



UNIVERSIDAD MICHOCANA  
DE SAN  
NICOLAS DE HIDALGO

## Foro de Ingeniería e Investigación en Materiales

Cuerpo Académico Consolidado CA-105: Ingeniería y Tecnología de Metales, Cerámicos y Aleaciones

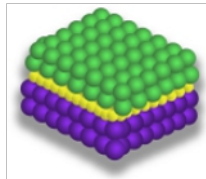


INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN  
METALURGIA Y MATERIALES

### **Caracterización Microestructural de Cupones de Matrices para Forja de Acero AISI/SAE 16 Reparados Mediante el Proceso “*Flood Welding*”**

C. RODRÍGUEZ-CABRERA, J.J. RUÍZ-MONDRAGÓN, F. MACÍAS-LÓPEZ, A. HERNÁNDEZ-HERNÁNDEZ

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S. A.; Saltillo, Coah., México.



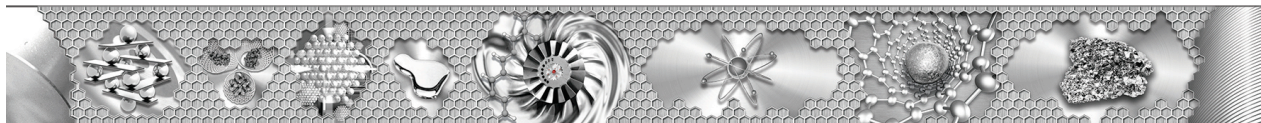
FORO DE INGENIERÍA E INVESTIGACIÓN EN MATERIALES. **VOL. 16** (2019) 543-551

Editores: E.A. Aguilar, E. Bedolla, C.A. León

® Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la UMSNH

Morelia, MÉXICO.

**ISSN 2448-6892**





---

## Caracterización Microestructural de Cupones de Matrices para Forja de Acero AISI/SAE 16 Reparados Mediante el Proceso “*Flood Welding*”

C. RODRÍGUEZ-CABRERA, J.J. RUÍZ-MONDRAGÓN, F. MACÍAS-LÓPEZ, A. HERNÁNDEZ-HERNÁNDEZ  
Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S. A.; Saltillo, Coah., México.

---

### Introducción

En la industria de la forja, los moldes para trabajo en caliente son ampliamente utilizados para la producción en masa y el conformado de secciones grandes y complejas [1, 2]. Generalmente, estos moldes son constituidos a base de aceros fabricados con aleaciones especiales que le proporcionan propiedades mecánicas específicas como resistencia al desgaste, resistencia al trabajo en caliente, tenacidad elevada, entre otras [1, 3, 4, 5].

Los aceros para trabajo en caliente tienen entre sus elementos de aleación vanadio, cobalto, titanio, cromo, tungsteno, entre otros, específicamente integrados para promover características metalúrgicas que permitan mejorar las propiedades mecánicas antes mencionadas [6, 7, 8]. A pesar de la buena fabricación con la que cuentan, los materiales no están exentos de dañarse o presentar disminución en sus dimensiones debido a los ciclos de trabajo [9]. Actualmente, la necesidad de recuperar los moldes dañados radica esencialmente en que comprar repuestos, lo cual significa tiempos de espera largos y elevados costos de producto [10, 11].

En la actualidad, coexisten diversas técnicas que se han desarrollado con éxito para recuperación de los moldes como soldadura láser y GTAW [12, 13], sin embargo su aplicación se ha limitado a dimensiones relativamente pequeñas menores a 1” y en el caso del láser se requiere un equipo de inversión inicial alto.

Flood Welding es un proceso de soldadura no convencional que tiene la ventaja de la alta deposición de material por inundación (6 a 60 libras/hora) además de poder depositar materiales con elevadas propiedades mecánicas como dureza, resistencia al impacto y resistencia al calor superiores a las del material base [10], debido a la composición química de los materiales de



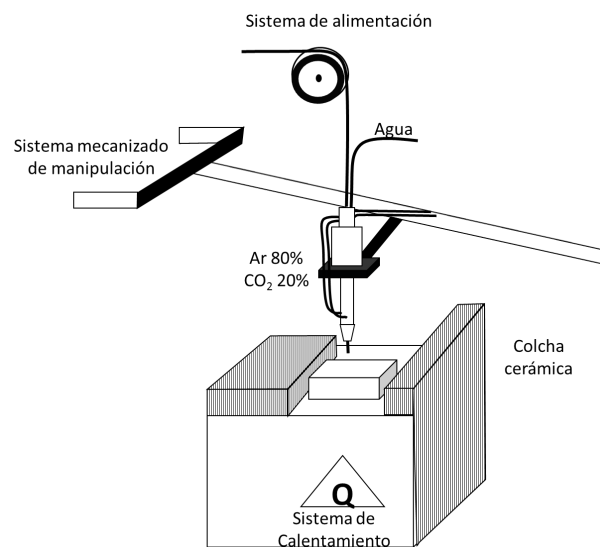
aporte que forman microestructuras ideales para el trabajo en caliente, por lo anterior sugiere que este proceso es adecuado para la recuperación de herramientas.

En este trabajo se considera el uso y evaluación del proceso Flood Welding en la recuperación de matrices de estampado, considerando espesores no mayores a 2", a los cuales se les evaluará la microestructura por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido (MEB), así como su relación con la respuesta mecánica (dureza).

### Metodología

Basado en la geometría de la soldadura aplicada a la recuperación de matrices de forja, se hizo una reproducción del proceso actualmente usado en la industria, a nivel laboratorio, así como los procesos de corte y tratamientos térmicos aplicados.

Los componentes fueron soldados con el proceso Flood Welding, ilustrado de forma esquemática en la Figura 1. Consiste en un sistema de precalentamiento de la pieza a soldar (protegida con una colcha cerámica a fin de minimizar las pérdidas de calor), una antorcha enfriada por agua y protegida por una mezcla de gases Ar y CO<sub>2</sub> y alimentado por un alambre tubular como material de aporte de forma automática, dirigido a través de un sistema mecanizado.



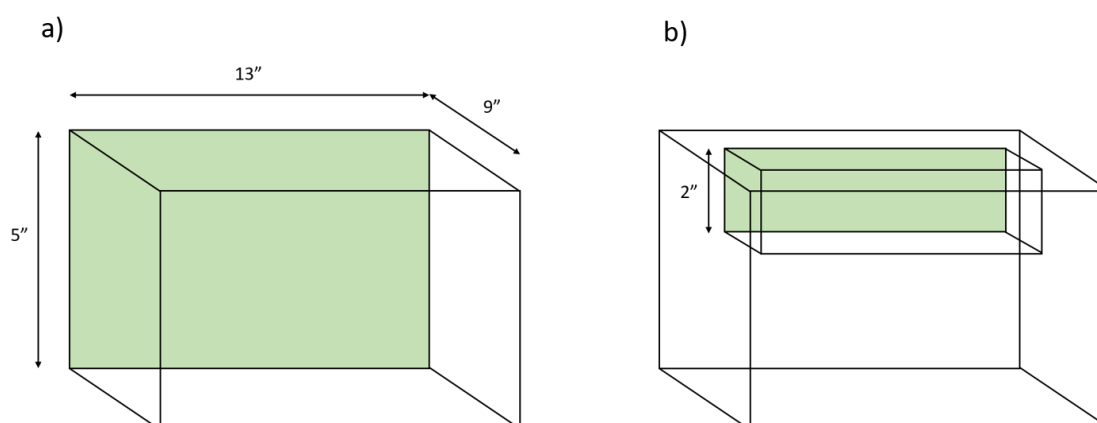
**Fig. 1.** Esquemática del equipo utilizado para la soldadura Flood Welding.



El proceso de soldadura fue aplicado de la siguiente manera:

Se realizó un modelo de geometría cúbica con dimensiones de 9" de ancho por 13" de largo por 5" de espesor, como se ilustra en la Figura 2, al cual se le realizó el corte con Arco-aire para dejar una ranura de 2" de profundidad de acuerdo a la norma NADCA 207-2011.

La pieza cortada se precalentó a 350 °C y se mantuvo por un lapso de 5 horas. Se aplicó la soldadura en dos pasos: el primer paso con un material de aporte rico en níquel que funciona como ancla entre el material base y el aporte superficial de soldadura, manteniendo su tenacidad; y el segundo paso, realizado con un material de aporte alto en cromo y molibdeno para aumentar la resistencia al desgaste [9]. La composición química de los materiales se muestra en la Tabla 1.



**Fig. 2.** Representación esquemática de la muestra utilizada para el experimento: a) dimensiones de la pieza en pulgadas y b) sección extraída de la pieza como ranurado.

**Tabla 1** Porcentaje en peso de los materiales utilizados en el proceso de soldadura.

Designación (% en peso)	C	Cr	Si	Mn	Mo	Ni
Material Base	0.72	1.25	0.30	0.80	0.41	0.79
Material de anclaje	0.08	-----	0.55	0.55	2.0	4.0
Revestimiento	0.15	10.5	0.40	0.60	2.0	1.8

Para ambas aplicaciones se utilizaron los mismos parámetros y una mezcla de argón-dióxido de carbono como gas de protección, como se muestra en la Tabla 2.

**Tabla 2** Parámetros utilizados en la aplicación de la soldadura.

Parámetros	Cantidad
Voltaje	28-32 V
Amperaje	550-650 A
Velocidad de alimentación del alambre	3.5 rpm
Gas de protección	Ar 80% / CO <sub>2</sub> 20%

Al terminar el proceso de soldadura, la pieza fue sometida a un tratamiento térmico, en el cual se mantuvo durante 7 horas después de alcanzar los 550 °C. El enfriamiento se llevó a cabo dentro del horno hasta llegar a los 250 °C y después enfriamiento al aire.

La muestra soldada fue llevada a corte para después caracterizarlas por microscopía óptica, MEB y pruebas mecánicas por el ensayo de microdureza HV.

## Resultados y Discusión

### *Microestructuras e inclusiones debido a la soldadura*

El material base es acero grado herramienta L6 tratado térmicamente, su microestructura consiste en una matriz de martensita revenida con bainita, con una dureza de 350 HV. Cuando se aplica soldadura en este tipo de material, en algunos casos es posible que algo de la ferrita primaria original no transforme completamente a austenita al elevar la temperatura y se quede remanente en la estructura cuando suceda el enfriamiento hasta temperatura ambiente [14]. En la Figura 3 se muestra la evolución microestructural de la pieza posterior a la aplicación del proceso de soldadura desde el material base hasta el material de revestimiento. En la imagen a) se puede identificar la martensita revenida como principal constituyente, así como refinamiento de la misma microestructura a medida que avanza hacia la zona de fusión.

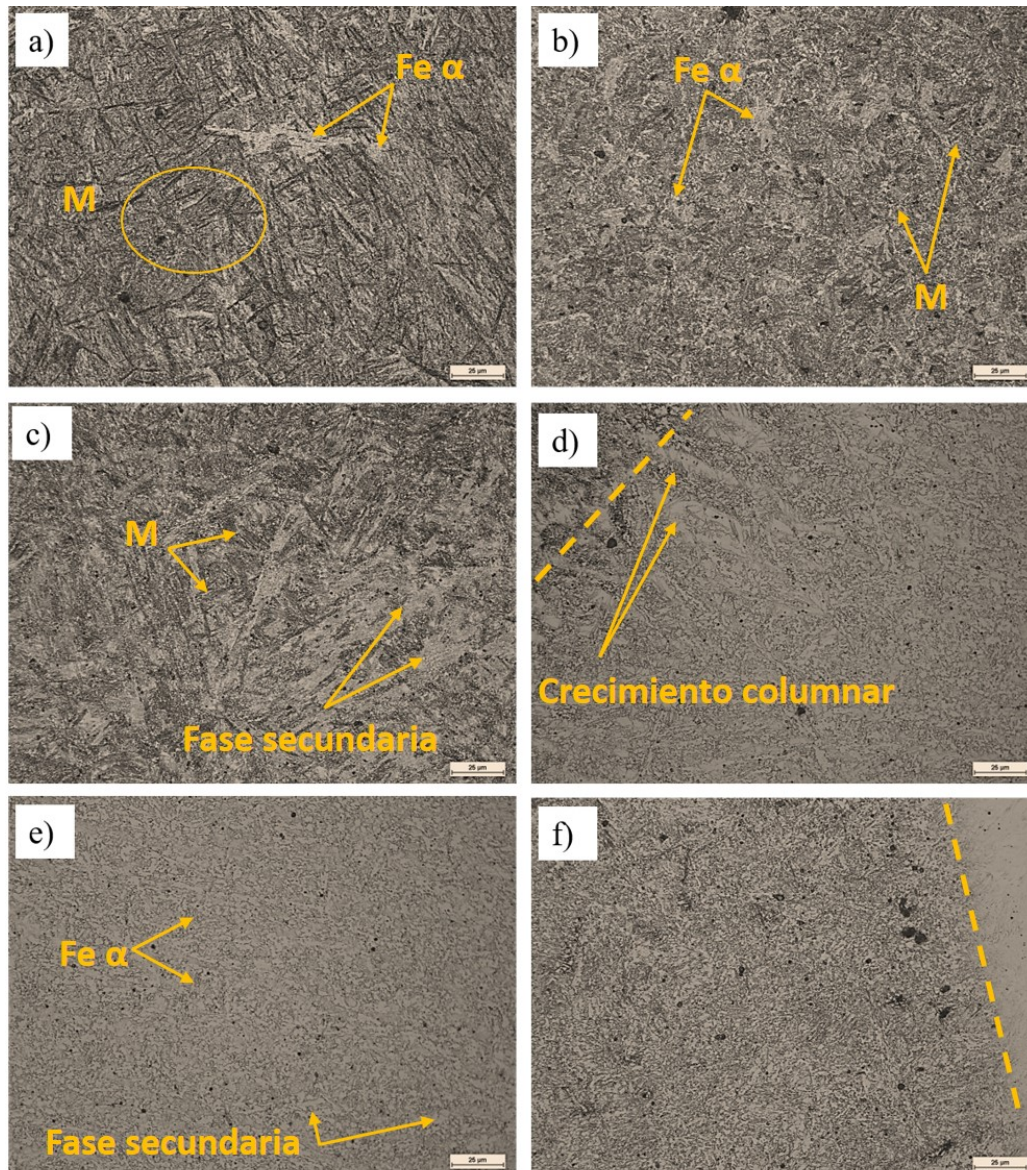
Como se observa en la imagen b) de la Figura 3, la ZAC presenta martensita revenida, pero de menor tamaño a la presente en el material base. Así mismo, la microestructura de la zona contigua a la línea de fusión presentada en la imagen c), presenta listones de martensita revenida, además de segundas fases, procedentes de los elementos que aporta el material de anclaje.

A lo largo del material de revestimiento, presentado en las imágenes d) y e) de la Figura 3, se muestra el crecimiento columnar dendrítico del sólido y su posterior cambio a equiaxial, teniendo





una matriz ferrítica reforzada con segundas fases precipitadas y pequeñas islas las cuales podrían ser de martensita revenida y/o bainita debido a la composición química y su velocidad de enfriamiento. Finalmente, en la Figura 3 f) se muestra la interfase del material de anclaje y el material de revestimiento, donde se aprecia un cambio microestructural importante ya que el revestimiento solidifica como un acero inoxidable martensítico, presentando martensita revenida como matriz e islas de ferrita.

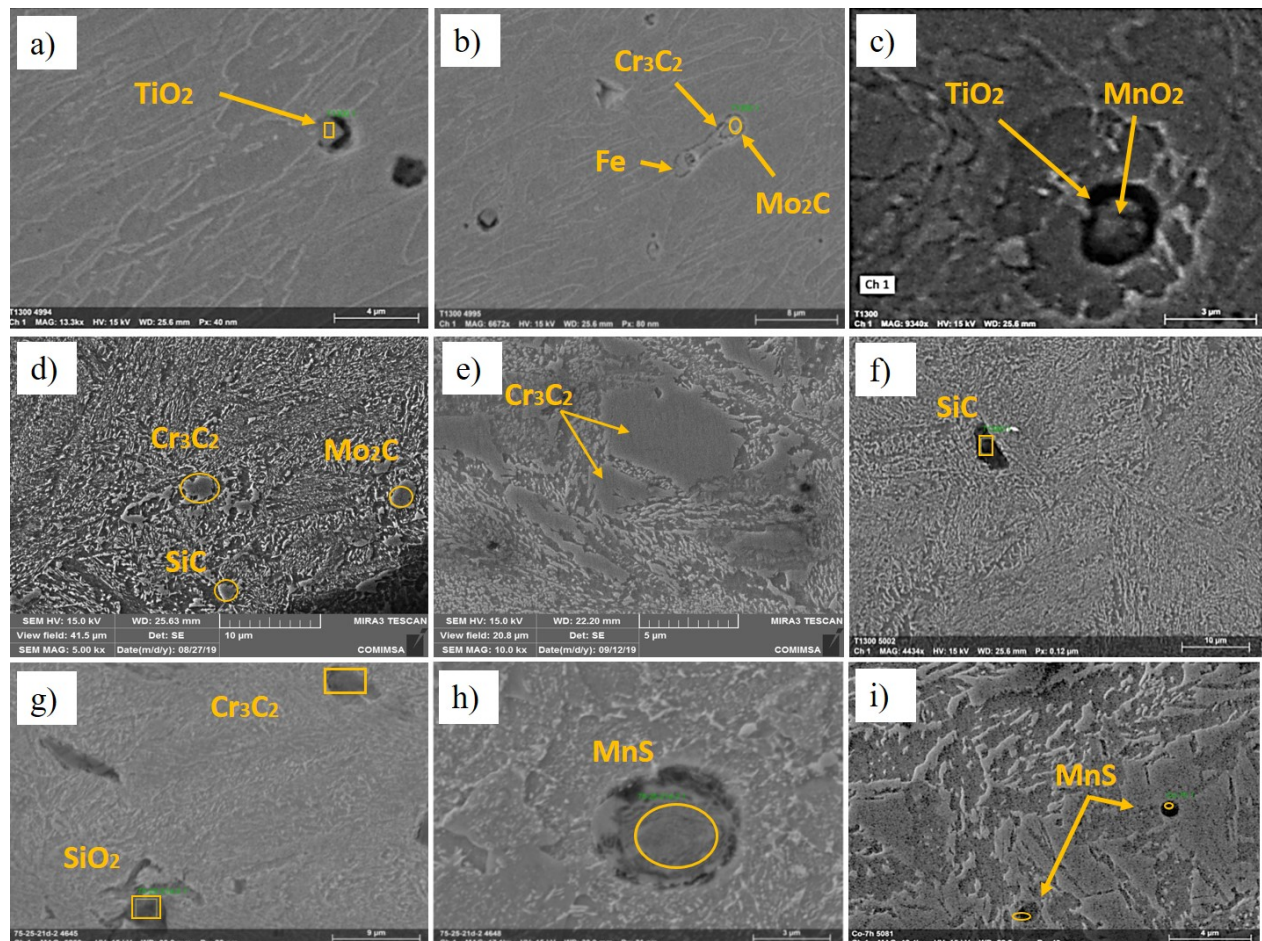


**Fig. 3.** Evolución microestructural del material. a) material base, b) intersección entre el MB y la ZAC, c) ZAC d) intersección entre la ZAC y el material de anclaje, e) material de anclaje y f) intersección entre el anclaje y el revestimiento; todas a 500x.





De acuerdo a los análisis mostrados en la Figura 4, las inclusiones encontradas en la zona de revestimiento se constituyen principalmente de Cr, Mo y Ti; alrededor de la zona del material de anclaje se presentan inclusiones con composiciones de Mo, Cr y Si, los cuales prevalecen en forma de carburos. En la zona afectada por el calor se aprecia la formación de martensita revenida, a partir de éste, el material de anclaje crece de forma dendrítica y después muestra el crecimiento de granos equiaxiales. En la zona referente al material base, predominan Cr, Mn y Si en forma de sulfuros y óxidos, principalmente.



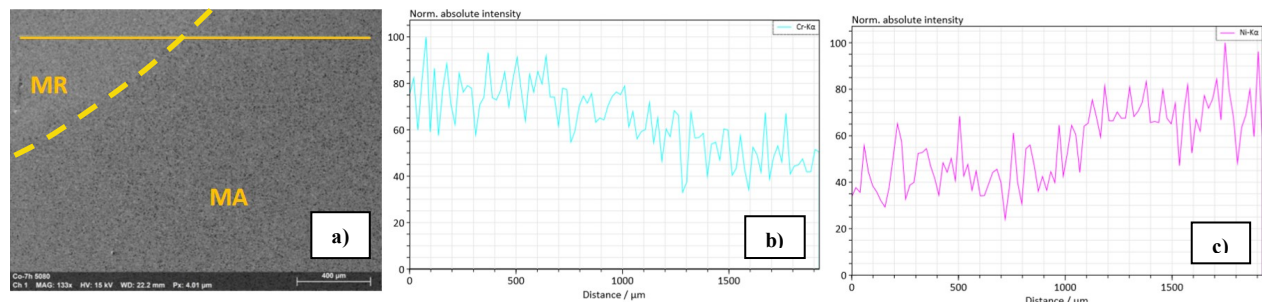
**Fig. 4.** Sumario de las inclusiones presentes en cada zona: a) y b) corresponden al material de revestimiento; c) mues tra el tipo de inclusiones encontradas en la transición del revestimiento al material de anclaje d), e) y f) presentan la zona de transición del revestimiento al material de anclaje, la ZAC y la transición de la ZAC al MB, respectivamente; g), h) e i) corresponden al material base.

#### *Distribución de los elementos en los materiales de aporte*

El material de anclaje tiene un mayor contenido de Ni en solución sólida y el Mo formando carburos en la microestructura. El material de revestimiento es alto en Cr y Mo y se presentan en

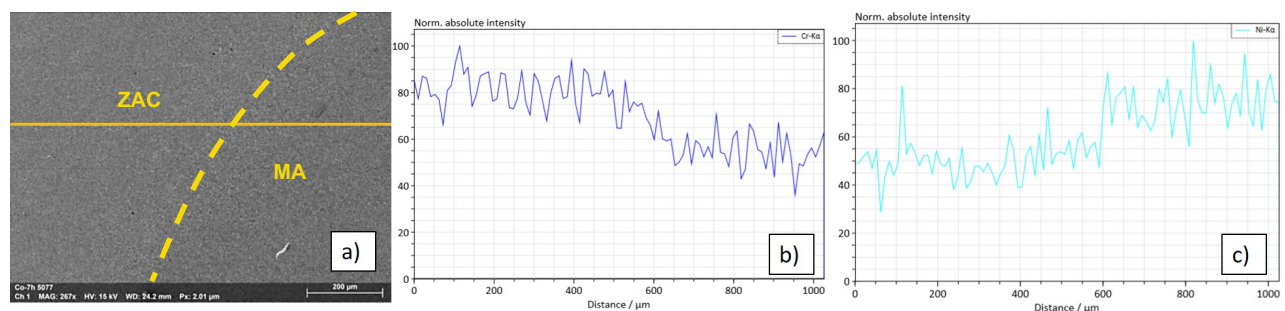


forma de carburos en la microestructura de soldadura. En la Figura 5 se muestra un escaneo lineal en la interfase entre el material de revestimiento y el material de anclaje, presentando una notable disminución de Cr (ver Figura 5b) al igual que incremento en el contenido de Ni (ver Figura 5c), lo cual define la línea de interfase. Cabe mencionar que este decremento y aumento son graduales lo cual sugiere que estos elementos tuvieron una cierta dilución en la interface formada. Esta variación se presentó solo para estos elementos y su tamaño fue del orden de 500  $\mu\text{m}$ .



**Fig. 5.** a) Micrografía de interfase metal de revestimiento/ metal de anclaje, y espectro de análisis de línea para el b) Cr y c) Ni.

En la Figura 6 se muestra un escaneo lineal en la interfase entre ZAC y el material de anclaje, presentando una disminución de Cr (ver Figura 6b) al igual que incremento en el contenido de Ni (ver Figura 6c), lo cual define la línea de interfase. La variación del contenido de estos elementos es gradual, lo cual sugiere dilución en la interface formada. Este comportamiento se presentó solo para estos elementos y su tamaño fue del orden de 300  $\mu\text{m}$  ya que el resto de los elementos no presenta una variación significativa. Al existir dilución en ambas interfaces sugiere que existe una unión metalúrgica de los materiales permitiendo una buena soldabilidad entre ellos [15].



**Fig. 6.** a) Micrografía de interfase ZAC/ metal de anclaje, y espectro de análisis de línea para el b) Cr y c) Ni.

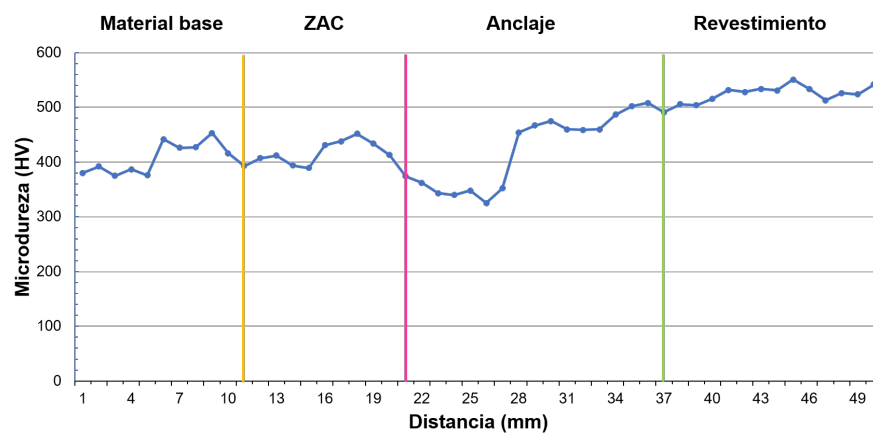




### Análisis de microdureza $HV_{0.5\text{ Kgf}}$

Para el análisis de microdureza se aplicó una carga de 0.5 Kgf realizando un barrido desde el material base hasta el material de revestimiento. En la Figura 7, se presenta el resultado obtenido; en la gráfica se observa que la variación de dureza oscila desde los 320 HV hasta 550 HV, lo cual podría ser muy perjudicial si el incremento fuese abrupto.

Se aprecia que en la zona afectada por el calor la microdureza se mantiene por encima de 400 HV teniendo una diferencia con el material base de alrededor de 50HV lo cual no es muy importante. En la interfase de la ZAC y el material de anclaje, se observa que su dureza recae alrededor de los 330 HV y después incrementa alcanzando una dureza del orden de 500 HV, esto es asociado a su estructura ya que en un inicio al solidificar el material presenta la formación de dendritas las cuales son más ricas en ferrita que de martensita y después se presenta un crecimiento equiaxial en donde la proporción de las fases cambia presentando un incremento en la proporción de martensita, este cambio es asociado en parte a la dilución de los elementos del revestimiento que promueve la formación de fases duras. Finalmente, la dureza en el material de revestimiento promedio es de 520 HV. El gradiente de dureza presentando entre el material de anclaje y el revestimiento es mayor alcanzando una diferencia de 150HV la cual ya es significativa, lo cual en operación sería de las zonas más expuestas a fallar [15].



**Fig. 7.** Resultados del análisis de microdureza obtenidos de las distintas zonas del espécimen después de aplicado el proceso de soldadura.

### Conclusiones

En base a los resultados obtenidos se puede concluir lo siguiente:



- En las tres zonas: MB, MA y MR, la microestructura general presente muestra una matriz de martensita revenida, con presencia de ferrita y segundas fases en forma de carburos y sulfuros.
- El gradiente máximo de dureza encontrada entre los materiales fue de 150HV y este se presenta en la interfase metal de anclaje -metal de revestimiento.
- Las dos interfases muestran dilución de elementos lo cual sugiere que existe una unión metalúrgica que permite su adecuada soldabilidad.
- Es posible usar el proceso Flood Welding para recuperación de moldes sin que se tenga problemas de soldabilidad, sin embargo, se deben ajustar parámetros para disminuir el gradiente de dureza presentado para este sistema.

### Agradecimientos

Se agradece a la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S. A. (COMIMSA) por el soporte brindado, así como de los catedráticos que asesoraron y participaron en la elaboración del documento. Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por la beca otorgada y a la empresa QUIMMCO CENTRO TECNOLÓGICO, por las facilidades prestadas.

### Referencias

1. V. C. Subhash Chander, *Materials today: Proceedings*, vol. 4, pp. 1147-1157, 2016.
2. S.-A. S. et.al., de *25th DAAAM International Symposium on Intelligent Manufacturing and Automation*, Vienna, 2014.
3. M. et.al., *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 114, pp. 60-71, 2017.
4. Z. et.al., *Procedia Manufacturing*, vol. 27, pp. 124-129, 2019.
5. W. et.al., *Wear*, vol. 316, pp. 78-88, 2014.
6. A. G. Barrera, *Determinación de duración de herramientas de torno bajo diferentes condiciones de corte*, Sevilla: Tesis, Universidad de Sevilla, 2015.
7. D. P. B. Dr. José Ma. Miguel, *Tecnología y equipamiento para la industria metalmeccánica*, n° 297, 2019.
8. N. et.al., *Surface and coatings Technology*, vol. 364, pp. 115-126, 2019.
9. E. J. P. M. F. R. Morral, *Metalurgia general Tomo II*, España: Revertré S. A., 2004.
10. D. Lee, *Forge*, 2017.
11. American Welding Society, *Welding Handbook 9 Edition Volume 4*, Miami Florida.
12. J. A. R. d. C. A. G. M. J. M. S. Gabriel Esteller Lores, *Técnica industrial*, n° 253, pp. 34-36, 2004.
13. C. et.al., *Optics and laser technology*, vol. 57, pp. 57-65, 2014.
14. D. J. K. John C. Lippold, *Welding Metallurgy and weldability of stainless steels*, New Jersey: John Wiley and Sons, Inc., 2006.
15. B. M. C. F. F. Norman Bailey, *Weldability of ferretics steels*, p.p. 1-44, Cambridge, England: Abington Publishing, 1994.