósito comercial.

En la Figura 9 se hace visible que el micromecanismo de desgaste que predomina es el microsurcamiento y microcorte, ya que se observa la presencia de surcos paralelos en la dirección de arrastre de las partículas abrasivas de la suspensión. La presencia de los microsurcos paralelos también es una evidencia de abrasión en dos cuerpos, donde la partícula de la suspensión abrasiva se adhiere a la bola que rota y es arrastrada sobre la superficie de la probeta en el área de contacto. Se observa un formato definido del contorno de la huella y una alta circularidad, como evidencia de un adecuado régimen de ensayo.

### 4. Conclusiones

El metal depositado con todos los fundentes experimentales, por su composición en depósitos de una pasada con significativos contenidos de carbono entre 0,52% y 1,91%, de manganeso entre 0,8% y 3,54%, de cromo entre 0,25% y 1,02%,



se corresponde en sentido general a la de recubrimientos de consumibles comerciales aplicables para el enfrentamiento al desgaste abrasivo. El contenido de carbono en el depósito es gobernado por el contenido de grafito en el fundente, mientras que el cromo, el manganeso y el silicio son gobernados por el contenido de ferrocromo-manganeso en el fundente.

La microestructura de todos los depósitos presenta una región dendrítica oscura con austenita residual interdendrítica. Los depósitos "a", "cd", "d", "da" y "ab" presentan predominio de martensita en la región dendrítica; sin descartar la presencia de martensita, los depósitos "abcd" y "c" presentan predominio de bainita inferior y los depósitos "bc" y "b" presentan predominio de bainita superior.

La microdureza y la dureza de los depósitos son mayormente dependiente del contenido de grafito en el fundente. El valor máximo de dureza de 660,1 HV (59 HRc) se obtiene para la siguiente composición del fundente: Matriz-88%; Grafito- 7%; Ferrocromo-manganeso- 5%, que corresponde al fundente "a".

El comportamiento al desgaste microabrasivo del fundente seleccionado como mejor, frente al comercial de referencia, muestra que es un 6% menos resistente al desgaste. En ambos casos, los micromecanismos de desgaste son microsurcamiento y microcorte.

Se confirma la viabilidad del empleo de escoria de acería, con adiciones de cenizas de cascarilla del arroz, como componente mayoritario en la conformación de un fundente aglomerado para el recargue de piezas por SAW.

## References

- [1] Tušek J, Suban M. High-productivity multiple-wire submerged-arc welding and cladding with metal-powder addition. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003;133(1-2):207-213. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00235-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00235-2).
- [2] Gülenç B, Kahraman N. Wear behaviour of bulldozer rollers welded using a submerged arc welding process. *Materials & Design*. 2003;24(7):537-542. [http://dx.doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00082-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00082-7).
- [3] Lu S-P, Kwon O-Y, Kim T-B, Kim K-H. Microstructure and wear property of Fe-Mn-Cr-Mo-V alloy cladding by submerged arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;147(2):191-196. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.12.016>.
- [4] Mendez PF, Barnes N, Bell K, Borle SD, Gajapathi SS, Guest SD, et al. Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*. 2014;16(1):4-25. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.06.011>.
- [5] KOBELCO. *Welding handbook: welding consumable and processes*. Tokyo: Kobe Steel Ltd., Welding Company; 2012. 265 p.
- [6] American Welding Society. *AWS A5.13: specification for surfacing electrodes for Shielded Metal Arc Welding*. Miami: AWS; 2000. 23 p.
- [7] Singh K, Pandey S. Recycling of slag to act as a flux in submerged arc welding. *Resources, Conservation and Recycling*. 2009;53(10):552-558. <http://dx.doi.org/10.1016/j.resconrec.2009.04.006>.
- [8] Cruz-Crespo A, Perdomo-González L, Fernández R, Scotti A. Composición química y microestructura del metal depositado con fundentes obtenidos con empleo de escorias del sistema MnO-SiO<sub>2</sub>-CaO. *Centro Azúcar*. 2017;44(3):43-52.
- [9] Jindal S, Singh H. Optimization of recycled slag-fresh flux mixture based up on Weld bead quality for submerged arc welding of stainless Steel. *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*. 2021;30(1):9-18. <http://dx.doi.org/10.1515/jmbm-2021-0002>.
- [10] Gupta A, Kumar Sapra P, Naveen S, Ram G. Effect of various flux compositions mixed with slag on mechanical properties of structural steel weld using submerged ARC welding. *Asian Review of Mechanical Engineering*. 2013;2(2):27-31.
- [11] Cruz-Crespo A, Perdomo-González L, Quintana-Puchol R, Scotti A. Fundente para recargue por soldadura con arco sumergido a partir de ferrocromo-manganeso y escoria de la reducción simultánea de cromita y pirolusita. *Soldagem e Inspeção*. 2019;24:e2424. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si24.24>.
- [12] Perdomo-González L, Quintana-Puchol R, Cruz-Crespo A, Gómez-Pérez CR. Obtaining of components of fluxes for submerged arc welding from the carbothermic reduction of chromite refractory. *Revista Técnica de la Facultad de Ingeniería. Universidad del Zulia*. 2017;40(1):42-51.
- [13] Najarro-Quintero R, Cruz-Crespo A, Perdomo-González L, Ramírez-Torres J, Orbea-Jiménez M. Empleo de escorias de horno cuchara y de cenizas de paja de arroz como componentes de un fundente para recargue por soldadura. *Minería y Geología*. 2018;34(3):331-344.
- [14] Najarro Quintero R, Cruz-Crespo A, Perdomo González L, Duffus Scott A, Almeida Espinosa G, Morales Torres MJ. Vínculo de la composición de recubrimientos SAW con la composición de fundentes obtenidos con escoria de acería y cenizas de cascarilla del arroz. *Revista Técnica de la Facultad de Ingeniería. Universidad del Zulia*. 2021;44(2):117-126. <http://dx.doi.org/10.22209/rt.v44n2a06>.
- [15] American Society for Testing and Materials. *ASTM E3: standard guide for preparation of metallographic specimens*. West Conshohocken: ASTM; 2001. 12 p.
- [16] American Society for Testing and Materials. *ASTM E407: standard practice for microetching metals and alloys*. West Conshohocken: ASTM; 1999. 21 p.
- [17] Gutiérrez H, De La Vara R. *Análisis y diseño de experimentos*. México: McGraw-Hill; 2008. 545 p.

- [18] Silva FJG, Casais RB, Martinho RP, Baptista APM. Role of abrasive material on micro-abrasion wear tests. *Wear*. 2011;271(9-10):2632-2639. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.050>.
- [19] Ortiz-Méndez TM, Cruz-Crespo A, Espino Y. Estudio de los ensayos de desgaste aplicados en depósitos de recargue superficial mediante soldadura. Moldova: Editorial Academia Española; 2019. 72 p. [acceso el 22 oct. 2021]. Disponible en: <https://www.eae-publishing.com/catalog/details/store/it/book/978-3-8417-6156-9/estudio-de-los-ensayos-de-desgaste-aplicados-en-dep%C3%B3sitos-de-recargue?search=Estudio%20de%20los%20ensayos%20de%20desgaste%20aplicados%20en%20dep%C3%B3sitos%20de%20recargue>
- [20] Chiverini V. Aceros y fundiciones de hierro: características generales, tratamientos térmicos, principales tipos. Santiago de Chile: Instituto Latinoamericano del Fierro y el Acero (ILFAFA); 1994. 382 p.
- [21] Gualco A, Svoboda HG, Surian ES, Vedia LA. Effect of welding procedure on wear behavior of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit. *Materials & Design*. 2010;31(9):4165-4173. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2010.04.026>.
- [22] Haiko O, Kaikkonen P, Somani M, Valtonen K, Kömi J. Characteristics of carbide-free medium-carbon bainitic steels in high-stress abrasive wear conditions. *Wear*. 2020;456-457:203386. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2020.203386>.
- [23] Tylczak JH, Hawk JA, Wilson RD. A comparison of laboratory abrasion and field wear results. *Wear*. 1999;225-229:1059-1069. [http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00043-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00043-5).
- [24] Coronado JJ, Caicedo HF, Gómez AL. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. *Tribology International*. 2009;42(5):745-749. <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2008.10.012>.