



**CO
IN
SO** 
CONGRESO
INTERNACIONAL
SOLDADURA

COINSO 2021 | CONGRESO INTERNACIONAL DE SOLDADURA

19 al 21 de mayo del 2021

ACTAS DEL CONGRESO

Editores: María José Castillo | Alejandro A. Mateos

Director: Luis J. Lima

Colaboradores: Miguel Tortoriello | Ana Clara Cobas | Silvina Oliva

ORGANIZADORES

UNNOBA | Universidad Nacional Noroeste Buenos Aires

SIDT | Secretaría de Investigación, Desarrollo y Transferencia

IDS | Instituto de Investigaciones para el Desarrollo Sostenible

LEMEJ | Laboratorio de Ensayos de Materiales y Estructuras

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



COINSO 2021

CONGRESO INTERNACIONAL DE SOLDADURA

Congreso Internacional de Soldadura-COINSO

Actas del Congreso Internacional de Soldadura-COINSO 2021 / contribuciones de Silvina Oliva ; Miguel Antonio Tortoriello ; Ana Clara Cobas ; dirigido por Luis Julián Lima ; editado por María José Castillo ; Alejandro Andrés Mateos. - 1a edición especial - La Plata : Luis Julian Lima; Junín : UNNOBA ; Lemej, 2022.

Libro digital, PDF

Archivo Digital: descarga y online
ISBN 978-987-88-5140-2

1. Formación Profesional. I. Oliva, Silvina, colab. II. Tortoriello, Miguel Antonio, colab. III. Cobas, Ana Clara, colab. IV. Lima, Luis Julián , dir. V. Castillo, María José, ed. VI. Mateos, Alejandro Andrés, ed. VII. Título.
CDD 671.5204

Prólogo

El COINSO 2021 (Congreso Internacional de Soldadura) congregó a investigadores, docentes, estudiantes y personal técnico vinculado a la soldadura, brindando una oportunidad de aprendizaje, intercambio y cooperación entre los distintos actores involucrados en el ámbito de la soldadura. La ciencia y técnica de la soldadura fue abordada de manera integral a partir de la definición de diferentes tópicos, lo que permitió hacer un recorrido sistémico de la temática, abarcando desde procesos tradicionales de soldadura hasta los más avanzados; materiales de uso convencional en la fabricación de piezas soldadas hasta aceros de última generación. Propuso un ámbito para la reflexión entre las instituciones académicas y el medio industrial sobre los desafíos tecnológicos vinculados a nuevos procesos, materiales, control de calidad en uniones soldadas, así como también el intercambio de ideas y la coordinación de actividades y proyectos conjuntos. El encuentro fue organizado por la UNNOBA a través del Instituto de Investigaciones para el Desarrollo Sostenible (IDS), del Laboratorio de Ensayos de Materiales y Estructuras (LEMEJ) y de la Secretaría de Investigación, Desarrollo y Transferencia. Este Congreso, debido al contexto pandémico, se realizó de manera virtual en la Universidad Nacional del Noroeste de la Provincia de Buenos Aires (UNNOBA), entre el 19 y el 21 de mayo del 2021. Para el LEMEJ constituyó un enorme desafío organizar un congreso de estas características de manera virtual y con una temática tan específica, pero a la vez tan universalmente utilizada. Sin embargo, gracias al trabajo colaborativo de toda la comunidad universitaria, a los comités que formaron parte de la dirección, organización y evaluación, así como también a los patrocinadores y auspiciantes, el COINSO 2021 pudo llevarse a cabo y reunir a los “apasionados” por la soldadura, ya sea desde el punto de vista científico, académico o técnico. Durante su realización se desarrollaron cinco conferencias con temáticas diversas del mundo de la soldadura, desde metalurgia aditiva, pasando por nuevos procesos de soldadura para la unión del aluminio y sus aleaciones, el rol de arco eléctrico en la penetración y velocidad de deposición en soldadura, hasta el desarrollo de procedimientos efectivos de reparación de estructuras soldadas de alta resistencia y, por último, la rehabilitación de estructuras metálicas

antiguas utilizando la soldadura como método de unión. Se presentaron de manera on line trabajos pertenecientes a aproximadamente 80 investigadores de más de 43 instituciones nacionales e internacionales de índole pública o privada. Este espacio propuesto para la exposición, discusión y transferencia de conocimientos científicos-tecnológicos en lo que a soldadura refiere, instituyó un ámbito para el aprendizaje, intercambio de ideas, proyectos, trabajos, experiencias, conocimientos, anécdotas y, sobre todo una enorme oportunidad para reencontrarnos en un momento tan difícil a nivel mundial. El COINSO 2021 constituyó un punto de partida para comenzar a recorrer este largo camino al que iremos sumando voluntades, para hacer cada día más grande a la comunidad de la Ciencia y la Técnica de la Soldadura.

María José Castillo

Presidenta de la Comisión Organizadora

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021

JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA

UNNOBA

UNIVERSIDAD NACIONAL
NOROESTE • BUENOS AIRES



Edificio Reforma Universitaria | Rectorado



**Edificio Presidente Raúl Alfonsín | Oficinas Administrativas, Extensión,
Posgrado**

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



Comité Directivo

PRESIDENTE HONORARIO

Guillermo Tamarit | Rector UNNOBA | Argentina

PRESIDENTE

Luis Lima | Director del IDS-UNNOBA | Argentina

SECRETARIO

Miguel Tortoriello | UNNOBA | Argentina

María José Castillo | Directora Ejecutiva del LEMEJ-UNNOBA | Argentina

Alejandro Mateos | Secretario del LEMEJ-UNNOBA | Argentina

Pilar Traverso | Prosecretaria Académica UNNOBA | Argentina

Carolina Cristina | Secretaria de Investigación UNNOBA | Argentina

Oscar Spada | Director de la Escuela de Tecnología UNNOBA | Argentina

Eliana Serrano | Secretaria Académica de la Escuela de Tecnología UNNOBA | Argentina

Paula Finarolli | Directora del Dpto. de Informática y Tecnología UNNOBA | Argentina

Adriana Andrés | Directora del Instituto de Posgrado UNNOBA | Argentina

Eduardo Kruse | CITNOBA-UNNOBA | Argentina

Luis Traversa | Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica LEMIT | Argentina

Yury Villagrán | Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica LEMIT | Argentina

María I. Borghi | Fundación CIDETER | Argentina

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



Comité Organizador

PRESIDENTA HONORARIA

Danya Tavela | Vicerrectora UNNOBA | Argentina

PRESIDENTA

María José Castillo | Directora Ejecutiva del LEMEJ-
UNNOBA | Argentina

Luis Lima | UNNOBA | Argentina

Miguel Tortoriello | UNNOBA | Argentina

Alejandro Mateos | UNNOBA | Argentina

Silvina Oliva | UNNOBA | Argentina

Carolina Cristina | UNNOBA | Argentina

Alejandro Burgueño | INTI | Argentina

Daniela Pérez | UNNOBA | Argentina

Paula Finarolli | UNNOBA | Argentina

Viviana Bravi | Fundación CIDETER | Argentina

Ana Clara Cobas | UNNOBA | Argentina

Victoria Doblari | UNNOBA | Argentina

Renzo Meloni | UNNOBA | Argentina

Lautaro Zorrilla | UNNOBA | Argentina

Franco Tortoriello | UNNOBA | Argentina

Cristian Henkel | UNNOBA | Argentina

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



Comité Científico

PRESIDENTE

Hernán Svoboda | UBA | Argentina

SECRETARIO

Miguel Tortoriello | UNNOBA | Argentina

Luis Traversa | LEMIT | Argentina

Miguel Méndez | INTI Mecánica | Argentina

Eduardo Asta | UTN-FR Haedo | Argentina

María José Castillo | UNNOBA | Argentina

Alejandro Mateos | UNNOBA | Argentina

Walter Giordano | UNNOBA | Argentina

César Marconi | UTN-FRSN | Argentina

Alejandro Burgueño | INTI Mecánica | Argentina

Agustín Gualco | FI-UNLZ | Argentina

Sebastián Zappa | FI-UNLZ | Argentina

Andrés Pastor | CNEA | Argentina

Mónica Zalazar | UNCOMA | Argentina

Autores de trabajos

Autores por trabajo	
Nombre trabajo	Autores
T1-Cerda1	Pedro Cerda Villegas, Víctor Vergara Díaz
T1-Donizete Borba1	Tadeu Messias Donizete Borba, Rodrigo Sanches Oliveira, Leonardo de Oliveira Turani
T1-Duran1	Mercedes A. Durán, Alejandro O. Miranda, Hernán G. Svoboda
T1-Duran2	Mercedes A. Durán, H. Nelson Álvarez Villar, Hernán G. Svoboda
T1-Garcia1	Ana Carolina de Simone García, Tiago Vieira da Cunha, Víctor Vergara Díaz
T1-GarciaJM1	Juan Manuel García, Thilo Frank Morgeneyer
T1-Mateos1	Alejandro A. Mateos, María José Castillo, Guillermo A. Lombera, Marcelo F. Pelayo
T1-Miranda1	Alejandro Miranda, Hernán G. Svoboda
T1-Tufaro1	Micaela Álvarez, Leonardo N. Tufaro, Hernán G. Svoboda
T1-Tufaro2	Leonardo N. Tufaro, Hernán G. Svoboda
T2-Marconi2	César D. Marconi, Carlos F. Consigli, María José Castillo, Hernán G. Svoboda
T2-Martinez2	Juan Manuel Martínez, Sebastián Zappa, Gerardo Gonzáles, Mónica Zalazar, Hernán G. Svoboda
T2-Neyra1	Miriam Rocio Neyra A., P. Valeria Ortega, Ferrari Guido, Martín Gómez, Chiapparoli Wadi
T4-Castillo1	María José Castillo, Alejandro A. Mateos, Gianluca Lombardo, Hernán G. Svoboda
T5-Cosarinsky1	Guillermo Cosarinsky, Juan Manuel Iriarte, Jose Brizuela, Nicolás Berardi
T5-Furlani1	Ana María Furlani, F. Martínez, G. Cantón, M. Del Pópolo, R. Zaradnik
T5-Pastor1	Andrés Pastor, Sebastián Di Toma
T5-Pastor2	Sebastián Di Toma, Andrés Pastor
T5-Ringuelet1	Tomás Ringuelet, José L. Sarutti, Gustavo Veloso, Jorge E. Grau, Ricardo W. Gregorutti
T5-Viscomi1	Franco M. Viscomi, Cristian Genzano
T6-Echarri1	Juan Manuel Echarri, C.A. Gervasi, P.D. Bilmes, C.L. Llorente, P. F. Bonvicini, J.A. Martínez
T6-Rivero1	Lubar E. H. S Rivero, Alex Pizzatto, Gabriel I. M. Lovera, Moisés F. Teixeira, Adriano Scheid
T8-Asta1	Eduardo P. Asta, Francisco A. Cambiasso, Juan J. Balderrama
T8-Cossio1	Florencia S. Cossio, Mónica Zalazar
T8-Gualco1	Jonathan Gramajo, Agustín Gualco, Hernán G. Svoboda
T8-Martinez1	Juan Manuel Martínez, Sebastián Zappa, Hernán G. Svoboda
T8-Morando1	Carina Morando, Osvaldo Fornaro
T8-Staffa1	Alejandro Staffa, Gabriel González, René Molina, Luis Fernández, Lilian Moro
T8-Staffa2	Alejandro Staffa, Luis Fernández, Gerardo Pender, Mónica Zalazar
T8-Troffe1	Víctor E. Troffe, Carlos F. Consigli, César D. Marconi, Hernán G. Svoboda
T8-Zalazar1	Mónica Zalazar, Esteban Arcangelo, Marcos Gilabert

Ejes temáticos

1. Procesos avanzados de soldadura

Este eje temático hace referencia a los procesos en fase sólida, líquida y sólido-líquida, tradicionalmente empleados para generar la coalescencia de los materiales, así como también a los procesos avanzados de soldadura y a aquellas adaptaciones desarrolladas para aplicaciones específicas.

2. Soldadura de nuevos materiales

El continuo avance de la tecnología y el desarrollo de nuevos materiales hacen necesaria la generación de procedimientos y técnicas capaces de concebir uniones sanas en los diferentes materiales, por ejemplo soldadura de aceros o metales y aleaciones disímiles, soldadura de polímeros, de madera, etc.

3. Simulación en soldadura

En la actualidad, la simulación es un instrumento sumamente importante en los desarrollos tecnológicos de todos los campos, y la soldadura no es la excepción. Este tópico tiene como objetivo la presentación de trabajos que utilicen la simulación como método para estimar ciclos térmicos y campos de tensiones, así como también facilitar la formación de nuevos soldadores y perfeccionar las labores de aquellos ya experimentados.

4. Diseño y fabricación de productos para soldadura

Este tópico contempla el desarrollo o mejora de todo aquel instrumental y equipamiento que facilite las operaciones de soldadura, así como también aquellos que permitan incrementar la calidad de las uniones soldadas.

5. Inspección y calidad de productos soldados

Las diferentes técnicas de control de calidad de los productos de fabricación industrial en general y de los productos soldados en particular avanzan a paso agigantado. Este eje temático permite el intercambio de conocimientos en este ámbito, tanto para ensayos destructivos como no destructivos afectados al control de las uniones soldadas.

6. Corrosión y protección de la superficie soldada

Ciertos materiales, al ser expuestos al medio que los rodea, resultan susceptibles a los ataques por corrosión, siendo este efecto más crítico en la región asociada a la unión soldada. Este tópico tiene el objetivo de contribuir al desarrollo de técnicas que permitan retardar o eliminar los efectos de la corrosión.

7. Desarrollo del personal y calificaciones

Si bien la tecnología de la soldadura se basa en el pensamiento original, el crecimiento de esta rama de la ingeniería se realizó gracias a las contribuciones de hombres comunes, artesanos dispuestos a mejorar su calidad de vida y la de sus semejantes. Actualmente, el desarrollo de nuevos materiales, los elevados niveles de producción, las nuevas técnicas de soldadura, etc. hacen necesaria la continua capacitación del personal afectado a estas operaciones. Este tópico permitirá disertar en este tema, con el objetivo de generar la transferencia de conocimientos y alternativas de capacitación y calificación de los soldadores.

8. Metalurgia de la soldadura

El ciclo térmico asociado a los procesos de soldadura, así como también la metalurgia resultante, son fundamentales por su efecto sobre las propiedades mecánicas. Estas

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021

JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



propiedades son afectadas por distintos factores metalúrgicos y mecánicos, incluyendo el agregado de aleantes, temperatura de precalentamiento, calor aportado, tratamientos térmicos post-soldadura, tratamientos termo-mecánicos, entre otros. El objetivo de este eje temático es fomentar el intercambio de conocimientos en este área, el cual es de fundamental importancia a la hora de evaluar la soldabilidad y el comportamiento en las uniones soldadas de materiales metálicos y sus aleaciones.

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



Patrocinadores



INSTRUMENTOS PARA CIENCIA Y TECNICA



LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



Auspiciantes



CEND

Comité de Ensayos No Destructivos en obra civiles.
Chapter Argentino del American Concrete Institute



C I T N O B A



Índice

CONFERENCIAS

Hernán Svoboda	15
Patricio Méndez	16
Horst Cerjak	17
Marcelo Liendo/Sebastián Laprida	18
Adrián Dünky	20

EJE TEMÁTICO 1

T1-Cerda1	22
T1-Donizete Borba1	25
T1-Duran1	28
T1-Duran2	31
T1-Garcia1	34
T1-GarciaJM1	37
T1-Mateos1	40
T1-Miranda1	43
T1-Tufaro1	46
T1-Tufaro2	49

EJE TEMÁTICO 2

T2-Marconi2	53
T2-Martinez2	56
T2-Neyra1	59

EJE TEMÁTICO 4

T4-Castillo1	63
--------------------	----

EJE TEMÁTICO 5

T5-Cosarinsky1	67
T5-Furlani1	70
T5-Pastor1	73
T5-Pastor2	76
T5-Ringuelet1	79
T5-Viscomi1	82

EJE TEMÁTICO 6

T6-Echarri1	86
T6-Rivero1	89

EJE TEMÁTICO 8

T8-Asta1	93
T8-Cossio1	96
T8-Gualco1	99
T8-Martinez1	102
T8-Morando1	105
T8-Staffa1	108
T8-Staffa2	111
T8-Troffe1	114
T8-Zalazar1	117

Conferencia 1

Soldadura y Procesamiento por Fricción Agitación de Aleaciones de Aluminio: Avances recientes y Aplicaciones industriales

Friction Stir Welding and Processing of Aluminum Alloys: Recent Advances and Industrial Applications

Dr. Ing. Hernán G. Svoboda

INTECIN y Depto. de Ing. Mecánica, Facultad de Ingeniería, UBA
y CONICET.



Hernán Svoboda es ingeniero mecánico de la Universidad de Buenos Aires (UBA), doctor de la UBA Área Ingeniería, e Investigador Independiente de CONICET. En los últimos 20 años ha venido desarrollado su actividad como investigador en el área de Procesamiento de Materiales Metálicos, especialmente en relación a la Tecnología de la Soldadura, relativas al estudio de las interacciones entre procesos, estructura y propiedades. Ha presentado y publicado más de 280 trabajos en congresos nacionales e internacionales y publicado más de 60 artículos en revistas especializadas. A su vez, ha desarrollado una fuerte interacción con la industria, generando diversas actividades de transferencia. Actualmente, es director del Grupo de Tecnología de la Soldadura y Comportamiento Mecánico de Materiales Metálicos del INTECIN (Instituto UBA-CONICET) y Director del Depto. de Ing. Mecánica de la Facultad de Ingeniería – UBA. En el marco de la Emergencia Sanitaria COVID-19 es el coordinador del Proyecto RespirAr UBA.

Resumen

La soldadura y procesamiento por fricción agitación (FSW/P) ha impactado fuertemente en el campo de la tecnología de la soldadura, especialmente en aplicaciones con aleaciones de aluminio en uniones similares y disimilares, así como en modificación superficial, formación de materiales compuestos y superplasticidad. Los sectores donde mayor nivel de aplicación ha encontrado se asocian a la industria del transporte, particularmente Automotriz, Aeronáutica y Aeroespacial, Ferroviaria y Naval. En esta presentación se analizará la madurez de la tecnología y su transferencia al sector industrial. Asimismo, se discutirán los aportes más recientes y las tendencias futuras.

Link de la conferencia:

https://www.youtube.com/watch?v=kkNZzaAMXqk&t=548s&ab_channel=AURAUNNOBA

Conferencia 2

Funciones de la Polaridad, Pulsado, Gases y Fundentes en la Soldadura por Arco

Functions of Polarity, Pulsing, Gas, and Fluxes in Arc Welding

Dr. Ing. Patricio F. Mendez

Director, Canadian Centre for Welding and Joining. University of Alberta, Canada



Patricio Méndez es director del Centro Canadiense para Soldadura y Uniones (CCWJ) de la Universidad de Alberta (Canadá). Su investigación y enseñanza se enfoca en la física y matemática de la soldadura y procesamiento de materiales, incluidos la transferencia de calor, magnetohidrodinámica, soldadura por plasma, termodinámica y cinética. Sus aplicaciones incluyen protección contra el desgaste para minería, extracción de petróleo, desarrollo de aleaciones, desarrollo de procedimientos, nuevos procesos de soldadura como revestimiento láser, fundición, solidificación y manufactura aditiva metálica directa utilizando procesamiento de semisólidos. Antes de unirse a la Universidad de Alberta en enero de 2009, enseñó e investigó en la Escuela de Minas de Colorado. Antes de esto, fue ingeniero consultor en Exponent Inc. En 1995, cofundó Semi-Solid Technologies Inc. en Cambridge, Massachusetts. Prof. Mendez tiene los títulos de Ph.D y MS en Ingeniería de Materiales del Instituto Tecnológico de Massachusetts y un título de ingeniero mecánico de la Universidad de Buenos Aires. Es miembro de la American Welding Society (AWS) y de la Canadian Welding Association (CWA). Entre sus reconocimientos se incluye Mentoría destacada de la UofA en investigación de pregrado, AWS William Irrgang Award, IIW Kenneth Easterling Award, ASM Brian Ives Award, NSF CAREER Award, MIT Rocca Fellowship y beca de investigación UBA. Tiene 83 publicaciones indexadas y 9 patentes.

Abstract

This presentation will discuss the role of the arc in penetration and deposition rate in welding. What we call “Voltage” during welding is in reality the combination of many voltages. Voltage loss is not proportional through the arc, with the largest fraction of voltage drop concentrated at the electrode surface and the plate surface. Polarity, pulsing, shielding gas selection, and flux chemistry have much influence on these voltages; and understanding them will help answer the questions such as “why DCEP in GTAW can melt the tungsten?”, “why AC can result in higher deposition rate in SAW and GMAW?”, “why does reverse polarity increase penetration in stick welding?”, and “why 6010 works with DCEP and 6011 with AC?” Ultimately, it will be clear that there is much more than heat input to make sense of arc welding. The good news is that a few additional concepts can help make sense of most of it.

Link de la conferencia:

https://www.youtube.com/watch?v=8eNRjYSxNRo&t=1667s&ab_channel=AURAUNNOBA

Conferencia 3

Rehabilitación en soldaduras fisuradas de tuberías de acero de alta resistencia

In Situ Rehabilitation of Embrittled High Strength Steel Penstock Welds

Dr. Horst Cerjak

Institute of Materials Science, Joining and Forming, Graz
University of Technology Kopernikusgasse 24/I, 8010 Graz,
Austria



Horst Cerjak es graduado Metalúrgico de la Universidad Montan Leoben, Austria. Realizó sus estudios doctorales en la Universidad Tecnológica de Hannover, Alemania. Desempeñó actividades profesionales en el área de Tecnología Nuclear en la empresa SIEMENS –KWU Erlangen, Alemania, siendo el responsable del área Materiales y Soldadura para Componentes Nucleares Primarios de todas las Centrales Nucleares construidas en Alemania. Asimismo, se involucró intensamente a las centrales nucleares argentinas CNA 1 y CNA 2.

Fue Profesor Titular y Director del Instituto de Ciencia de Materiales y Soldadura de la Universidad Tecnológica de Graz, Austria. Su foco principal de investigación se encuentra en el área de la conexión de enfoques científicos basados en microestructuras de modelado y simulación para su aplicación en la industria. Participa en proyectos de investigación nacionales e internacionales y organizaciones científicas internacionales colaborando con instituciones como el International Institute of Welding.

Es consultor independiente en Industrias de centrales hidroeléctricas y autor de 350 publicaciones científicas y autor y editor de 14 libros. Ha recibido múltiples premios por su labora científica, tanto nacionales como internacionales.

Abstract

During pressure test of a new, huge hydro pumping power plant, a catastrophic fracture of the closure head of the penstock was caused by embrittled weld material. Temper embrittlement (TE) in weldings of high strength steel type S 690 has been identified as basic cause of the failure observed. TE was caused by application of an unusual slow cooling rate during post weld heat treatment. A mat heating procedure characterized by a short-time heat treatment to about 600°C was developed, by which the embrittlement could be recovered significantly. This method, called Reversible Temper Embrittlement treatment (RTE) was qualified and successfully applied on the penstock welds in place. Basic investigations have been performed to explain the temper embrittlement (TE) as well as the de-embrittlement (RTE) effect. As basic cause for the embrittlement, phosphorus segregation in the grain boundaries was identified by application of high resolution Atom Probe Tomography (APT). The APT results also revealed that by application of RTE treatment, the phosphorus segregation in the grain boundaries disappeared. According to McLean, the reversal mechanism of the temper embrittlement is explained by temperature dependent equilibrium of P diffusion between grain boundaries and grains.

Link de la conferencia:

https://www.youtube.com/watch?v=XxhKc8hbPzI&t=1684s&ab_channel=AURAUNNOBA

Conferencia 4

Requerimientos para la rehabilitación de estructuras metálicas antiguas mediante refuerzos soldados

Requirements for rehabilitation of old metallic structures through welded reinforcements

Ing. Marcelo Liendo

Comité de Ensayos No Destructivos (CEND), AAENDE, Argentina.



Marcelo Liendo es ingeniero metalúrgico de la Universidad Tecnológica Nacional de Buenos Aires, con más de 30 años de experiencia en metalurgia aplicada al campo nuclear. Realizó un entrenamiento del Organismo Internacional de Energía Atómica en Fractomecánica en la Universidad de Tennessee, Estados Unidos. Es miembro de la Mesa Directiva del CEND (Comité de Ensayos No Destructivos aplicados a la ingeniería civil y el patrimonio histórico) y miembro del International Working Group Argentina de ASME, Sección III y de diversas asociaciones relacionadas a la metalurgia y al campo nuclear. Participó en la fabricación de componentes soldados para el retubado del reactor del proyecto de Extensión de vida de la Central Nuclear Embalse. En la actualidad es Jefe del Departamento Mecánico y Civil del proyecto de extensión de vida de la CNAI (Central Nuclear Atucha I).

Requerimientos para la rehabilitación de estructuras metálicas antiguas mediante refuerzos soldados

Requirements for rehabilitation of old metallic structures through welded reinforcements

Ing. Sebastián Laprida

Comité de Ensayos No Destructivos (CEND), AAENDE, Argentina.



Ingeniero Civil egresado de la FIUBA (Facultad de Ingeniería de la Universidad de Buenos Aires). Especialista en diseño y construcción de estructuras de hormigón armado y metálicas. Ha incursionado en el uso de técnicas novedosas, tal como la utilización de fibras como refuerzo de hormigón, y el de compensadores y reductores de retracción para obtener hormigones de elevado desempeño. Desde hace más de 10 años utiliza y efectúa END (Ensayos No Destructivos) como herramienta de trabajo y control de calidad en las obras en que participa. Es miembro de la AIE (Asociación de Ingenieros Estructurales). Desde el año 2015 es miembro del CEND, donde actualmente ejerce la Presidencia de la Mesa Directiva.

Resumen

Un desafío del ingeniero civil y el metalurgista es la rehabilitación exitosa por soldadura de las estructuras civiles metálicas de una antigüedad mayor a 100 años. Los aceros de las estructuras antiguas difieren tecnológicamente de los aceros estructurales modernos. Los aceros de primera generación fabricados al final del Siglo XIX utilizaron convertidores del tipo Bessemer o Thomas, en donde se insuflaba aire para oxidar el C de la pileta líquida. Estos aceros contienen gases en la matriz proveniente de la composición del aire, principalmente N y un tenor relativamente alto de impurezas como el P y el S, en comparación con los aceros modernos. Por lo tanto, la clave de soldar estructuras de acero de este tipo será establecer la soldabilidad del material. El estudio de soldabilidad deberá determinar la metalurgia del acero original, a través de un análisis de composición química para determinar los tenores de C, P y S principalmente y realizar un análisis metalográfico para evaluar la presencia y distribución de inclusiones no metálicas y en algunos casos descartar la presencia de escoria. Esta primera parte del análisis aportarán los datos para determinar tipo de electrodo a utilizar, precauciones para evitar la fisuración en caliente y en frío, entre otros defectos en la soldadura. Y por último calificar el proceso de soldadura siguiendo normativas actuales, tales como el Código de la American Welding Society (AWS) D 1.1.

Link de la conferencia:

https://www.youtube.com/watch?v=zSGble3M0I4&t=435s&ab_channel=AURAUNNOBA

Conferencia 5

Manufactura aditiva de metales. Particularidades y aplicación de la tecnología DMLS

Additive manufacturing of metals. Special features and application of DMLS technology

Técnico Adrián G. Dünky

Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI), Rafaela, Santa Fe.



Adrián Dünky es técnico electromecánico. Desde hace 15 años se desempeña en INTI Rafaela. Desde el año 2015 lo hace en el área de diseño y manufactura aditiva. Se especializa en diseño de piezas y productos para manufactura aditiva de polímeros y metales. Es operador calificado de los equipos de manufactura aditiva de CenTec Rafaela.

Resumen

La conferencia contempla una revisión de los métodos de Manufactura Aditiva PBF Metal (Powder Bed Fusion) haciendo hincapié sobre las técnicas que posee el Centro Tecnológico de Manufactura e Industria Digital (CenTec). Particularmente, se aborda la técnica LPBF (Laser Powder Bed Fusion). Se plantea también la importancia de la normalización de terminologías en tecnologías aditivas.

Durante el abordaje de la explicación del principio de funcionamiento de la tecnología "Powder Bed Fusion" se indican los materiales disponibles y parámetros utilizados para la concreción de piezas de distinta índole.

Por último, se describe la oferta tecnológica y workflow en Centec-INTI indicando ejemplos de casos de aplicación.

Link de la conferencia:

https://www.youtube.com/watch?v=y0bFpG1x-0Y&t=2417s&ab_channel=AURAUNNOBA

Eje Temático 1

Procesos avanzados de soldadura

Este eje temático hace referencia a los procesos en fase sólida, líquida y sólido-líquida, tradicionalmente empleados para generar la coalescencia de los materiales, así como también a los procesos avanzados de soldadura y a aquellas adaptaciones desarrolladas para aplicaciones específicas.

ANÁLISIS DEL DIÁMETRO DE GOTA EN EL PROCESO DE SOLDADURA FCAW-S CON CORRIENTE CONTINUA PULSADA

ANALYSIS OF THE DROP DIAMETER IN THE WELDING PROCESS FCAW-S WITH PULSED DIRECT CURRENT

Pedro Cerda Villegas (P)⁽¹⁾, Víctor Vergara Díaz⁽¹⁾, Tiago Vieira da Cunha⁽²⁾

(1) Universidad de Antofagasta, Departamento de Ingeniería Mecánica, Antofagasta, Chile

(2) Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, Joinville, SC, Brasil.

Dirección de contacto: (P) p.cerda.villegas@gmail.com; victor.vergara@uantof.cl

Eje temático: procesos avanzados de soldadura.

Resumen

La utilización de alambres tubulares autoprottegidos en Chile todavía es bastante reducida principalmente empleando corriente continua pulsada, la cual puede ser una alternativa para realizar soldaduras en chapas de menor espesor y en todas las posiciones. Es objetivo de este estudio analizar la influencia del diámetro de gota en el proceso de soldadura FCAW-S empleando la corriente continua pulsada. Conforme a la literatura, el cálculo de los parámetros para que se produzca la transferencia metálica estable por el método pulsado para una dada corriente media de soldadura debe seguir una secuencia. En una primera instancia, mediante una transferencia metálica globular – goticular, se procede a identificar la corriente de transición con ayuda de los oscilogramas de corriente y tensión para posteriormente determinar el periodo T . El periodo de la corriente continua pulsada es el tiempo necesario para obtener un determinado diámetro de la gota D_g cuando se utiliza una determinada velocidad de alambre y un diámetro de electrodo D_e . La ecuación para realizar ese cálculo se deriva de la relación entre el volumen de alambre que avanza durante el tiempo T y se transforma en una gota de diámetro D_g . Esta característica se puede constatar con instrumentación especializada, pero en esta investigación solamente se estimó y se verificó la estabilidad del proceso con los oscilogramas de corriente y tensión. Los depósitos fueron realizados de forma mecanizada en la posición plana usando como material de aporte el alambre tubular autoprottegido AWS E71T-11 de 1,2 mm diámetro, sobre chapas de acero SAE 1015.

Palabras clave: diámetro de gota, FCAW-S, corriente continua pulsada y transferencia metálica

Keywords: drop diameter, FCAW-S, pulsed direct current, metallic transfer

El trabajo basó su estudio en la aplicación de alambres tubulares autoprottegidos y en las ventajas de la corriente continua pulsada, debido a no encontrar información disponible. Estos alambres tubulares autoprottegidos están ganando gran aplicación en la región minera de Antofagasta y es por eso que la investigación que se presenta tiene como objetivo levantar parámetros para la corriente continua pulsada. Se estudia la influencia del diámetro de gota sobre la estabilidad del proceso para caracterizar el alambre tubular autoprottegido sobre la morfología del cordón de soldadura (Urbanetto et al., 2015).

Para alcanzar los objetivos se implementó un banco de ensayos utilizando como material base probetas con dimensiones de 5x50x216 mm, del acero SAE 1015. El material de aporte empleado fue el AWS E71T-11 de 1,2 mm de diámetro.

En la tabla 1 se presentan los parámetros del periodo (T), corriente de base (I_b) y tiempo de base (t_b) para diámetros de gota metálica igual, mayor y menor al diámetro del electrodo tubular autoprottegido E71T-11.

Tabla 1: Influencia del diámetro de gota en FCAW-S con corriente continua pulsada

N° Ensayo	Tamaño de gota (mm)	T (ms)	t_b (ms)	I_b (A)	
01	$D_g = D_e$	1,20	16	14	69,64
02	$D_g > D_e$	1,25	18,08	16,08	72,56
03	$D_g > D_e$	1,30	20,34	18,34	74,97
04	$D_g > D_e$	1,35	22,78	20,78	76,99
05	$D_g > D_e$	1,40	25,41	23,41	78,70
06	$D_g < D_e$	1,15	14,08	12,08	66,06
07	$D_g < D_e$	1,10	12,32	10,32	61,61
08	$D_g < D_e$	1,05	10,72	8,72	55,98
09	$D_g < D_e$	1,00	9,26	7,26	48,70

La Figura 1 muestra la energía de soldadura y Tensión media del arco para deposiciones con diámetros de gotas (D_g) mayores al diámetro del electrodo (D_e). Se observa que conforme aumenta el D_g la energía de soldadura presenta una disminución. Esta disminución en la energía de soldadura es originada por una tendencia a la baja de la tensión media del arco. El descenso de la tensión media del arco se debe a tener una menor longitud de arco producto de un mayor D_g . Así también la dilución se ve reducida conforme aumenta el diámetro de gota metálica.

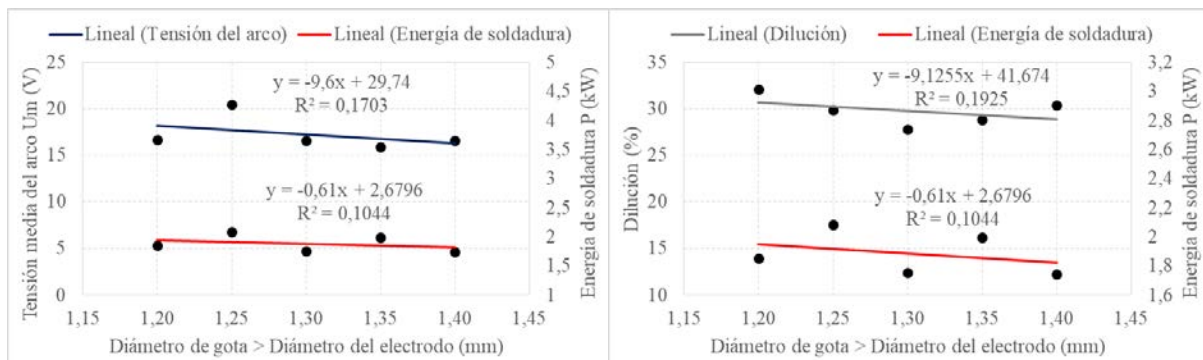


Figura 1: Relación entre la Energía de soldadura, Tensión media y la Dilución para deposición de $D_g > D_e$

La Figura 2 muestra la energía de soldadura y tensión media del arco para deposiciones con diámetros de gotas (D_g) menores a la del electrodo (D_e). Se revela que a medida que hay una disminución D_g existe una tendencia al ascenso de la energía de soldadura. Este aumento en la energía de soldadura es originado por una tendencia al alza de la tensión media del arco. El ascenso de la tensión media del arco se debe a tener una mayor longitud de arco producto de un menor D_g . Así también la dilución se ve aumentada conforme disminuye el diámetro de gota metálica.

Cabe considerar que los ensayos 07 y 09 presentan el mejor comportamiento del estudio, tanto en la continuidad de los pulsos de corriente como en la estabilidad de la tensión, pues teniendo una mayor frecuencia de pulso se tiene una mayor estabilidad del arco voltaico. La estabilidad puede ser explicada debido al aumento de la frecuencia de pulso, producto de tener una transferencia metálica con menor diámetro de gota, lo que conlleva una mayor longitud de arco, así como también una alta energía introducida. La Figura 3 presenta los Oscilogramas de Corriente y Tensión respecto al tiempo para los ensayos 05 y 09 que corresponden a $D_g > D_e$ y $D_g < D_e$, respectivamente.

Todos los ensayos realizados, utilizando corriente continua pulsada, revelan una alta cantidad de salpicaduras, contrario a la mención bibliográfica (Fernandes, 2012).

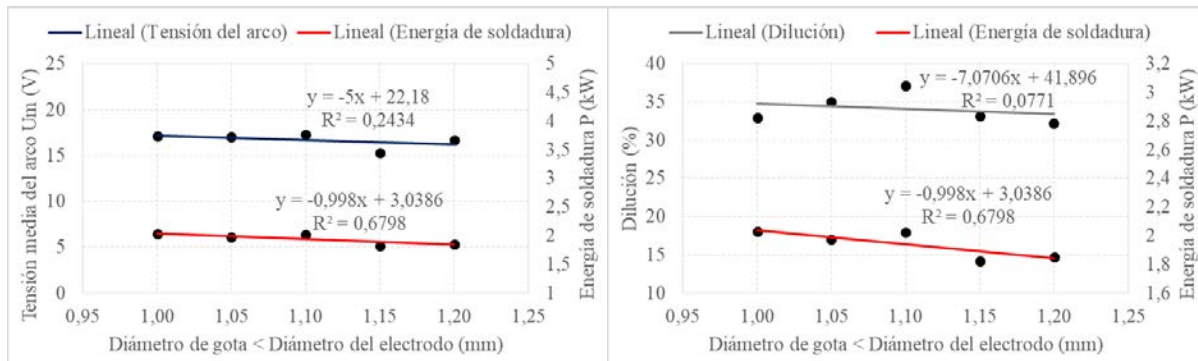


Figura 2: Relación entre la Energía de soldadura, Tensión media y la Dilución para deposición de $D_g < D_e$

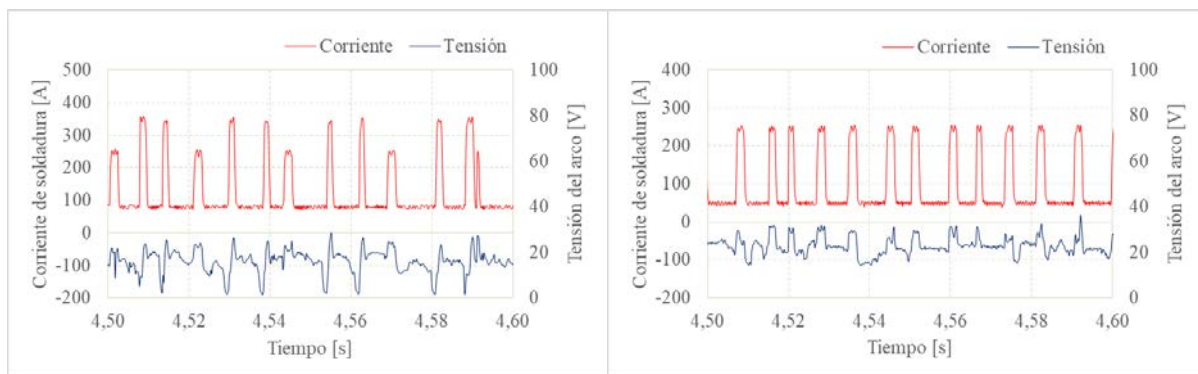


Figura 3: Oscilogramas para FCAW-S corriente continua pulsada a) ensayo 05 ($I_p = 250$ A; $t_p = 2$ ms; $I_b = 78,70$ A y $t_b = 23,41$ ms), b) ensayo 09 ($I_p = 250$ A; $t_p = 2$ ms; $I_b = 48,70$ A y $t_b = 7,26$ ms)

Para un $D_g > D_e$, los oscilogramas revelan la ocurrencia de cortos circuitos debido a que no existe un equilibrio entre la alta velocidad de alimentación respecto a la tasa de fusión. El análisis de los ciclogramas revela una falta de concentración de los datos, lo cual indica que existe inestabilidad del proceso. Para los ensayos con un $D_g < D_e$, se evidencia la presencia de cortos circuitos, salvo para el ensayo 09, el cual presenta el mejor resultado de todo el estudio. Esto se justifica producto de tener una alta frecuencia de pulsación revelada por la continuidad de los pulsos del oscilograma y la estabilidad presentada en el ciclograma.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la empresa Minetec Ltda. – Chile por el apoyo en la ejecución de esta investigación.

Referencias

Fernandes, A. (2012). *Influência da corrente de pulso, tempo de pulso e diâmetro de gota sobre a estabilidade da transferência metálica no processo MIG-P*. (Mestre). Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal, Brasil.

Urbanetto, R., Niño, C., Giacomelli, I. (2015). *Comparação da estabilidade do arco e da variabilidade da geometria de soldas obtidas pelos processos MIG/MAG e arame tubular*. Soldagem & Inspeção.

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO SINCRON EN 10025-4 S355M APLICADO NA FABRICAÇÃO DE TORRES EÓLICAS COM PROCESSO DE SOLDAGEM DE ALTA DEPOSIÇÃO

Tadeu Messias Donizete Borba⁽¹⁾, Rodrigo Sanches Oliveira⁽²⁾ (P), Leonardo de Oliveira Turani⁽³⁾

(1) *Centro de Pesquisa & Desenvolvimento, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.*

(2) *Assistência Técnica, ESAB, Contagem, MG, Brasil*

(3) *Assistência Técnica, Usiminas, Belo Horizonte, MG, Brasil*

Dirección de contacto: Rodrigo.Oliveira@esab.com.br; (P) Presentador

Eje temático: Procesos avanzado de Soldadura / Metalurgia de la Soldadura.

Resumo

A busca de soluções em melhoria da produtividade tem sido a tônica nas relações entre a siderurgia e os fabricantes de torres eólicas. Nesse sentido, a Usiminas, após a implantação da tecnologia CLC (Continuous on-Line Control), tem realizado diversos projetos de desenvolvimento de produtos e aplicação dos aços estruturais TMCP (Thermo-Mechanical-Control-Process) com características mecânicas e metalúrgicas diferenciadas em relação aos aços convencionalmente utilizados no Brasil, em especial pelos fabricantes de torres eólicas. Devido à importância que os processos de soldagem representam na fabricação de torres eólicas, estudos de soldabilidade são importantes para a elaboração de procedimentos e a seleção adequada dos materiais que permitam o aperfeiçoamento das etapas de soldagem. Nesse contexto, este trabalho visou avaliar comparativamente as propriedades mecânicas e a caracterização microestrutural da região soldada do aço Sincron EN 10025-4 S355M, produzido pelo processo TMCP, e ASTM A572 grau 50, produzido por laminação convencional, ambos soldados pelo processo SAW Tandem Arc, empregando aportes de calor superiores aos utilizados na soldagem convencional dos tramos metálicos. Como resultados, foi possível obter juntas soldadas com excelentes propriedades mecânicas e tenacidade, especialmente quando empregado o aço Sincron EN 10025-4 S355M, em conjunto com a combinação arame/fluxo OK Autrod 12.22/OK Flux 10.72. Os procedimentos de soldagem avaliados podem ser uma excelente referência para o aumento da produtividade, com a redução de passes nas soldas longitudinal e circunferencial das virolas.

A geração de energia elétrica por meio da conversão da energia cinética dos ventos (energia eólica) é uma tecnologia amplamente utilizada no mundo, pois requer baixos investimentos para sua implantação e manutenção em relação a usinas hidrelétricas e nucleares, e por ser uma fonte renovável e limpa de geração, independente do uso de combustíveis fósseis [1].

As torres cônicas de aço consistem basicamente em caldeiraria e corte de chapa, dobra e operações diversas de soldagem, e são produzidas em 3 ou 4 segmentos, denominados vãos ou seções. Cada seção é produzida unindo, geralmente, 5 a 6 buchas de aproximadamente 3 metros de comprimento cada. A soldagem por arco submerso (SAW) [2] é utilizada tanto para soldagem longitudinal quanto para soldagem circunferencial, aplicada na junta entre buchas.

Juntas, Usiminas [3] e ESAB [4] vêm realizando estudos para o desenvolvimento de engenharia para aplicação de aços e insumos ao mercado de energia eólica, otimizando as diferentes etapas da fabricação de perfis metálicos e melhorando a produtividade. Este trabalho teve como objetivo avaliar o desempenho do aço estrutural Sincron S355M da norma EN-10025-4 S355 M produzido por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (Processamento Termomecânico Controlado - TMCP) e ASTM A572 grau 50 produzido por laminação convencional seguida por tratamento térmico de normalização; 40 mm e 38 mm de espessura, respectivamente. Ver Tabela 1 e 2.

Tabela 1 – Composição química dos aços Sincron EN-10025-4 S355 M e ASTM A572 grau 50 (% p/p).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al
Sincron S355 M	0,08	1,51	0,24	0,012	0,002	0,042
A572	0,17	1,46	0,34	0,022	0,008	0,033

	Ca	N	Cu + Ni + Cr	Nb + V + Ti	Ceq ^(a)
Sincron S355 M	0,0015	0,0052	0,050	0,031	0,34
A572	0,0010	0,0030	0,039	0,059	0,42

Nota: $a - Ceq = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5$ [5]

Tabela 2 – Valores de propriedade mecânica determinados em tração dos aços Sincron EN-10025-4 S355 M e ASTM A572 grau 50.

Aço	Limite de Escoamento (MPa) ^a	Limite de Resistência (MPa) ^a	Alongamento (%) ^b
Sincron S355 M	451±11	534±11	30±2
Especificação	≥345	470 – 630	≥21
A572	430±9	563±9	23±4
Especificação	≥345	≥450	≥21

Nota: a – valor médio determinado a partir do ensaio de três corpos de prova. b- Base de Medida = 50 mm.

As soldas são feitas através do processo SAW com adição de dois arames energizados (SAW Tandem Arc) utilizando calor superior ao comumente utilizado na soldagem convencional de seções metálicas.

O aço A572 possui uma banda microestrutural de ferrita poligonal e perlita. No caso do aço Sincron S355 M, a presença, em maior quantidade, de bainita e, em menor grau, de nódulos poligonais de ferrita e perlita fina, é muito mais refinada do que os constituintes observados no aço A572.

Para a soldagem foi utilizada a combinação de arame e fluxo classe AWS A5.17 F7A8-EM12K Ø 5,0 mm. O fluxo é do tipo aglomerado neutro/básico e foi desenvolvido especialmente para a soldagem de aerogeradores, o que permite a deposição de um metal de alta tenacidade em baixas temperaturas. Foi utilizado um chanfro simétrico, duplo V, com ângulo de 80° e 5 mm de nariz. As duas juntas foram seladas com soldagem GMAW-G com arame AWS A5.18 ER70S-6 Ø1,2 mm [8]. Soldagem sem pré-aquecimento e a temperatura entre passes mantida menor que 250 °C.

Tabela 3 – Parâmetros otimizados de soldagem *Tandem Arc*

Procedimento de Soldagem Otimizado	Lado do Chanfro	Passo	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de (cm/min)	Aporte de Calor (kJ/cm)	Deposição (kg/h)	Geometria do Chanfro
	Soldagem GMAW-G			278	27	34	12	
Externo	1°	1000 ^a	32 ^a	45	71	25,3		
		800 ^b	34 ^b					
	2°	1000 ^a	32 ^a	45	71			
		800 ^b	34 ^b					
Interno	1°	950 ^a	33 ^a	60	53	25,3		
		800 ^b	34 ^b					
	2°	1000 ^a	32 ^a	43	87			
		900 ^b	34 ^b					

Após a soldagem, foi realizada uma análise macrográfica da seção transversal e um mapeamento de dureza Vickers com carga de 1 kgf e distância entre impressões de 0,35 mm, tanto vertical quanto horizontalmente, para mostrar a variação de dureza causada por o ciclo de soldagem a quente. Para a análise microestrutural, foi selecionada uma região do lado externo da junta, na qual o metal base foi afetado pelo ciclo térmico de uma única passagem. Apenas a região de granulação grossa (RGG) da zona afetada pelo calor (ZAC) foi avaliada por microscopia de luz.

A microestrutura da ZTA também foi caracterizada em termos de orientação cristalográfica por um microscópio eletrônico de varredura capaz de realizar EBSD - Voltage Electron Backscatter Diffraction de 20 kV.

Para cada junta soldada, 4 corpos de prova de tração (CP) e 2 CP de dobramento foram retirados do lado interno e externo do chanfro e testados. A condição de dobramento utilizada foi 4E-180°, sendo E a espessura da chapa e 4E o raio de curvatura. Os CPs para esses testes foram fabricados de acordo com o Código ASME, Seção IX [6], e testados de acordo com ASTM A370 [7]. Os testes de impacto Charpy-V foram realizados em 5 CPs de tamanho real (10 x 10 x 55 mm), removidos de ¼ " de espessura e testados de acordo conforme ASTM A370 [7]. Os entalhes foram no metal de solda (MS), linha de fusão (LF) + 1mm e LF + 5mm, retirados de um lado do chanfro. Os CP MS e ZTA foram testados em temperaturas de -20 e -30 ° C, respectivamente.

As metalografias das juntas soldadas apresentaram bons resultados de penetração e não apresentaram defeitos, o que mostra que os parâmetros de soldagem aplicados foram adequados.

No mapeamento de dureza observa-se, no caso da junta soldada do aço A572, que o metal de solda apresenta valores (170 - 210 HV) próximos ao metal base (175 - 212 HV), indicando que a resistência mecânica da solda é compatível. No caso da junta de aço Sincron S355 M, o metal de solda (178 - 205HV) excede (MS com resistência maior que MB) em relação ao metal de base (158 - 178HV).

Neste trabalho foi avaliado o desempenho dos aços estruturais Sincron S355M e ASTM A572, quando soldados pelo processo SAW Tandem Arc com alto aporte de calor. Com os resultados dos ensaios mecânicos e das caracterizações microestruturais realizados na região soldada se conclui:

- Macrografia e ensaios mecânicos: todas as juntas soldadas isentas de defeitos; aspecto geométrico dos cordões de solda favorável para aplicações com carregamento cíclico; não foram observadas trincas no teste de dobramento e; todos os CPs de tração tiveram um limite de resistência superior aos valores especificados para MB. Todos esses resultados confirmam que o procedimento de soldagem utilizado é adequado para a confecção de perfis metálicos [9];
- Mapa de dureza Vickers: as duas juntas apresentaram valores abaixo de 350 HV, o que indica baixa susceptibilidade a formar trincas induzidas por hidrogênio nas condições avaliadas neste estudo; os maiores valores foram observados em toda a ZTA RGG do aço ASTM A572 grau 50; o MS das duas juntas apresentou maiores valores na região da raiz devido à maior velocidade de resfriamento ali e ao uso do arame ER70S-6, com maior resistência no passe de selagem;
- Tenacidade Charpy-V: os valores de energia absorvida no ensaio de impacto apresentaram excelentes valores de tenacidade, justificados pela presença de uma maior fração de FA em relação ao FG e ao menor teor de C e os menores valores de Ceq; os melhores resultados foram obtidos para o aço Sincron S355 M, que, próximo a 1 mm da linha de fusão, apresentou na ordem de 370 J, superiores ao valor médio, 89 J, obtido na mesma região da junta de ASTM A572.

Pode-se concluir que a utilização da combinação do aço Sincron S355 M com o fluxo/arame AWS A5.17 - F7A8-EM12K em conjunto com o procedimento de soldagem a arco tandem otimizado SAW apresentado neste trabalho pode ser uma excelente opção para aumentar a produtividade dos fabricantes de torres, podendo reduzir o número de passes de nove para quatro, aumentando a taxa média de deposição de 20 para 25 kg/h nas soldas longitudinais e circunferenciais de perfis metálicos.

Referências Bibliográficas

- [1]. PROGRAMA DE INCENTIVO PARA FONTES DE ENERGIA ELÉTRICA ALTERNATIVA, 2016.
- [2]. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ENERGIA EÓLICA, 2016.
- [3]. AGÊNCIA BRASILEIRA DE DESENVOLVIMENTO INDUSTRIAL 2014.
- [4]. ESAB. Efficient Welding in the Wind Tower Manufacturing Industry, 2016.
- [5]. DE MEESTER, B. Note on the Carbon Equivalent. Welding in the World, Reino Unido, Vol. 28, No. 3/4, p. 1990.
- [6]. ASME Boiler and Pressure Vessel Code IX: Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures and Operators, 2019.
- [7]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A370, 2009.
- [8]. ESAB. Catalogo on-line, 2016.
- [9]. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. EN ISO 5817. Quality Levels for Imperfections, 2003.

SOLDADURA GTAW-P DE CARCASA DE MOTOR DE COMBUSTIBLE SOLIDO EN ACERO AISI 4130

GTAW-P WELDING OF SOLID ROCKET MOTOR CASE OF AISI 4130 STEEL

Mercedes A. Durán ^(1,2) (P), Alejandro O. Miranda ⁽¹⁾, Hernán G. Svoboda ^(1,3)

(1) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(2) Ministerio de Defensa, Ciudad de Buenos Aires, Argentina

(3) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: mecciduran@gmail.com

Eje temático: T1 Procesos Avanzados de Soldadura

Resumen

El desarrollo local de motores de combustible sólido para aplicaciones aeroespaciales duales es un área de desarrollo estratégico en la que se ha venido trabajando en los últimos 50 años. El proceso Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) es uno de los habitualmente empleados, así como el acero AISI 4130, para este tipo de aplicaciones. Sin embargo, la variante pulsada de dicho proceso ha sido mucho menos explorada, siendo junto con una ejecución de la junta en forma mecanizada, sin aporte de material, objetivos del presente trabajo. El mismo se enmarca en un proyecto de desarrollo de capacidades locales para la fabricación de la carcasa de un motor de combustible sólido de 160 mm de diámetro, de construcción soldada en diferentes materiales metálicos. El material empleado fue una chapa de acero AISI 4130 en 2 mm de espesor. En primer lugar, se realizaron cordones del tipo “*bead on plate*”, luego juntas soldadas en chapa plana y finalmente la soldadura longitudinal en chapa rolada en 160 mm de diámetro para la fabricación de un sector tubular de la carcasa. Se analizó la condición “como soldada” así como con tratamiento térmico post-soldadura. Durante las soldaduras se adquirieron las señales de tensión y corriente. Sobre las juntas soldadas, se realizaron ensayos no destructivos, caracterización macro y microestructural, perfiles de microdureza y ensayos de tracción. La eficiencia de junta alcanzada luego del tratamiento térmico post-soldadura fue de alrededor del 90%. Se desarrolló un procedimiento de soldadura para la fabricación de un sector tubular de la carcasa, basado en la comprensión de las relaciones entre variables de proceso, microestructura/defectos y propiedades mecánicas.

Palabras clave: Carcasa de motor de combustible sólido (SRM), GTAW-P, acero AISI 4130, Procedimiento de soldadura

Keywords: Solid Rocket Motor (SRM) Case, Pulsed-GTAW, AISI 4130 steel, Welding procedure

Las carcasas de motores de combustible sólido (SRM) construidas en materiales metálicos para aplicaciones aeroespaciales, son de construcción soldada, siendo la soldadura el aspecto más crítico. El proceso Gas Tungsten Arc Welding en modo pulsado (GTAW-P) es especialmente empleado para espesores delgados y juntas de elevada calidad que no requieran aporte de material, debido a su capacidad para controlar el aporte de calor aportado (HI) a través de pulsos de corriente de baja frecuencia. De esta forma se logra minimizar el HI, reducir el tamaño la zona afectada por el calor, así como las distorsiones en el componente, entre otras ventajas. El acero 4130 es un acero de uso estructural de alta resistencia empleado para estas aplicaciones en condición de temple y revenido. Su soldabilidad es limitada debido a su contenido de carbono y elementos de aleación (Cr-Mo) que proveen una relativamente elevada templeabilidad. En este sentido su soldadura requiere ciertos recaudos. En general requiere de tratamiento térmico post-soldadura a fin de limitar la dureza de la junta soldada. En este sentido el procedimiento de soldadura es un aspecto clave para lograr uniones

soldadas de calidad. El objetivo de este trabajo fue desarrollar procedimientos de soldadura para la fabricación de un sector de carcasa de motor de combustible sólido para aplicaciones aeroespaciales en acero 4130 en chapa de 2 mm de espesor, empleando el proceso GTAW-P, sin aporte de material y en forma mecanizada.

A este fin, se utilizó una chapa de 2 mm de espesor de acero AISI 4130, cuya composición química, expresada en porcentaje en peso (wt%) fue de: C=0,29; Mn=0,24; P=0,011; S<0,001; Si=0,23; Ni=0,02; Cr=0,93; Mo=0,18. Dichos valores están dentro del rango establecido para este material. La microestructura de partida en estado recocido estaba constituida ferrita y carburos, con cierto bandedo asociado al proceso de laminación. La microdureza Vickers determinada fue de HV1 = 240, mientras que la dureza y propiedades en tracción en condición de temple y revenido fueron: 309 HV, $\sigma_{0,2} = 950$ MPa, Resistencia a la tracción $\sigma_{UTS} = 992$ MPa y alargamiento a rotura de $e_{Rot} = 8$ %.

Para desarrollar el procedimiento, se analizaron tres configuraciones de junta: cordones Bead On Plate (BOP) sobre chapa de 50 x 100 mm, junta en chapa plana (J-P) de 150 x 200 mm y junta longitudinal de chapa rolada a 160 mm de diámetro y 300 mm de longitud (J-T), que constituye la configuración final del sector tubular de la carcasa del motor, como se esquematiza en la Figura 1.

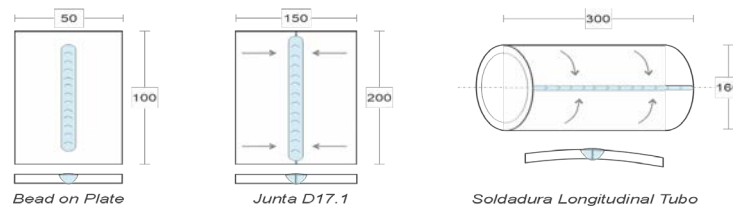


Figura 1: Esquemas de juntas analizadas: a) BOP, b) J-P y c) J-T

Los parámetros de soldadura utilizados para las distintas configuraciones de junta mencionadas se detallan en la Tabla 1. A su vez se empleó gas de respaldo en la zona de la raíz de las juntas.

Tabla 1: Parámetros de soldadura utilizados para las distintas configuraciones

I_p [A]	I_b [A]	d_{e-p} [mm]	F [Hz]	Vel [mm/min]	Gp	Q [L/min]
150	90	1	15	250	Ar	15

I_p : Corriente de pico, I_b : corriente de base; F: Frecuencia; d_{e-p} : distancia electrodo-pieza, Vel: Velocidad de soldadura, Gp: Gas de protección, Q: Caudal

Las soldaduras se realizaron en el material en condición recocido y posteriormente se realizó el tratamiento térmico de temple a 840°C durante 20 minutos y revenido a 520°C durante 1 hora. Se analizaron tanto las condiciones “como soldada” (AW) como la de tratamiento térmico post-soldadura (PWHT).

En la Figura 2 se muestra la macrografía obtenida para la configuración BOP (a) y los perfiles de microdureza, determinados sobre la línea central del espesor de la chapa, tanto en la condición AW como PWHT.

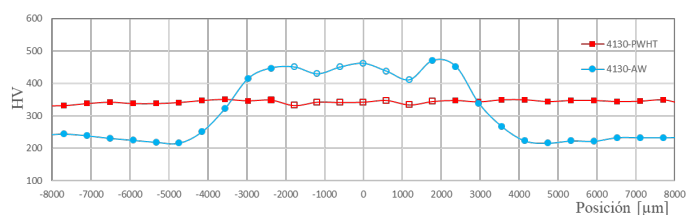
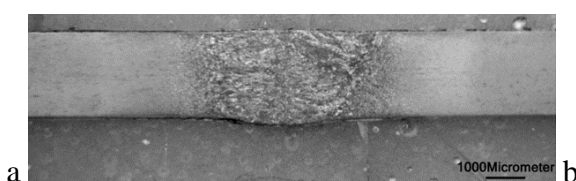


Figura 2: a) Macrografía BOP y b) Perfiles microdureza Vickers para condición AW y PWHT

Se observa un cordón con penetración completa y libre de defectos como poros, socavados o falta de penetración, fisuración, entre otros. Los puntos abiertos corresponden a la zona del metal de soldadura (MS). Para AW, se detecta un aumento de dureza en la Zona afectada por el calor (ZAC) y el MS, que se asocia a la formación de martensita fresca producto del ciclo térmico de soldadura. Luego del PWHT, como consecuencia de la austenización seguida de temple y posterior revenido, el perfil es uniforme a lo largo de toda la junta, alcanzando valores de 345 HV (± 4), consistente con lo reportado para este material y tratamiento térmico [1]. Para las otras dos configuraciones los resultados de los perfiles de microdureza en condiciones AW y PWT fueron similares. En la Figura 3 se muestran las micrografías de las distintas zonas de la condición AW (a, b y c) y de la condición PWHT, de la zona del MS (d).

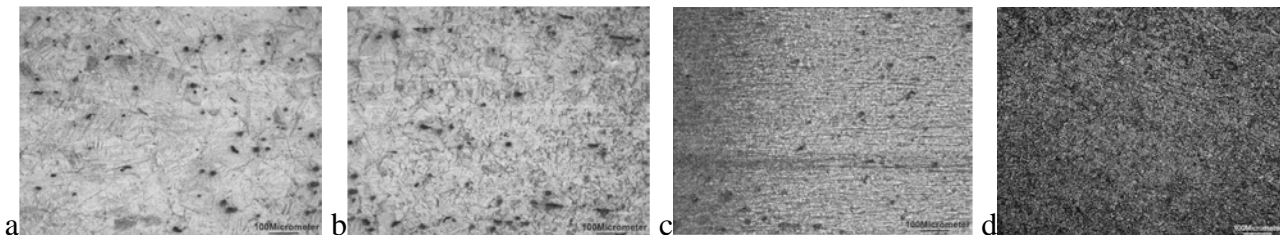


Figura 3: Microestructura: a) AW-MS, b) AW-ZAC y c) AW ZIC-MB, d) PWHT-MS

En la probeta en condición AW, en el MS se observan los granos columnares de martensita fresca (a), mientras que en la ZAC pueden ver granos equiaxiales gruesos de martensita, en la zona cercana a la línea de fusión, los cuales se afinan al alejarse de la misma (b). Luego se observa la zona intercrítica (ZIC) donde coexisten martensita y ferrita hasta llegar al MB (c). Esas microestructuras son consistentes con lo determinado en el perfil de microdureza (Fig 2b). Para la condición PWHT, se observa una estructura de grano fino de martensita revenida, uniforme a lo largo de toda la junta. Estas microestructuras mencionadas fueron similares para las tres configuraciones analizadas.

De la junta J-P, para ambas condiciones AW y PWHT, se extrajeron probetas de tracción transversales, las que fueron ensayadas. Las tensiones de rotura obtenidas fueron: $Sr_{-AW} = 663 \text{ MPa}$ y $Sr_{-PWHT} = 933 \text{ MPa}$, siendo la eficiencia de junta en la condición PWHT del 94 %.

En la Figura 6 se muestra una imagen del tubo soldado (J-T), luego del PWHT y la correspondiente macrografía obtenida.

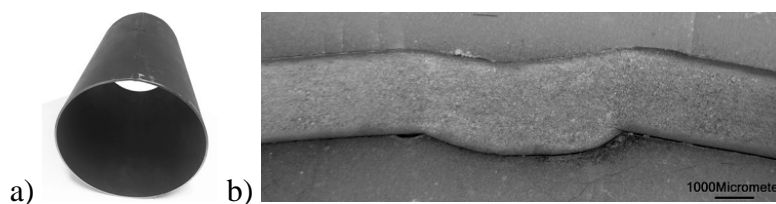


Figura 6: a) Sector de tubo soldado (J-T) y b) Macrografía.

Se demuestra que el procedimiento desarrollado es apto para la soldadura de carcasas de SRM en bajo espesor, de única pasada y sin material de aporte, en forma mecanizada. Estos aspectos constituyen un aporte original, ya que por lo general este tipo de construcciones soldadas son llevadas a cabo con material de aporte, en pasada múltiple y en forma manual.

Referencias

Souza Neto, F. et al. (2015), *An Analysis of the Mechanical Behavior of AISI 4130 Steel After TIG and Laser Welding Process*. Procedia Engineering, 144,181-188.

EFECTO DE TRATAMIENTO TÉRMICO PRE Y POST-SOLDADURA EN SOLDADURAS DE ACERO MARAGING C250 OBTENIDOS POR GTAW-PULSADO

PRE AND POST WELD HEAT TREATMENT EFFECT ON PULSED-GTAW WELDS OF MARAGING C250 STEEL

Mercedes A. Durán^(1,2) (P), H. Nelson Álvarez Villar⁽³⁾, Hernán G. Svoboda^(1,4)

(1) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(2) Ministerio de Defensa, Ciudad de Buenos Aires, Argentina

(3) CITEDEF,

(4) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: mecciduran@gmail.com

Eje temático: 1- Procesos Avanzados de Soldadura. 8- Metalurgia de la Soldadura.

Resumen

El desarrollo local de motores de combustible sólido (SRM) para aplicaciones aeroespaciales duales es un área de desarrollo estratégico. El proceso GTAW es uno de los habitualmente empleados, siendo el acero Maraging C250 el material de última generación para este tipo de aplicaciones. Este material de ultra-alta resistencia permite alcanzar los 1600 MPa en condición de tratado térmicamente. En este sentido, el desarrollo de procedimientos de soldadura que permitan optimizar las propiedades mecánicas y las condiciones de fabricación de carcasas de SRM es un área de trabajo actual, siendo los tratamientos térmicos pre y post soldadura un aspecto de relevancia. El objetivo de este trabajo fue evaluar el efecto de las condiciones de tratamiento térmico pre y post soldadura en una chapa de acero Maraging 250 de 2 mm de espesor soldada en configuración “bead on plate” (BoP) mediante el proceso GTAW-Pulsado sin aporte de material y en forma mecanizada. Sobre chapas de este material en condiciones Recocida (R) y Envejecida (E) se realizaron cordones BoP. Sobre cortes transversales de las soldaduras en ambas condiciones se realizó la caracterización macro y microestructural y se determinaron perfiles de microdureza Vickers. Posteriormente, se realizaron tratamientos térmicos post-soldadura (PWHT) de envejecido a temperaturas de 480 y 520°C. En el metal de soldadura de las condiciones con PWHT se observó la presencia de alrededor de 5% de austenita revertida. La condición R con PWHT a 480°C presenta un perfil de dureza relativamente uniforme con disminución de la dureza respecto del material base leve.

Palabras clave: Carcasa de motor de combustible sólido, GTAW-Pulsado, acero Maraging C250, tratamiento térmico pre y post soldadura, austenita revertida

Keywords: Solid Rocket Motor Case, Pulsed-GTAW, Maraging C250 steel, pre and post weld heat treatment, reverted austenite.

Los aceros Maraging C250 presenta un alto contenido de Ni, Mo, y un extra bajo contenido en Carbono (<0.03%), junto a una combinación superior de propiedades mecánicas tales como la alta resistencia, excelente tenacidad a la fractura y buena soldabilidad [1]. Dichas propiedades son obtenidas mediante un tratamiento térmico de envejecido a temperaturas relativamente bajas, entre 480-520 °C en períodos de entre 3-5 h. La fabricación de carcasas de motor de combustible sólido (SRM), presenta diversas alternativas en cuanto a los materiales empleados. Históricamente fueron aleaciones metálicas las empleadas en la fabricación de estos componentes y en el último tiempo se han desarrollado tecnologías de materiales compuestos de matriz polimérica que también muestran buenos resultados. Las carcasas metálicas, son en general de construcción soldada, siendo este proceso de fabricación un aspecto clave. El proceso Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) en modo

pulsado es uno de los más utilizados para la fabricación de componentes estructurales de espesores delgados y que requieran una elevada calidad de soldadura, ya que permite controlar el aporte térmico (HI) mediante pulsos de baja frecuencia, reduciendo tanto la zona afectada por el calor (ZAC), como las distorsiones en el componente. En este sentido los aceros Maraging (MA) se han convertido en los materiales de última generación para esta aplicación, debido a su elevada resistencia mecánica y su buena soldabilidad. El principal cambio microestructural luego del PWHT se asocia a la precipitación de fases endurecedoras. Asimismo, se forma cierta fracción de austenita revertida (A_R) en la zona del metal de soldadura. Dicha fase, es estable a temperatura ambiente, por lo que puede producir cierta degradación de las propiedades mecánicas del componente estructural por su menor dureza. En general la soldadura se realiza con el material en condición de recocido y luego se aplica el PWHT. En ciertas circunstancias de fabricación puede darse el caso de tener que soldar partes del motor que ya se encuentran tratadas térmicamente. El objetivo del presente trabajo fue analizar la evolución microestructural y la microdureza de uniones soldadas de aceros MA C250 bajo distintas condiciones de tratamiento térmico pre y post soldadura.

Para tal fin, se realizaron cordones bajo la configuración Bead on Plate, en una chapa de acero MA C250 de 2 mm de espesor, mediante el proceso GTAW pulsado, sin aporte de material y de única pasada, en forma mecanizada. La composición química del material utilizado, expresada en porcentaje en peso (wt%), fue de: C=<0,03; Ni=18,2; Co= 7,96; Mo= 4,87; Ti=0,4; Al=0,15; Mn=0,04; Si=0,09. La microestructura de partida en estado de recocido está constituida por martensita blanda altamente dislocada, con una microdureza Vickers de 350, mientras que la dureza en condición de envejecido (480 °C – 3h) fue de 555 HV. En condición de tratamiento térmico, el material presenta una microestructura de martensita envejecida.

Se soldaron probetas con el material en estado de Recocido (R) y en estado Envejecido (E). En la Tabla 1 se muestran los parámetros de soldadura utilizados.

Luego, sobre las probetas soldadas se aplicaron PWHT de envejecido a dos temperaturas: 480 °C y 520 °C, en ambos casos por 3 horas. Sobre las distintas condiciones en estudio se analizaron la macro y microestructura en las distintas zonas, así como los perfiles de microdureza Vickers. Asimismo, se cuantificó la cantidad de austenita revertida (A_R) de acuerdo a la norma ASTM E562.

Tabla 1: Parámetros de soldadura utilizados para las distintas condiciones de partida

I_p [A]	I_b [A]	d_{e-p} [mm]	F [Hz]	Vel [mm/min]	G_p	Q [L/min]
150	90	1	15	250	Ar	15

I_p : Corriente de pico, I_b : corriente de base; F: Frecuencia; d_{e-p} : distancia electrodo-pieza, Vel: Velocidad de soldadura, G_p : Gas de protección, Q: Caudal

En la Figura 1 se muestran los perfiles de microdureza obtenidos para las condiciones “como soldada” (AW) sobre la macrografía, y en un detalle se ven las micrografías características de las distintas zonas generadas durante la soldadura. Los puntos abiertos corresponden a la zona del metal de soldadura (MS). Se observa que ambos perfiles son similares en el MS y en la ZAC (Zona Afectada por el Calor) recristalizada, asociado al ciclo térmico de la soldadura, durante el que se disuelven todas las fases endurecedoras presentes en la condición E, alcanzándose valores de dureza similares a los del metal base (MB) de R. En la zona subcrítica se observa un aumento de la dureza hasta alcanzar la dureza del MB. En la zona oscura (ZO) se reporta la presencia de una pequeña fracción de austenita revertida entre las placas de la martensita.

La Figura 2 muestra los perfiles de dureza y micrografías de las muestras con PWHT a 480 °C-3h.

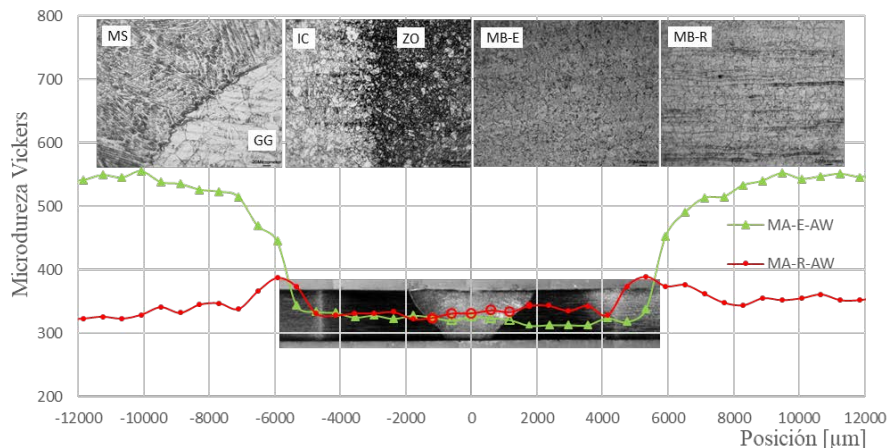
19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA

Figura 1: Perfiles de microdureza, macro y micrografías de: MA-R-AW y MA-E-AW

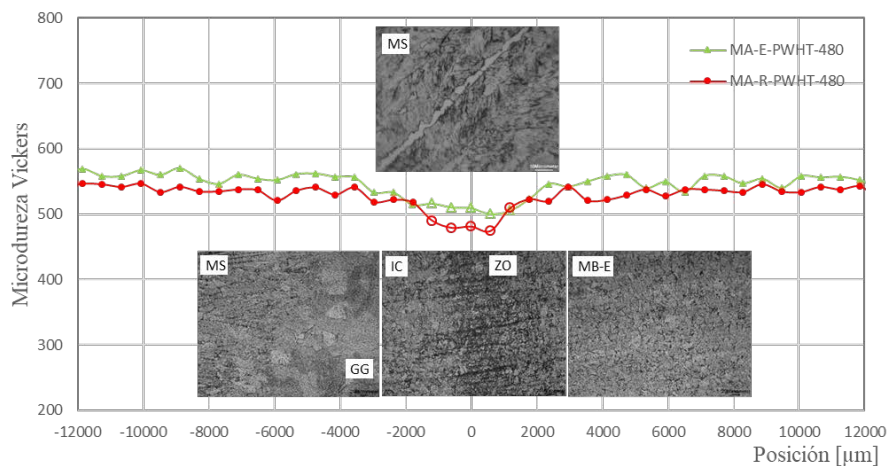


Figura 2: Perfiles de microdureza y micrografías de: MA-R-PWHT-480 y MA-E-PWHT-480

Luego del PWHT se alcanza la dureza característica del MA envejecido, para ambas condiciones de partida. La zona oscura no puede ser eliminada luego del PWHT. El pequeño descenso en la microdureza en el MS, podría asociarse a la presencia de austenita revertida (A_R) producida durante el PWHT debido a la microsegregación de elementos de aleación en el proceso de solidificación del MS. En dicha zona, la condición MA-R-PWHT-480 presenta una dureza levemente menor, lo que podría deberse al mayor contenido de A_R (10%), respecto del 6% determinado en la condición E. Para PWHT=520 °C-3h los resultados fueron muy similares, con un 6% de A_R para la condición R y 4% para la condición E. Esto podría indicar que al soldar el material en condición E se produciría un nivel de microsegregación levemente menor, que produciría una reducción de austenita revertida en el MS luego del PWHT. La disminución de la A_R al aumentar las temperaturas de envejecido, estaría asociada a una disolución de dicha fase hacia otras de mayor equilibrio.

Si bien operativamente es más conveniente soldar el material en condición de recocido, se ha mostrado que el material puede ser tratado, ya sea en condición R como E, sin que esto afecte significativamente las características de la unión soldada, con la ventaja de una disminución de la A_R . El PWHT a 520°C produjo un contenido de A_R levemente menor, con una dureza levemente superior.

Referencias

Iyer, K., Radhakrishnan, V. & Seshadri, S. (2000). *Microstructural changes during welding and subsequent heat treatment of 18Ni (250-grade) maraging steel*. Materials Science and Engineering A, 287(1):43–51.

AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM NA PRESENÇA DE PRIMER NAVAL COM OS PROCESSOS GMAW E FCAW PULSADO

WELDING ASSESSMENT IN THE PRESENCE OF NAVAL PRIMER WITH THE GMAW AND FCAW PULSED PROCESSES

Ana Carolina de Simone Garcia⁽¹⁾, Tiago Vieira da Cunha⁽¹⁾, Víctor Vergara Díaz (P)⁽²⁾

(1) Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Joinville, Joinville, SC, Brasil

(2) Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Antofagasta, Antofagasta, Chile

Contato: victor.vergara@uantof.cl

Eje temático: Procesos avanzados de soldadura.

Resumo: Os estaleiros encontram-se em sua grande maioria no litoral, onde sofrem grande ação da umidade oriunda do mar. Isto torna necessário medidas de proteção contra oxidação das chapas metálicas durante estocagem e processamento. Para tanto, é utilizada uma tinta do tipo Shop Primer, que oferece proteção catódica as chapas. No entanto, buscando uma maior eficiência na construção de uma embarcação, é desejável que a posterior retirada desta camada de tinta não seja necessária, como forma de reduzir o tempo de produção. Assim, é de interesse que a execução dos processos de soldagem ocorra na presença desta tinta na superfície da peça de trabalho sem, contudo, comprometer a qualidade final dos cordões de solda. Neste contexto, o presente trabalho tem como objetivo avaliar os efeitos decorrentes da presença do primer na soldagem com os processos GMAW e FCAW pulsado no que diz respeito à estabilidade dos processos e morfologia dos cordões de solda. Para tanto, foram realizados ensaios de soldagem, empregando dispositivo mecanizado, com os arames ER70S-6 e E71T-1 em duas configurações de corrente média e mantendo-se fixos os demais parâmetros de soldagem. Quatro espessuras diferentes de camada de primer foram empregadas sobre os corpos de prova a fim de avaliar sua influência na estabilidade dos processos e qualidade final dos cordões. Como resultado, foram obtidos cordões de solda íntegros e com acabamento superficial uniforme para ambos os processos. Contudo, os cordões realizados com o processo FCAW apresentaram penetração muito baixa, melhor molhabilidade e maior largura quando comparado com aqueles obtidos com o GMAW, que apresentaram maiores valores de reforço e penetração. Por fim, pode-se concluir que a soldagem na presença do primer empregado é viável.

Palavras-chave: Estaleiros, GMAW, FCAW, Primer Naval, Cordão de solda.

Introdução. A construção naval brasileira é um setor que manipula diversos tipos de aços e atua, principalmente, na união desses metais, utilizando como principal processo de união a soldagem. Por estarem localizados próximos ao mar, a corrosão destes materiais se torna um grande problema aos estaleiros. Como solução, é aplicada uma tinta protetora nas chapas, chamada de Shop Primer, que exercem mecanismo de proteção catódico para o metal não sofrer oxidação antes mesmo de seu processamento. Estas tintas são ricas em zinco à base de Silicato de Etila ou pigmentadas com Óxido de ferro e Fosfato de zinco (Gentil, 2007), o que, naturalmente, na presença do calor da soldagem favorecem o surgimento de problemas de soldagem (Henrique, 2017). No entanto, muitas vezes este Primer não é devidamente retirado das superfícies das chapas antes da soldagem, pois isto implica numa operação adicional com impacto na produção. Neste contexto, o presente trabalho consiste em analisar as consequências, no cordão de solda, quando realizada a soldagem GMAW e FCAW em chapas de aço carbono com diferentes espessuras de Primer naval aplicadas em sua superfície.

Materiais e métodos. Foram utilizados corpos de prova com dimensões de 200x75x8 mm com diferentes camadas de tinta, do tipo Shop Primer de Etil Silicato de Zinco, a fim de se obter diferentes espessuras médias de Primer (Figura1).

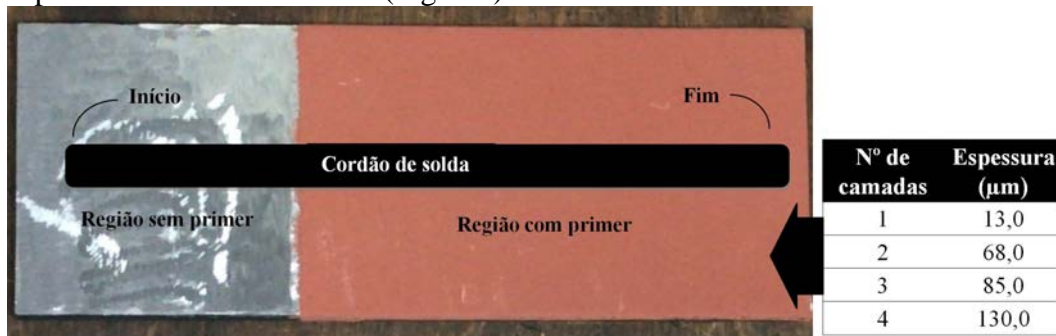


Figura 1: Corpos de prova utilizados nos ensaios

Os ensaios de soldagem foram realizados de forma mecanizada, na posição plana, com parâmetros da soldagem pulsada que resultasse em correntes médias de soldagem de aprox. 100 A e 150 A (Valores medidos com o sistema de aquisição de dados SAP-V4 apresentados na Tabela 1) para dois diferentes processos GMAW e FCAW. Para cada combinação processo-corrente foram realizados ensaios de soldagem em corpos de prova com quatro diferentes espessuras de tinta aplicadas. Foram utilizados arames com bitola de 1,2 mm e os gases utilizados foram o Ar+5%CO₂ e Ar+15%CO₂ para os processos GMAW e FCAW, respectivamente. Os demais parâmetros de soldagem como velocidade de soldagem (20 cm/min), DBCP (18 mm) e vazão de gás (18 l/min) foram fixos.

Tabela 1: Parâmetros de pulsação da corrente empregados/medidos.

Dados	GMAW 100A	GMAW 150A	FCAW 100A	FCAW150A
Corrente de base [A]	40	72	64	104
Tempo de base [ms]	14	8	24	14
Corrente de pulso [A]	297	299	299	298
Tempo de pulso [ms]	4	4	4	4
Freq. de pulsação [Hz]	55,5	83,3	35,7	55,5
Corrente Média [A]	97	147	97	147

Resultados. Ao encontrar a região com tinta foi observado o surgimento de respingos direcionados no sentido da soldagem, em quantidade proporcional à espessura da camada de Primer, principalmente no processo FCAW. Por outro lado, não foi possível identificar discontinuidades como porosidades, conforme pode ser visto na Figura 2.

A fim de se obter uma análise quantitativa, foram obtidos os valores de medidas relevantes dos cordões de solda através do software ImageJ. O ângulo de molhamento dos cordões obtidos em ambos os processos operando com corrente média de 150 A apresentou alterações bastante similares, com um aumento inicial e uma redução gradativa para espessuras de Primer maiores de 68 µm. Já para a corrente média de 100 A, enquanto que com o FCAW obteve-se o mesmo comportamento de 150 A, no GMAW o ângulo de molhamento do cordão apenas diminuiu com o aumento da espessura da tinta. Em se tratando da largura, os cordões produzidos com o processo FCAW apresentaram maiores valores quando comparado aos cordões obtidos com o processo GMAW, sobretudo, para a corrente média de 150 A. Independente do processo foi observada uma tendência de decréscimo da largura dos cordões com a espessura de Primer, exceto para a condição FCAW 100 A no qual a largura se manteve próximo ao mesmo valor para todas as espessuras.

Os cordões obtidos com corrente média de 150 A apresentaram, naturalmente, penetração maior em relação àqueles obtidos com 100 A. No entanto, ao analisar os dois processos, fica evidente a

baixíssima penetração obtida com o FCAW. Com exceção da condição GMAW 150 A, foi verificada uma clara tendência de aumento da penetração com a espessura de Primer. Além disso, o perfil de penetração “finger” foi observado apenas nos cordões realizados com o processo GMAW. Em relação ao reforço, os cordões obtidos com o processo GMAW apresentaram valores maiores em relação àqueles obtidos com o processo FCAW. Contudo, diferentemente das outras dimensões avaliadas, não foi possível identificar uma relação entre o reforço e a espessura da camada de Primer, tendo em vista que os valores obtidos se apresentam de forma aleatória dentro de uma determinada faixa de valores.

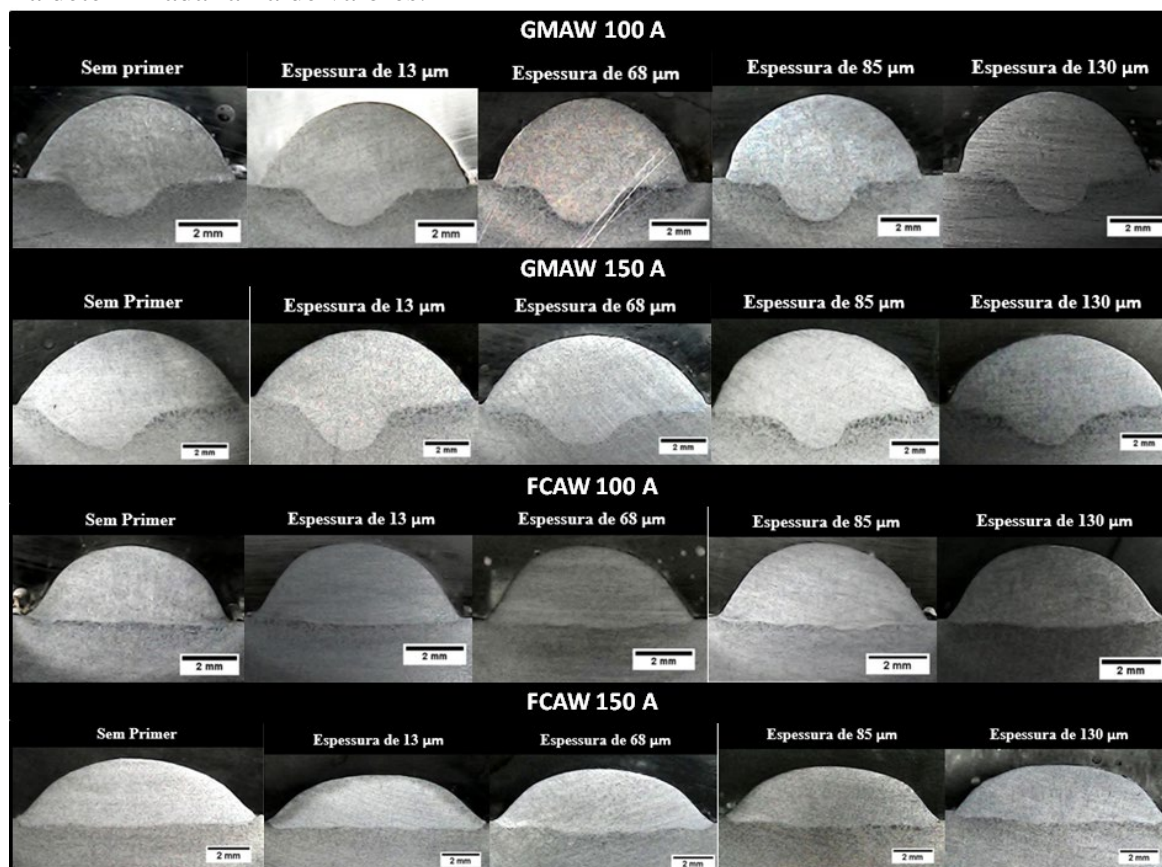


Figura 2: Macrografia dos cordões de solda obtidos

Conclusões. Com a realização do presente trabalho, pode-se concluir que o ângulo de molhamento dos cordões de solda tende a diminuir para maiores espessuras de Primer. Neste contexto, o processo FCAW resulta em melhor molhabilidade e maior largura do cordão de solda do que o GMAW, que por sua vez apresenta melhores valores de reforço e penetração. O processo GMAW, operado com a corrente média de 150 A resulta em melhores resultados para espessuras de primer dentro da faixa recomendada pelo fabricante (abaixo de 20 µm). A tinta Shop Primer empregada cumpre a certificação do fabricante quanto à soldabilidade, em questão de estabilidade do processo e integridade dos cordões de solda, para todas as condições analisadas no presente trabalho.

Referências

GENTIL, V. (2007). Corrosão, Rio de Janeiro: Brasil. LTC-Livros Técnicos e Científicos Editora SA, 43-70.

HENRIQUE, M. R.; GARCIA, G.; CUNHA, T. V. Influência da aplicação do primer naval em chapas metálicas de aço carbono em processo de soldagem MAG em curto circuito. In: IX COBEF2017, Anais... Joinville, 2017. p. 2-10.

PROPIEDADES MECANICAS DE ALEACIONES DE TITANIO SOLDADAS POR FRICCION LINEAL Y EFECTO DE CONTAMINANTES BLANDOS EN LA INTERFACE DE LA SOLDADURA

MECHACANICAL PROPERTIES OF LINEAR FRICTION WELDED TITANIUM AND ALLOYS AND EFFECT OF SOFT CONTAMINANTS IN THE WELDED INTERFACE

GARCIA, J. M. (P), MORGENEYER, T.F.

MINES ParisTech, PSL University, Centre des Matériaux (CNRS UMR 7633), BP 87 91003, Evry, France.
jmgarcia.engineering@gmail.com (P)

Eje temático: 1-Procesos avanzados de soldadura, 4-Inspección y calidad de productos soldados, 8-Metalurgia de la soldadura.

Abstract

The mechanical properties in terms of tensile behaviour and fatigue strength, and the effect of soft contaminants in the welded interface of linear friction welded (LFW) joints were studied and compared to the parent materials' (PM) behaviour. LFW is a solid-state joining process in which a stationary workpiece is put in contact with a second workpiece describing an oscillatory motion. The friction driven plastic deformation and localized heat generated are known for extruding contaminants in the weld interface and for inducing considerable unknown mechanical properties. The Weld Centre Zone (WCZ) of a similar Ti6242 LFW joint exhibited a higher strength than that of the Ti6242 PM, leading to lower macroscopic ductility of the cross-weld samples. Local strain and normalized strain rate have been assessed by Stereo Digital Image Correlation (SDIC) and revealed an early plastic activity at yielding in the vicinity of the WCZ attributed to residual stresses. For the target life, the fatigue strength was slightly reduced but compromised by a strong scatter. Indeed, an internal fish-eye fatigue crack initiation was found on an unexpected dendritic defect that was very different from the PM microstructure and the known martensitic α' in the WCZ. The dendritic defect was linked to surface contamination prior to welding and led to melting. For the studied welding parameters, the LFW self-cleaning mechanism failed to extrude the contaminants at the weld interface of dissimilar Ti17-Ti64 LFW joint and formed a defect layer that led to a pseudo-brittle fracture in at the WCZ during tensile testing, cyclic loading and fracture toughness testing. During tensile testing of the pre-cleaned dissimilar Ti17-Ti64 LFW joint, failure occurred sometimes at the Ti64 PM and sometimes at the Ti17 TMAZ, previously identified as a weak zone.

Palabras clave: soldadura por fricción lineal, titanio, correlación de imágenes digitales, ensayo de tracción, fatiga, efecto de defectos

Keywords: linear friction welding, titanium, digital image correlation, tensile test, fatigue, effect of defects

The mechanical properties in terms of tensile behaviour, fatigue strength and toughness of linear friction welded (LFW) joints were studied and compared to the parent materials' (PM) behaviour. Titanium (Ti) alloys are widely used in the aerospace industry (Leyens, 2003) in which there is a need to improve the buy-to-fly ratio, e.g. by the use of novel joining techniques (Vairis, 1999). LFW is a solid state joining process that works as follows: A fixed workpiece is pushed against another following a linear oscillatory motion. After a short friction stage, a forging pressure is applied to achieve a target axial shortening (Vairis, 1999). One of the most well-known applications

of LFW is the fabrication of the so called “Blisks”. This consists in replacing the mechanical fixings of blades in aero-engine compressors disks par LFWed blades. The acronym “Blisk” is a composition of the words “blade” and “disk”, and it has been used in the three stages of the compressor of the Eurofighter’s EJ200 engine. LFW is quick, presents few defects and is well-known to be self-cleaning. Linear friction welded titanium work under heavy mechanical loads. Yet, few results are available.

This works aims at the study of the mechanical behaviours of similar Ti6242 and dissimilar Ti17-Ti64 LFW joints in light of the underlying microstructure. Special attention is drawn to the effect on the mechanical properties of soft contaminants present in the weld interface prior to welding. The 2D strain fields and the 3D displacement fields in the specimen surface were monitored during tensile testing and revealed the local and temporal deformation behaviour of the different weld zones. To study further the effect of surface contamination prior to welding, two dissimilar Ti17-Ti64 LFW joints were assessed.

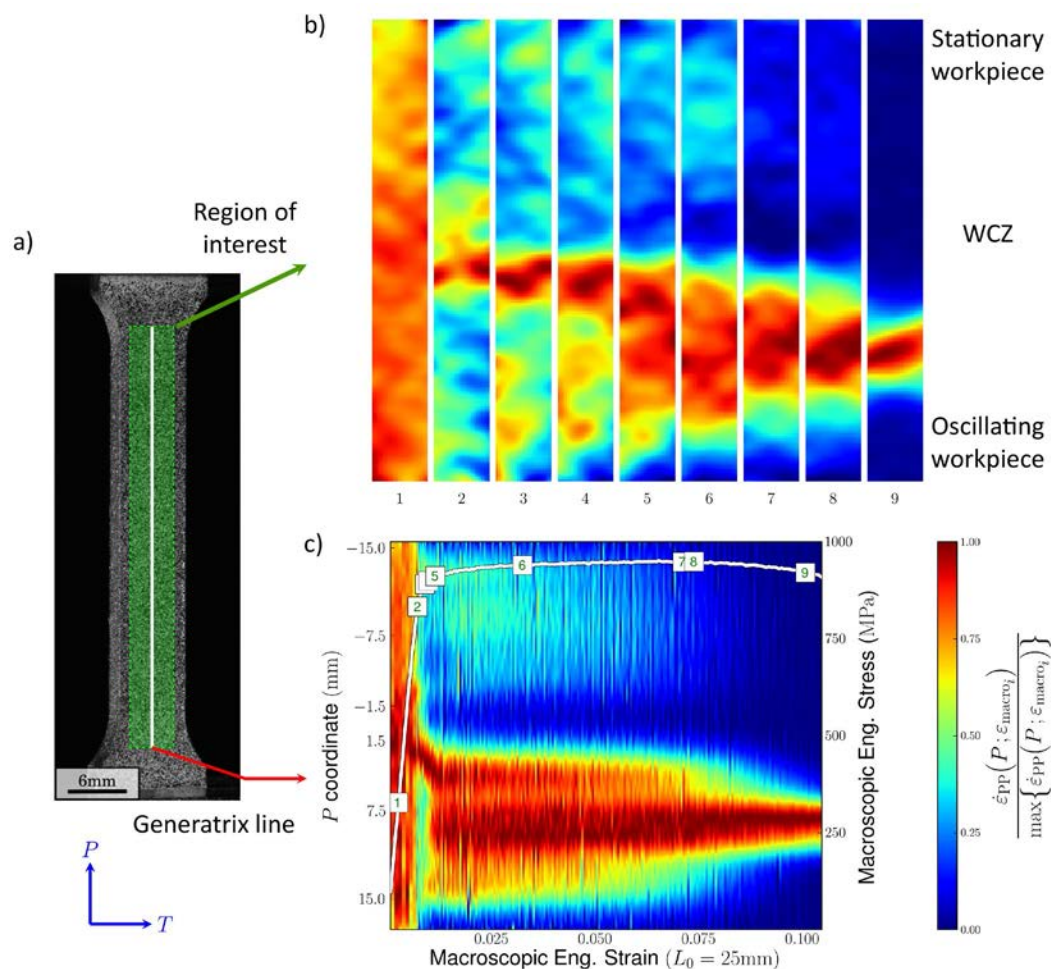


Figure 1: a) LFW cross-weld tensile specimen in the load frame showing the region of interest (ROI, green rectangle) and a generatrix line (white line); b) nine steps of the instantaneously normalized strain rate field in the ROI; and c) a normalized strain rate spatio-macroscopic deformation graph with the overlaid macroscopic engineering strain-stress curve.

The similar Ti6242 LFW joint exhibited overmatching strength. This led to a reduced macroscopic ductility and fracture occurred in the PM. Local strain and normalized strain rate were assessed by stereo digital image correlation (SDIC) and revealed an early plastic activity at yielding in the vicinity of the WCZ, attributed to residual stresses (see Figs. 1a, 1b and 1c). For the target life of 10^5 cycles, the fatigue strength was slightly reduced but compromised by strong scatter. Indeed, an internal fish-eye fatigue crack initiation was found on an unexpected dendritic defect that was different from the martensitic microstructure in the WCZ. The dendritic defect was linked to localized melting due to the presence of prior to welding brass contaminants at the weld interface, resulting from electrical discharge machining.

The first dissimilar Ti17-Ti64 LFW joint was welded in the as machined state and the second joint was ground prior to welding. For the studied configurations, the LFW self-cleaning mechanism failed to extrude the soft contaminants into the flash and led to a pseudo-brittle fracture at the WCZ during monotonic and cyclic loading and fracture toughness testing. During tensile testing of the pre-cleaned joint, failure occurred after some plastic deformation sometimes at the Ti64 PM and sometimes at the Ti17 thermo-mechanically affected zone (TMAZ). Fatigue cracks initiated at Ti17 TMAZ with a reduced fatigue strength compared to the PM. The self-cleaning mechanism of LFW failed to extrude contaminants present in the weld interface and led to poor mechanical properties. Conversely, although a strong scatter was observed, the pre-cleaned dissimilar joint showed substantially better mechanical properties.

Acknowledgements

The authors acknowledge the financial support from the French National Research Agency (ANR) and FRAE through OPTIMUM ANR-14-CE27-0017 project.

References

Leyens, Christoph and Manfred, Peters (2003). Titanium and titanium alloys. Wiley Online Library

Vairis, Achilles and Frost, M (1999). On the extrusion stage of linear friction welding of Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering:A*, 271(1):477 – 484, 1999. ISSN 0921-5093. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00449-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00449-9)

García, Antonio M. Mateo (2011). Blisk fabrication by linear friction welding. In Ernesto Benini, editor, *Advances in Gas Turbine Technology*, chapter 18. IntechOpen, Rijek. DOI: <https://doi.org/10.5772/21278>

PRESENTACIÓN DE UNA VARIANTE DEL FRICTION STIR SPOT WELDING APLICADA A LA SOLDADURA DE CHAPAS DE DUAL PHASE

PRESENTATION OF AN ALTERNATIVE OF THE FRICTION STIR SPOT WELDING APPLIED TO WELDING OF DUAL PHASE SHEETS

Alejandro A. Mateos ⁽¹⁾ (P), **María José Castillo** ⁽¹⁾ ⁽²⁾, **Guillermo A. Lombera** ⁽³⁾, **Marcelo F. Pelayo** ⁽⁴⁾

(1) Laboratorio de Ensayos de Materiales y Estructuras (LEMEJ) – Universidad Nacional del Noroeste de la Provincia de Buenos Aires, Junín, Buenos Aires, Argentina

(2) DEYTEMA – Universidad Tecnológica Nacional – Facultad Regional San Nicolás, San Nicolás, Buenos Aires, Argentina.

(3) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata – CONICET, Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina

(4) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Lomas de Zamora, Buenos Aires, Argentina
Dirección de contacto: aamateos@unnoba.edu.ar

Eje temático: 1 - Procesos avanzados de soldadura

Resumen

Con el objetivo de buscar mejores calidades en las soldaduras y menor consumo de energía, constantemente se desarrollan novedosos procesos de soldadura aplicados a la industria automotriz. Uno de los procesos que cumple con estas condiciones, es el Friction Stir Spot Welding (FSSW) que permite generar soldaduras solapadas por puntos, al igual que Resistance Spot Welding (RSW), pero en estado sólido. Sin embargo, este proceso presenta la particularidad de que se genera una indentación producida por el trabajo de la herramienta y queda supeditado, mayoritariamente, a materiales de bajo punto de fusión. Por otro lado, el avance de los materiales utilizados en la fabricación de vehículos ha propiciado el uso de aceros de alta resistencia, como los Dual Phase (DP), que contienen una fase de ferrita blanda y una de martensita dura. El objetivo de este trabajo es dar a conocer una técnica de soldadura alternativa al FSSW que se estudiará en el marco de un doctorado en ingeniería y que presenta, a priori, un gran potencial para soldar chapas de acero DP con indentaciones similares a las obtenidas por RSW. Este proceso emplea una proyección en la superficie opuesta a la de trabajo de la herramienta. Para analizar su aplicabilidad, se realizó un rastreo bibliográfico para determinar las variables intervinientes y sus interrelaciones. A partir de esta exploración bibliográfica se comenzará a trabajar en el desarrollo experimental para validar o refutar lo revisado en la teoría.

Palabras clave: Soldadura por Fricción Agitación, Proyección, Aceros Dual Phase.

Keywords: Friction Stir Welding, Projection, Dual Phase steels

El acero de doble fase (DP, por su nombre en inglés: Dual Phase) es uno de los aceros de alta resistencia ampliamente utilizados en la industria automotriz. El acero DP consta de una matriz de ferrita con islas de fases duras como la martensita y la bainita, que ofrecen un buen equilibrio entre resistencia y ductilidad. Sin embargo, en ocasiones se ha reportado dificultad en este tipo de acero al momento de ser soldado (Ohashi, 2011). En este sentido, algunos autores han obtenido resultados satisfactorios sobre la realización de soldaduras de aceros al carbono y de alta resistencia con el proceso de Soldadura de Puntos por Fricción Agitación (FSSW, por su nombre en inglés: Friction Stir Spot Welding).

La soldadura de puntos por resistencia (RSW, por su nombre en inglés: Resistance Spot Welding), como proceso simple y rápido, es el proceso dominante en la unión de las carrocerías en la industria del automóvil. Sin embargo, este proceso requiere de alto consumo de energía eléctrica. Por lo tanto,

como estrategia de ahorro energético, FSSW es un proceso de bajo consumo de energía y, en estado sólido, que es capaz de producir soldaduras con estructuras de grano fino y sin defectos (Mousavizade et al., 2018).

El proceso FSSW genera puntos de soldadura al ablandar el material producto del calor generado por el roce entre la herramienta y la pieza de trabajo. Esta herramienta se compone de un pin y un hombro que cumplen funciones distintas; por un lado, el hombro se encarga principalmente de generar el calor y de comprimir el material plastificado y el pin tiene por objetivo mezclarlo. Una de las principales desventajas que presenta el FSSW es que al momento de retirarse la herramienta de la zona de soldadura queda impresa la huella de ésta que provoca una falta de material en el centro de la unión. Esta particularidad presenta algunas características que afectan al desempeño mecánico de la unión, como así también, a su aspecto visual.

Recientemente se han comenzado a desarrollar investigaciones sobre la utilización de la técnica de Soldadura por Fricción Agitación por Puntos con Proyección (PFSSW, por su nombre en inglés: Projection Friction Stir Spot Welding) aplicada mayormente sobre aluminios. Asimismo, hay reportes del empleo de esta técnica sobre aceros de bajo carbono, como se muestra en la investigación realizada por Shahrabadi et al. (2018). En la Figura 1 se puede observar una comparativa esquemática de los procesos FSSW y PFSSW.

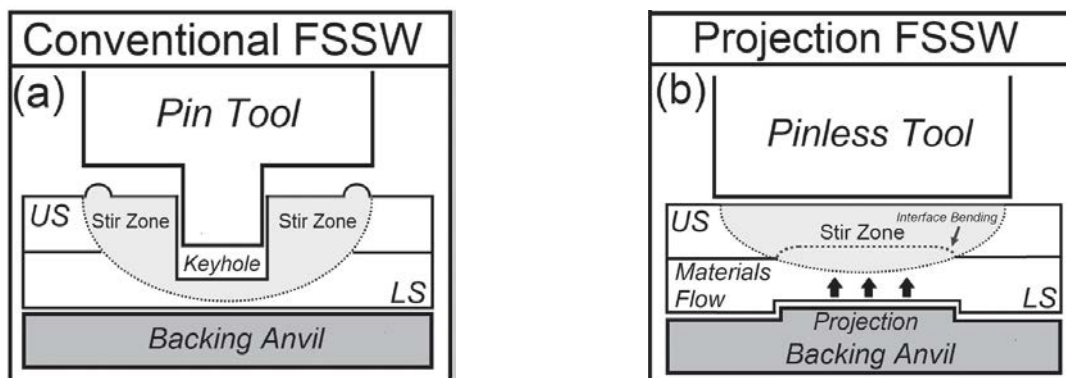


Figura 1: esquemas de los procesos a) FSSW; b) PFSSW

El objetivo de este trabajo es dar a conocer una técnica de soldadura alternativa al FSSW que se estudiará en el marco de un doctorado en ingeniería y que presenta, a priori, un gran potencial para soldar chapas de acero DP con indentaciones similares a las obtenidas por RSW.

Este proceso emplea una herramienta sin el pin característico de las herramientas de FSSW, en donde el hombro se apoya contra el material a soldar y genera el calor y una agitación superficial. A su vez, el método de soldadura emplea una protuberancia o proyección en la superficie opuesta a la de incidencia de la herramienta que altera el flujo del material en estado plastificado. Si bien el alto de las proyecciones utilizadas varía con las piezas a unir, comúnmente se encuentra en torno a las 3 décimas de milímetro.

De manera similar al FSSW, y obviando la geometría del pin debido a su ausencia en este proceso, las variables intervinientes en esta soldadura son: velocidad de giro de la herramienta, tiempo de mantención, profundidad de penetración, material de la herramienta y proyección, diámetro de la herramienta, el diámetro de la proyección, la altura de la proyección y la velocidad de descenso.

Como se mencionó anteriormente, el atractivo del uso del PFSSW radica en la ausencia de la huella provocada por la herramienta (keyhole) debido a la falta del pin, adicionalmente, se pueden unir piezas de mayor espesor que con otros procesos con herramientas sin pines, como por ejemplo el Pinless FSSW, motivado por la presencia de la proyección en la parte posterior a la cara de incidencia de la herramienta.

Debido a la constante exigencia de la herramienta, un aspecto muy importante a tener en cuenta es el material con que éstas son construidas. Debido a las altas temperaturas que se alcanzan al soldar aceros, las herramientas deben ser de materiales de alta resistencia mecánica y baja pérdida de resistencia a altas temperaturas, como por ejemplo el carburo de tungsteno.

Por otro lado, según lo descrito en las investigaciones realizadas sobre estos materiales, la indentación que se produce es comparable a la que producen los electrodos en RSW y, además, las cargas obtenidas para el ensayo de corte en solape (lap shear test) o de corte por tracción (tensile-shear test), para PFSSW, cumplen con la normativa AWS D8.1M:2007 y son mayores a las obtenidas por RSW.

La ausencia de la marca que produce la herramienta en FSSW permite soldaduras con mayor área efectiva de contacto, que, de hallarse parámetros óptimos, generarán uniones con altas cargas de rotura. Y, por tratarse de un proceso de soldadura en fase sólida se obtendrán uniones con menor cantidad de defectos.

En la fase inicial de la puesta a punto de la técnica, se realizaron algunas pruebas sobre chapas de acero al carbono comercial con el objetivo de determinar la ponderación de la incidencia de las variables predominantes en el proceso. En este sentido, se encontró que la relación entre los diámetros de herramienta y la proyección, la velocidad de descenso y el tiempo de mantención son los parámetros claves para una soldadura exitosa. Asimismo, esta hipótesis referida a la aplicación del proceso se validará en etapas de desarrollo experimental posteriores realizando probetas de soldadura sobre aceros DP que son el objeto de estudio de esta línea de investigación y que forman parte del área de estudio en el marco del doctorado a realizar.

Agradecimientos

Agradezco al Laboratorio de Ensayos de Materiales y Estructuras (LEMEJ) que pertenece a la Universidad Nacional del Noroeste de la Provincia de Buenos Aires por permitirme desarrollar el experimental y la Universidad Nacional de Lomas de Zamora por acompañarme en este proceso de crecimiento constante en el marco de la carrera de doctorado.

Referencias

Ohashi, R. (2011). Study on Friction Stir Spot Welding of Dual-Phase High-Strength Steel Sheets. *Welding in the World* Vol. 55 N°10.

Mousavizade, S. M., Pouranvari, M. (2018). Projection friction stir spot welding: a pathway to produce strong keyhole-free welds. *Science and Technology of Welding and Joining*.

Shahrabadi, A. R., Mousavizade, S. M., Ezatpour, H. R., Pouranvari, M. (2018). Achieving high mechanical performance in protrusion friction stir spot welding (PFSSW) of DQSK steel compared to other techniques. *Materials Research Express*.

AWS D8.1M:2007. Specification for Automotive Weld Quality - Resistance Spot Welding of Steel. 550 N. W. LeJeune Road, Miami, Florida 33126, United States. 2007.

DESARROLLO DE PROCEDIMIENTO DE MANUFACTURA ADITIVA POR ARCO ELÉCTRICO CON ALAMBRE (WAAM) EN ACERO AL C- MN-SI

PROCEDURE DEVELOPMENT FOR WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING IN C-MN-SI STEEL

Alejandro Miranda ⁽¹⁾, Hernán G. Svoboda ^(1,2)

(1) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(2) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Eje temático: 1-Procesos Avanzados de Soldadura.

Resumen

El proceso de Manufactura Aditiva por Arco Eléctrico con Alambre (WAAM) ha generado un fuerte impacto como proceso de fabricación en los últimos años, presentando en la actualidad un gran potencial como tecnología de fabricación digital. Las características mecánicas, estabilidad dimensional, distorsiones y acabado superficial son algunos de los aspectos que se presentan como desafíos actuales para esta tecnología. El procedimiento empleado tiene un fuerte efecto en los aspectos mencionados. El objetivo del presente trabajo fue desarrollar un procedimiento de fabricación mediante WAAM, empleando el proceso GTAW Pulsado con alambre frío. Se analizaron las características de paredes de aceros al C-Mn-Si. Para este fin, se empleó el proceso mencionado con un alambre macizo E70S6 de 0,9 mm de diámetro, en un router CNC, con refrigeración por agua en la base. Se generó una pared de 70 mm de longitud 15 mm de ancho y 23 mm de altura, sobre la que se analizaron la calidad superficial, en nivel de defectos, aspectos microestructurales y microdureza. Se obtuvo una buena estabilidad dimensional, así como la calidad superficial y un bajo nivel de defectos. La microestructura obtenida fue completamente recristalizada, alternando bandas de granos grueso y fino, excepto en el último cordón donde mantuvo la estructura columnas. La dureza varió entre 160-180HV en la altura de la pared, excepto en el último cordón donde se alcanzaron valores entre 190-220 HV. El proceso GTAW pulsado con alimentación de alambre frío se presenta como un proceso viable para aplicaciones de WAAM, habiendo desarrollado un procedimiento que mostró ser eficaz.

Palabras clave: Manufactura Aditiva por Arco Eléctrico con Alambre (WAAM), Acero al Carbono-Manganeso-Silicio, Microestructura, Microdureza

Keywords: Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), C-Mn-Si steel, Microstructure, Microhardness

La manufactura aditiva (AM) se ha convertido en los últimos años en el proceso de fabricación digital de mayor impacto. Dentro de las diferentes variantes que se presentan para la fabricación de piezas metálicas a partir de polvos, se pueden mencionar, el Selective Laser Sintering/Melting (SLS/M), Laser Engineered Net Shaping (LENS) o también empleando un Haz de Electrones como fuente de calor. Para componentes de mayor tamaño también se presenta el Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), presentando asimismo una mayor tasa de deposición, disminuyendo los tiempos de fabricación (Rodrigues et al., 2019). En este contexto diversos procesos de soldadura por arco eléctrico son empleados para WAAM, principalmente aquellos que pueden automatizarse más fácilmente: GMAW, GTAW, PAW.

El procedimiento de deposición es un aspecto clave de esta tecnología, contando con numerosas variables a ser ajustadas. Así, el objetivo del presente trabajo fue desarrollar un procedimiento de deposición por WAAM para la fabricación de paredes de acero al C-Mn-Si, empleando el proceso GTAW con alambre frío.

Para este fin, se imprimió una pared sobre una planchuela de acero al carbono SAE 1020 de 50 mm de ancho, 100 mm de longitud y 6 mm de espesor. Para la deposición se utilizó una fuente Lincoln Electric Power Wave S350 con modulo avanzado en modo GTAW, mientras que la alimentación de alambre se realizó con un equipo WF-007A cool wire feeder, empleando un alambre ER70S-6 de 0,9 mm de diámetro que ingresa a la pileta en forma lateral. El movimiento de la torcha y el alambre se mecanizaron mediante un router CNC (Figura 1b). La planchuela sobre la cual se efectuaron los cordones de soldadura se ubicó sobre una batea con agua para aumentar la capacidad de extracción de calor, aumentando el nivel de agua con la altura de la probeta. La corriente fue de 125 A de CC (-) y la velocidad de alimentación de alambre fue de 1850 mm/min. Se realizaron cordones oscilados, según se muestra en la figura 1a.

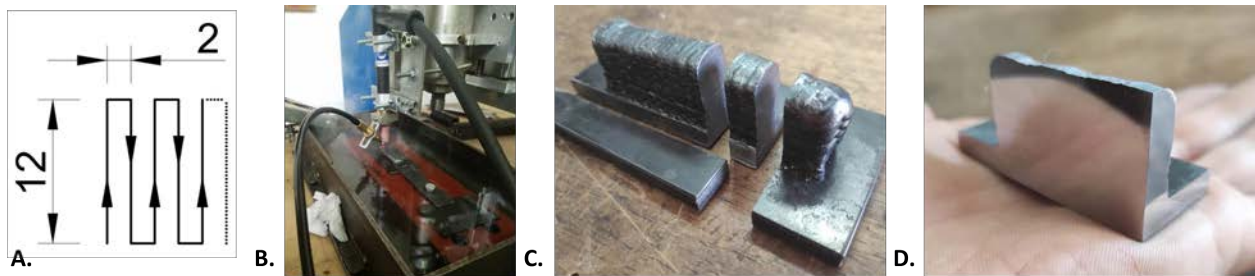


Figura 1: a) Oscilación de los cordones, b) Montaje experimental, c) extracción de muestras, d) corte longitudinal con bajo nivel de defectos

El tiempo de arco de cada uno de los cordones fue de 70 seg, entregando una energía de 120 kJ por cordón. El cordón obtenido en cada pasada fue de 15 mm de ancho y 1,2 mm de altura.

La probeta estudiada se puede ver en la figura 1c, la cual se obtuvo luego de depositar 20 cordones, de 70 seg de duración y dejando un tiempo entre pasadas de 3 min para enfriar la probeta, para que la temperatura de la misma no supere los 100°C al momento de iniciar el siguiente cordón. El tiempo total de fabricación fue de aproximadamente 90 min.

Sobre la pared obtenida se realizó la caracterización macro y microestructural, así como se determinó el perfil de microdureza Vickers (HV1kg), en la dirección vertical, sobre la línea central del espesor de la pared.

En la figura 1c y 1d se muestran los cortes transversal y longitudinal, respectivamente, observándose un bajo nivel de defectos. En este sentido este es un aspecto importante de remarcar, ya que es habitual encontrar porosidad, faltas de fusión, entre otros defectos.

En cuanto a la caracterización microestructural, se observó una microestructura columnar en el último cordón depositado mientras que en el resto de la probeta se presentan bandas alternadas de grano fino y grano grueso, asociada a la fusión parcial de la zona columnar y a la recristalización producidas por cada pasada posterior. En el primer cordón realizado sobre la planchuela se observa una baja penetración.

En relación a la microdureza, la misma se mantuvo entre 160 y 180 HV en la zona recristalizada (prácticamente toda la altura de la pared) y luego en el último cordón aumentó hasta unos 220 HV. Esto es consistente con lo observado en la microestructura, donde se ve una mayor fracción de ferrita acicular en el último cordón, mientras que la zona recristalizada está dominada por ferrita equiaxial en borde de grano y ferrita con carburos, en menor proporción.

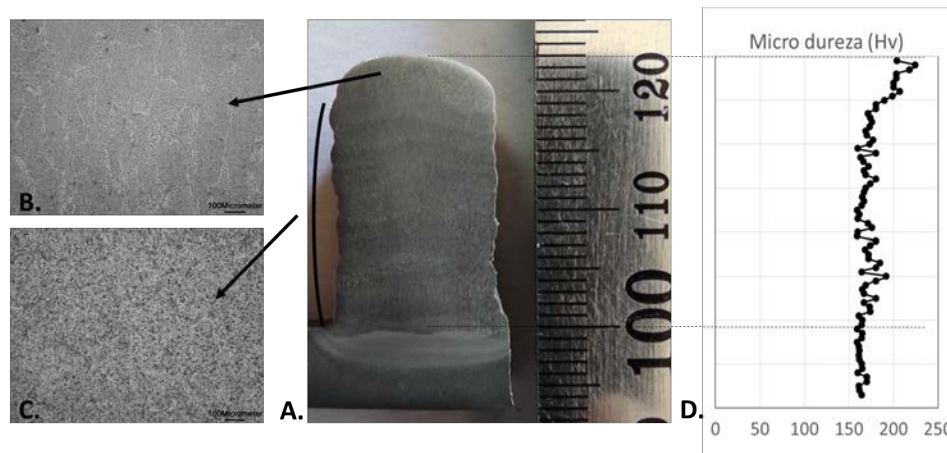


Figura 2: a) Macrografía de un corte transversal de la pared, b) Microestructura de granos columnares en la zona del último cordón, c) Microestructura recrystalizada correspondiente al resto de la pared, d) Perfil de microdureza Vickers en la altura de la pared

Bajo esta misma técnica se realizaron otras dos probetas de 50 y 110 mm de altura que se observan en la figura 3, realizadas con 39 y 90 cordones respectivamente.



Figura 3: Paredes obtenidas por WAAM de 110 y 50 mm de altura

Se consiguió un procedimiento para obtener piezas de hasta 110 mm de altura, 15 mm de espesor y una longitud de entre 60 y 70 mm, con buena estabilidad dimensional. Las probetas presentaron un bajo nivel de defectos.

Con los parámetros utilizados se realizaron capas de 1,2 mm de altura, con un tiempo de arco de 70 seg y un tiempo de enfriamiento de 3 min entre pasadas.

El proceso de GTAW con alimentación de alambre frío se presenta como un proceso viable para aplicaciones de WAAM.

Referencias

Rodrigues, T., Duarte, V., Miranda, R. M., Santos, T, Oliveira, J. (2019). *Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM)*. Metals, 12,1121.

MICROSOLDADURA DE SOLAPE POR FRICCIÓN AGITACIÓN (FSLW) DE ALEACIONES DE ALUMINIO

MICRO FRICTION STIR LAP WELDING (FSLW) OF ALUMINUM ALLOYS

Micaela Álvarez ⁽¹⁾, Leonardo N. Tufaro ^(2,3) (P), Hernán G. Svoboda ^(3,4)

(1) Instituto Sábató, UNSAM-CNEA, San Martín, Buenos Aires, Argentina

(2) Centro de Investigación y Desarrollo en Mecánica, INTI, San Martín, Buenos Aires, Argentina

(3) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(4) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: ltufaro@inti.gob.ar

Eje temático: 1-Procesos Avanzados de Soldadura

Resumen

La soldadura por Fricción Agitación (FSW) ha presentado un fuerte impacto en los últimos 25 años, especialmente en relación a la soldadura de aleaciones de aluminio. Este proceso de unión en fase sólida presenta una serie de ventajas y se ha introducido en diversas industrias entre las cuales se destacan las industrias aeronáutica y aeroespacial, automotriz, naval y ferroviaria. Para el caso de la industria automotriz, se emplean en general uniones de solape en chapa fina. En el presente trabajo se estudió la soldadura FSLW (Friction Stir Lap Welding) disimilar entre aleaciones de aluminio 5052-H32 y 6061-T6 en chapa fina de 1 mm de espesor. Se analizó el efecto de la velocidad de soldadura sobre las características de las uniones obtenidas, sobre las que se realizó la caracterización macro y microestructural, perfiles de microdureza y ensayos de corte. Se obtuvieron uniones con excelente aspecto superficial y bajo nivel de defectos. La aleación AA5052 presenta un bajo ablandamiento, mientras que en el caso de la AA6061, el mismo es más significativo, debido a la solubilización y sobre-envejecido de las fases endurecedoras. Para la mayor velocidad de avance la fractura se inicia a partir de la zona del hook de la unión. La mayor resistencia se obtuvo para la velocidad de 206 mm/min.

Palabras clave: FSLW, 5052-H32, 6061-T6, hook, ensayo de corte

Keywords: FSLW, 5052-H32, 6061-T6, hook, lap shear test

La soldadura por Fricción Agitación (FSW) ha presentado un fuerte impacto en los últimos 25 años, especialmente en relación a la soldadura de aleaciones de aluminio. Este proceso de unión en fase sólida presenta una serie de ventajas y se ha introducido en diversas industrias entre las cuales se destacan las industrias aeronáutica y aeroespacial, automotriz, naval y ferroviaria. Para el caso de la industria automotriz, se emplean en general uniones de solape en chapa fina, las cuales pueden ser abordadas mediante la variante FSLW (Friction Stir Lap Welding). El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de la velocidad de soldadura en uniones disímiles mediante FSLW de AA5052-H32 y AA6061-T6 en chapa fina.

Se realizaron uniones FSLW de aleaciones disimilares AA5052-H32 y AA6061-T6 en chapa fina de 1 mm de espesor. La chapa de AA5052 se ubicó del lado superior de la junta y del lado de avance (AS), mientras que la de AA6061 se ubicó del lado inferior y del lado de retroceso (RS). El ancho de las chapas fue de 75 mm y se posicionaron de manera tal de generar un solapamiento de

25 mm. Se utilizó una herramienta de acero H13 con un hombro cóncavo liso de diámetro 10 mm y con un pin cónico liso de 1,5 mm de largo y de diámetros mayor y menor de 4 y 3,4 mm, respectivamente. Las uniones se realizaron con una velocidad de rotación de 680 rpm y un ángulo de inclinación de la herramienta de 1,5°. Las velocidades de soldadura utilizadas fueron: 98, 206 y 406 mm/min. Para cada unión se extrajo una muestra para realizar la caracterización macro y microestructural y el perfil de microdureza con una carga de 300 gf en la mitad del espesor de cada una de las chapas soldadas. De cada unión soldada se prepararon dos probetas para la realización de ensayos de corte (ST), indicándose la carga máxima por unidad de ancho de la probeta y el tipo de fractura obtenidos.

Se obtuvieron uniones con excelente aspecto superficial y bajo nivel de defectos. En la Figura 1 se muestran macrografías de cortes transversales de las uniones soldadas. Se pueden apreciar las diferencias de la forma de la zona agitada (WN) para las diferentes velocidades de soldadura, observándose una disminución del volumen agitado al aumentar dicha velocidad. A pesar que la unión con 406 mm/min tuvo una mayor indentación, puede observarse un bajo mezclado entre ambos materiales, principalmente del lado de retroceso (RS). En todos los casos, se observa la generación de un flujo de material ascendente de la chapa inferior en borde de la WN en el lado de avance (AS), el cual se denomina hook y puede afectar negativamente las propiedades mecánicas de la unión (Wang et al, 2014). En la Figura 1 también se observa una micrografía de detalle del hook, mediante la cual se midió la altura del mismo, el cual resultó ser considerablemente mayor para la mayor velocidad de soldadura.

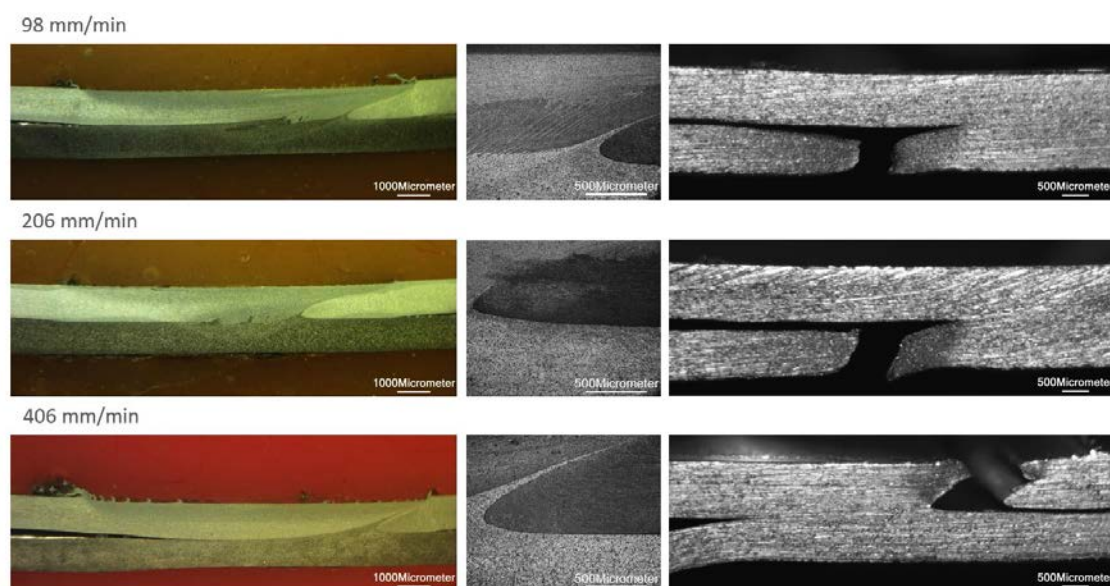


Figura 1: Macrografías, micrografía con detalle del hook y probeta de ensayo de corte fracturada para cada velocidad de avance

En la Figura 2 se muestran los perfiles de microdureza para las diferentes velocidades de soldadura. La aleación AA5052 presenta un bajo ablandamiento, mientras que en el caso de la AA6061, el mismo es más significativo, debido a la solubilización y al sobrevejecido de las fases endurecedoras. La dureza en la WN del AA5052 es similar para todas las uniones, mientras que en el AA6061 se puede observar cómo aumenta con la velocidad de avance, lo cual se asocia a una menor degradación por el menor ciclo térmico generado. De esta manera, la unión soldada con 406 mm/min presenta valores de dureza en la chapa de AA6061 más cercanos a los de la chapa de AA5052.

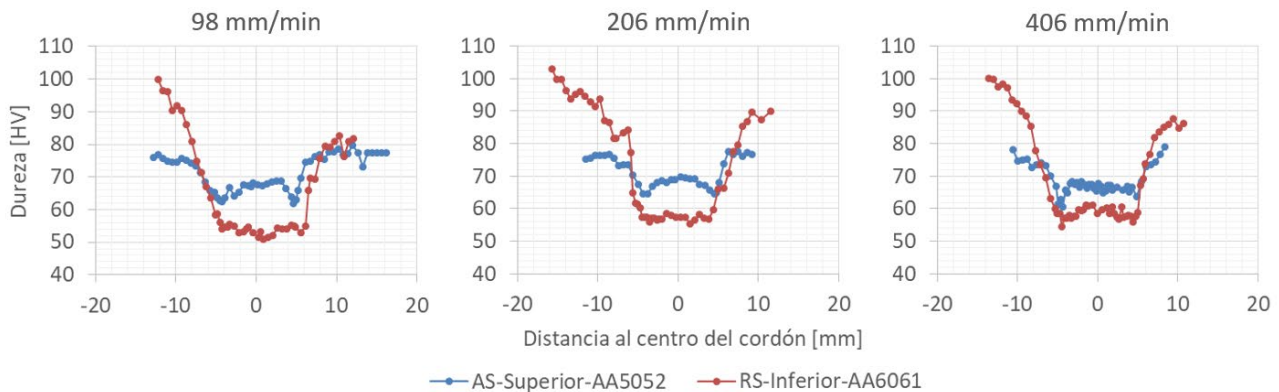
19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA

Figura 2: Perfiles de microdureza para las diferentes velocidades de soldadura

En la Tabla 1 se muestran las propiedades de las uniones realizadas. En primer lugar, se muestra la altura del hook, la cual es del orden del doble para la unión con la mayor velocidad de avance. También se muestran los valores promedio de la dureza de la WN para cada material, pudiéndose apreciar el comportamiento antes mencionado. Por último, se muestran los resultados de los ensayos de corte.

Tabla 1: Propiedades de las uniones

U [mm/min]	Altura del Hook [mm]	Dureza WN [HV]		Ensayo de Corte		
		AA5052	AA6061	$P_{m\acute{a}x}/W_0$ [N/mm]	Tipo de Fractura	Ubicación de la Fractura
98	0,39	$67 \pm 1,4$	$53 \pm 1,3$	175 ± 3	Tracción (Dúctil)	WN/RS Inferior-AA6061
206	0,34	$69 \pm 0,8$	$58 \pm 0,4$	185 ± 3	Tracción (Dúctil)	WN/RS Inferior-AA6061
406	0,78	$67 \pm 1,1$	$60 \pm 1,1$	150 ± 24	Tracción (Dúctil)	WN/AS Superior-AA5052

Para todas las uniones la fractura fue dúctil y por tracción, indicando que el flujo plástico fue adecuado para generar interfaces con una integridad suficiente en todos los casos. Como se puede observar en la Figura 1, para las uniones soldadas con 98 y 206 mm/min la fractura se ubicó en la WN de la chapa inferior (AA6061). Se puede observar como la resistencia en el ensayo de corte aumenta con la dureza de la WN del AA6061 al aumentar la velocidad de avance, obteniéndose la mayor resistencia para 206 mm/min. En cambio, para la unión soldada con 406 mm/min la fractura se ubicó en la WN en la chapa superior (AA5052), particularmente en la posición del hook, obteniéndose una menor resistencia en comparación a las menores velocidades. De esta manera, se evidencia el efecto perjudicial del hook en esta condición, para la cual presentó una altura considerablemente mayor. Teniendo en cuenta la menor resistencia mecánica de ambos materiales (260 MPa – AA5052-H32), la eficiencia de la junta para 206 mm/min alcanzó un 71%.

Agradecimientos

Los autores agradecen al INTI, a la UBA, al INTECIN y a la ANPCYT por las contribuciones realizadas para el desarrollo de este trabajo.

Referencias

Wang, M., Zhang, H., Zhang, J., Zhang, X., & Yang, L. (2014). *Effect of pin length on hook size and joint properties in friction stir lap welding of 7B04 aluminum alloy*. Journal of materials engineering and performance, 23(5), 1881-1886.

MICROSOLDADURA DE SOLAPE POR FRICCIÓN AGITACIÓN (FSLW) DE UNIONES DISÍMILES DE AA5052 Y AISI1010

MICRO FRICTION STIR LAP WELDING (FSLW) OF DISSIMILAR JOINTS OF AA5052 Y AISI1010

Leonardo N. Tufaro ^(1,2) (P), Hernán G. Svoboda ^(2,3)

(1) Centro de Investigación y Desarrollo en Mecánica, INTI, San Martín, Buenos Aires, Argentina

(2) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(3) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: ltufaro@inti.gov.ar

Eje temático: 1-Procesos Avanzados de Soldadura

Resumen

La soldadura por Fricción Agitación (FSW) ha tenido un gran desarrollo en los últimos 25 años. Este proceso de unión en fase sólida presenta una serie de ventajas, en especial para la soldadura de materiales disímiles. En diferentes aplicaciones industriales, como en el caso de la industria automotriz, es necesaria la unión de solape en chapa fina de materiales disímiles como aceros con aleaciones de aluminio. El desarrollo de procedimientos de soldadura para la obtención de uniones optimizadas es un aspecto que aún requiere mayor estudio. En el presente trabajo se analizó el efecto de parámetros de proceso en las características de soldaduras FSLW (Friction Stir Lap Welding) en aleaciones de aluminio AA5052-H32 y acero AISI1010 en chapa fina, con la chapa de aluminio ubicada del lado superior de la junta. Un adecuado diseño de la herramienta permite generar el flujo plástico adecuado en la interfaz entre ambos materiales, evitando una disminución excesiva del espesor de la chapa de aleación de aluminio debida a la indentación de la herramienta. Se realizaron un conjunto de uniones soldadas con diferentes herramientas y velocidades de soldadura, sobre las que se analizó la macroestructura y sus propiedades mecánicas a través de ensayos de corte. Se obtuvieron uniones con un buen aspecto superficial y bajo nivel de defectos. En los ensayos de corte, se obtuvieron fracturas interfaciales y en la chapa base de aluminio. Las mayores cargas de rotura se obtuvieron para las condiciones donde existe interacción mecánica entre el acero y el aluminio. Se desarrolló una herramienta y un procedimiento de soldadura apropiado para este tipo de uniones.

Palabras clave: Soldadura de Solape por Fricción Agitación (FSLW), chapa fina, AA5052-H32, AISI1010, ensayo de corte

Keywords: Friction Stir Lap Welding (FSLW), thin sheet, AA5052-H32, AISI1010, lap shear test

La Soldadura por Fricción Agitación (FSW) es un proceso de unión en fase sólida que presenta una serie de ventajas, en especial para la soldadura de materiales disímiles. Este proceso permite realizar uniones en distintas configuraciones, permitiendo realizar uniones de solape mediante la variante FSLW (Friction Stir Lap Welding). En diferentes aplicaciones industriales, como en el caso de la industria automotriz, es necesaria la unión de solape en chapa fina de materiales disímiles como aceros con aleaciones de aluminio. En relación al material de las herramientas para FSW, el acero H13 es ampliamente utilizado para la soldadura de aluminio, mientras que para la soldadura de acero se utilizan materiales como WC y PCBN. Sin embargo, para uniones de solape disímiles de aluminio y acero se ha propuesto que pueden utilizarse herramientas de H13 si el aluminio se

posiciona sobre el acero y se evita el contacto directo con este último (Kulkarni et al., 2015). El objetivo de este trabajo es desarrollar un procedimiento de soldadura para este tipo de uniones.

Se realizaron uniones mediante FSLW de AA5052-H32 y AISI 1010 de chapa fina de 1 mm y 0,8 mm de espesor, respectivamente. La chapa de aleación de aluminio se ubicó del lado superior de la junta y del lado de avance (AS). El ancho de las chapas fue de 50 mm y se posicionaron de manera tal de generar un solapamiento de 25 mm. Se utilizaron tres herramientas de acero H13 con un hombro cóncavo liso de diámetro 11 mm y con un pin cónico liso de diámetros mayor y menor de 6,2 y 5,7 mm, respectivamente. Las herramientas presentaron diferentes longitudes de pin (L_p): 0,8; 1,0 y 1,2 mm. Las uniones se realizaron con una velocidad de rotación de 680 rpm y un ángulo de inclinación de la herramienta de $1,5^\circ$. Para una primera etapa de evaluación del desempeño de cada herramienta se utilizó una velocidad de soldadura (U) de 98 mm/min. Luego, para el largo de pin seleccionado también se analizó 146 mm/min. Las uniones se realizaron en un equipo con control manual de la indentación de la herramienta (h), la cual se verifica sobre la macrografía midiendo el espesor efectivo en la zona agitada (t_{WN}). Sobre la macrografía se evaluó además el nivel de mezclado entre el aluminio y el acero, el cual está vinculado con la interacción entre el pin de la herramienta y la chapa de acero, determinada por la longitud del pin (L_p) y la indentación de la herramienta (h). En la Figura 1 se observa un esquema de la soldadura FSLW en el cual se indican algunas dimensiones características mencionadas.

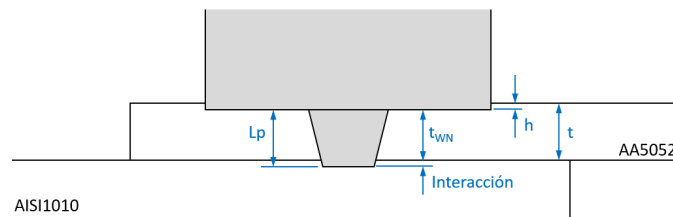


Figura 1: Esquema de FSLW

De cada unión soldada se prepararon dos probetas para la realización de ensayos de corte (ST), indicándose la carga máxima por unidad de ancho de la probeta ($P_{m\acute{a}x}/w_0$) y el tipo de fractura obtenidos. En la Tabla 1 se muestran los parámetros de soldadura y propiedades de las uniones.

Tabla 1: Parámetros de soldadura y propiedades de las uniones

Designación	Parámetros de soldadura			Propiedades de las uniones			
	L_p [mm]	U [mm/min]	h [mm]	Interacción [mm]	Mezclado	$P_{m\acute{a}x}/w_0$ [N/mm]	Tipo de Fractura
Lp0,8-98	0,8	98	0,15	0	Nulo	97 ± 25	Interfacial
Lp1-98-A	1,0	98	0,06	0,06	Bajo	122 ± 2	Interfacial
Lp1-98-B	1,0	98	0,15	0,15	Moderado	143 ± 2	Tracción AA5052
Lp1,2-98-A	1,2	98	0,04	0,24	Alto	144 ± 5	Tracción AA5052
Lp1,2-98-B	1,2	98	0,19	0,39	Alto	138 ± 11	Tracción AA5052
Lp1-146	1,0	146	0,11	0,11	Bajo	173 ± 8	Interfacial

En la Figura 2 se muestran macrografías sin ataque de uniones soldadas, pudiéndose apreciar cómo se obtienen diferentes niveles de mezclado con diferentes combinaciones de longitud de pin e indentación.

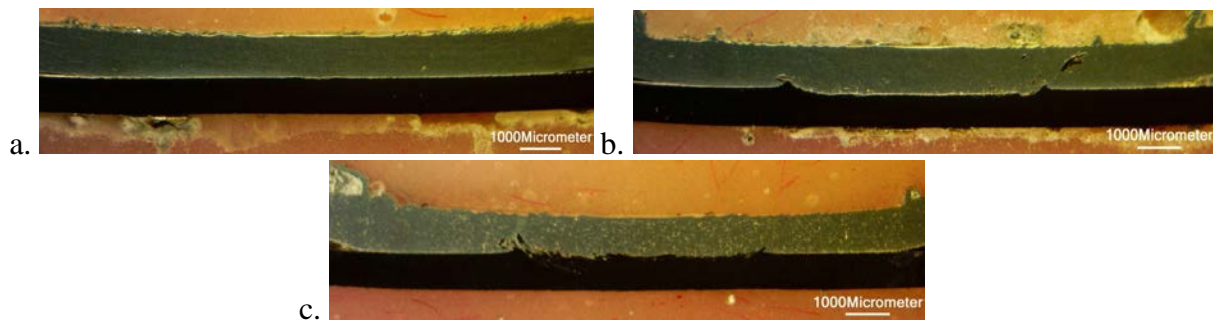


Figura 2: Macrografías sin ataque de uniones soldadas: a. Lp1-98-A b (mezclado bajo). Lp1-98-B (mezclado moderado); c. Lp1,2-98-B (mezclado alto)

Para la unión realizada con el Lp de 0,8 mm se obtuvo una interacción y mezclado nulos, los cuales resultaron en una fractura interfacial con la menor resistencia de las uniones analizadas. Las uniones Lp1-98-A y Lp1-98-B se realizaron con diferentes indentaciones, obteniéndose diferentes niveles de mezclado y tipo de fractura, siendo algo superior la resistencia de las probetas que fracturaron por tracción en la zona agitada (WN) de la chapa de aluminio. Este resultado muestra que el nivel de indentación y mezclado juegan un rol importante entre la competencia entre ambos tipos de fractura al definir la resistencia de la interfaz y el espesor efectivo de la WN del aluminio, el cual afecta la resistencia de la misma. Las uniones realizadas con el Lp de 1,2 mm también se realizaron con diferentes indentación, obteniéndose niveles de mezclado altos para ambas uniones asociados a una mayor interacción entre el pin y la chapa de acero. De esta manera, se obtuvieron resultados similares en el ensayo de corte para ambas uniones, sin observarse una mejora en relación al comportamiento observado para la unión Lp1-98-B. Sin embargo, es interesante analizar que la unión Lp1,2-98-B, al tener una mayor indentación tuvo una resistencia menor debido al menor espesor efectivo en la WN resultante.

Los resultados hasta aquí analizados indican que algún nivel de interacción y mezclado son necesarios para obtener buenas propiedades mecánicas, siendo suficiente un mezclado moderado asociado a una interacción de 0,15 mm. De esta manera, con el propósito adicional de minimizar la interacción entre el pin y la chapa de acero por cuestiones de desgaste y esfuerzos generados, se considera que el largo de pin más adecuado es el de 1 mm. Con esta herramienta se realizó una unión Lp1-146 que presentó un mezclado bajo pero con una interacción de 0,11 mm. En el ST esta unión presentó la mayor resistencia de las uniones analizadas, pero con una fractura interfacial. Este resultado indica que con este nivel de interacción se obtuvo una interfaz con buena resistencia, si bien menor a la correspondiente a la WN de la chapa de aluminio, la cual habría aumentado por la menor degradación microestructural asociada a una mayor velocidad de avance. En futuros trabajos, se prevé continuar analizando el efecto de la velocidad (146 mm/min o superiores) con mayor interacción del orden de los 0,15 mm para mejorar la resistencia de la interfaz, buscando obtener una fractura por tracción en el AA5052, con mayores resistencias que las obtenidas al momento.

Agradecimientos

Los autores agradecen al INTI, a la UBA, al INTECIN y a la ANPCYT por las contribuciones realizadas para el desarrollo de este trabajo.

Referencias

Kulkarni, N., Mishra, R. S., & Yuan, W. (2015). *Friction stir welding of dissimilar alloys and materials*. Butterworth-Heinemann, Oxford.

Eje Temático 2

Soldadura de nuevos materiales

El continuo avance de la tecnología y el desarrollo de nuevos materiales hacen necesaria la generación de procedimientos y técnicas capaces de concebir uniones sanas en los diferentes materiales, por ejemplo soldadura de aceros o metales y aleaciones disímiles, soldadura de polímeros, de madera, etc.

EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA GMAW-BRAZING PULSADO EN JUNTAS DE ACERO DP 1000

EFFECT OF PULSED GMAW-BRAZING PARAMETERS OF DP 1000 STEEL JOINTS

César D. Marconi ⁽¹⁾ (P), Carlos F. Consigli ⁽¹⁾, María J. Castillo ⁽²⁾, Hernán G. Svoboda ^(1,3,4)

(1) DEYTEMA-Centro de Desarrollo y Tecnología de Materiales, Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional, Provincia de Buenos Aires, Argentina.

(2) Universidad Nacional del Noroeste de Buenos Aires, Escuela de Tecnología, Junín, Buenos Aires, Argentina

(3) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(4) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: cmarconi@frsn.utn.edu.ar

Eje temático: 2- Soldadura de nuevos materiales.

Resumen

Los aceros de fase dual (DP) ofrecen una buena combinación de resistencia, conformabilidad y soldabilidad y son de gran aplicación en la industria automotriz. La incorporación de estos nuevos materiales exige el desarrollo de nuevos procedimientos de soldadura. Actualmente, es cada vez más utilizado el proceso Gas Metal Arc Welding - Brazing (GMAW-B), ya que presenta buen aspecto superficial y no produce la fusión de los materiales a unir, limitando la degradación microestructural que sufren los aceros tipo DP. Dentro de este proceso, el modo pulsado es una variante que presenta potencial para mejorar las características de la unión, aunque no ha sido suficientemente estudiado. El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de los parámetros de soldadura GMAW-B en modo pulsado sobre las características de las juntas soldadas en acero un DP1000. Sobre las probetas soldadas se determinaron los aspectos geométricos del depósito, la generación de defectos y la evolución microestructural a lo largo de la junta soldada. Se realizaron ensayos de arrancamiento por tracción y perfiles de microdureza. Con el aumento de la corriente de soldadura mejoró el aspecto superficial de los cordones y las longitudes de mojado, determinando así la ocurrencia de la fractura fuera del cordón, en la zona afectada por el calor (ZAC).

Palabras clave: GMAW-Brazing, modo pulsado, acero dual phase, propiedades mecánicas.

Keywords: GMAW-Brazing, pulsed mode, dual phase steel, mechanical properties.

En los últimos años, la industria automotriz se ha orientado al desarrollo de vehículos con mayores niveles de seguridad, menor consumo de combustible y métodos de producción más rentables, en el marco de una necesidad de reducir las emisiones de CO₂. En este contexto, se ha producido un fuerte desarrollo de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS). Dentro de esta categoría, los aceros de fase dual (DP) ofrecen una buena combinación de resistencia, conformabilidad y capacidad de absorción de energía. En los aceros DP las altas resistencias se obtienen a partir de la modificación de la microestructura, la cual se verá afectada por el ciclo térmico de la soldadura. Para la soldadura de estos materiales se debe tener especial control sobre los parámetros del proceso que afecten el aporte térmico y la evolución microestructural, ya que ésta definirá las propiedades mecánicas resultantes. El calor aportado (HI) afecta directamente la evolución microestructural. Actualmente, es cada vez más empleado el proceso GMAW-B (Gas Metal Arc Welding - Brazing), ya que presenta buen aspecto superficial, con menor aporte térmico, dado que no produce la fusión de los materiales a unir, generando menores distorsiones y

degradación térmica de los aceros avanzados. Esto es de gran importancia en la unión de aceros del tipo DP, ya que los ciclos térmicos de la soldadura afectan el metal base produciendo una pérdida de resistencia en la zona afectada por el calor (ZAC) producto del revenido de la martensita original (Marconi et al., 2020). En la soldadura brazing por arco, la alta temperatura del arco y la fuente de calor concentrada conducen a una cierta fusión del material base cerca de la raíz del arco. La dilución debe minimizarse ya que puede influir negativamente en la resistencia. Por otro lado, un calor demasiado bajo produce juntas deficientes debido a una longitud de mojado insuficiente. En el modo de transferencia de arco pulsado se logra un mejor control del calor aportado y evita el riesgo de tener una inestabilidad en el arco, mejorando así el aspecto superficial de los cordones y su uniformidad de principio a fin de la junta. Las propiedades mecánicas de estas uniones soldadas por brazing quedan definidas principalmente por las longitudes de mojado del cordón de soldadura, las características de la interfaz y por la degradación sufrida en la ZAC (Marconi et al., 2020).

El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de la corriente de soldadura en modo pulsado para el proceso GMAW-B en la unión de solape de aceros DP 1000 de 1,2 mm de espesor. Para dar cumplimiento al objetivo propuesto se relacionaron los aspectos dimensionales y de calidad para cada condición de junta soldada.

Con una fuente ESAB Aristo U500 se soldaron probetas de solape de 200 x 140 mm mediante el proceso GMAW-B en modo pulsado y en forma mecanizada con un dispositivo de avance Miggytrac 1500. Como metal de aporte (MA) se empleó un alambre macizo de CuSi3 de 0,8 mm de diámetro. La velocidad de alimentación del alambre fue de 6 m/min y la velocidad de avance (V_s) de 6 mm/s. El voltaje seteado fue de 26,7 V. El solape entre las chapas inferior y superior fue de 10 mm. La posición de soldadura utilizada fue plana bajo mano, el ángulo de desplazamiento fue de 75° por empuje, el de trabajo de 30° y la torcha se ajustó de modo tal que el extremo del alambre se ubique sobre la chapa inferior a 0,5 mm de la junta de solape. Se fijó la distancia pico-pieza en dp-p = 16 mm, el gas de protección utilizado fue argón, con un caudal de 12 L/min. La Tabla 1 muestra los parámetros del modo pulsado para las dos condiciones analizadas. La corriente media (I_m) fue calculada mediante las expresiones habituales para arco pulsado (Marconi et al., 2020). Para la condición B se aumentó la corriente tanto de pulso como de base, generando un aumento en el aporte térmico (HI).

Tabla 1: Parámetros del modo pulsado seteados

Probeta	Corriente de pico I_p (A)	Tiempo de pulso t_p (ms)	Frecuencia (Hz)	Corriente de baja I_b (A)	Corriente media I_m (A)	HI _p (J/mm)
A	400	2,1	74	33	61	331
B	412	2,1	74	52	78	376

Para cada condición se realizaron cortes transversales al cordón por duplicado, en el centro de las probetas soldadas, se analizó la macroestructura de los mismos y se realizó un análisis dimensional empleando el software *ImageJ*. Para cada condición de soldadura se cortaron dos probetas para ensayos de arrancamiento de 10 mm de ancho, transversales al cordón, del centro de las probetas soldadas. Las probetas fueron ensayadas con una máquina INSTRON de 3 Tn, obteniéndose la carga de rotura, la cual fue referida al ancho de la probeta (N/mm). Los resultados de ambas probetas fueron promediados para cada condición de soldadura.

Ambas condiciones analizadas presentaron uniones con buen aspecto superficial, sin defectos observables. En la Figura 1 se muestran las macrografías de las dos condiciones de modo pulsado

analizadas. Los aspectos dimensionales promedio para cada condición se presentan en la Tabla 2, junto con la carga de rotura y la zona donde ocurrió la fractura.

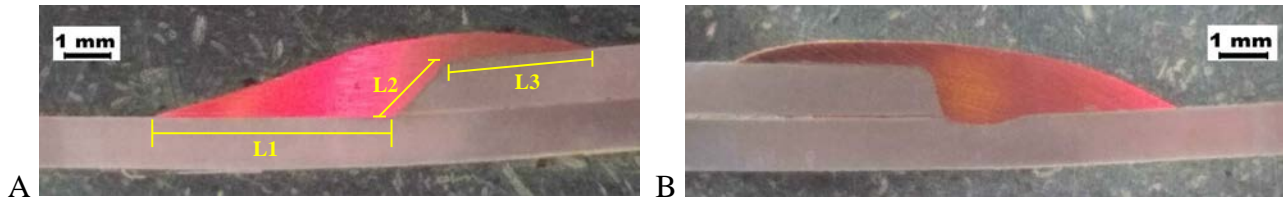


Figura 1: Macrografías de las condiciones A y B

Tabla 2: Análisis dimensional en mm, carga de rotura y zona de fractura de las condiciones A y B

Probeta	L1 (mojado chapa inferior)	L2 (mojado esp. chapa superior)	L3 (mojado chapa superior)	Carga de rotura (N/mm)	Zona de rotura
A	5,5	1,7	3,3	732 ± 51	L2/MA
B	5,4	1,2	4,3	851 ± 4	ZAC

En trabajos anteriores se ha mostrado que en general, para valores de longitud de mojado ($L2+L3$) superiores a aproximadamente 4 a 5 mm se produce un salto en los valores de la carga de rotura, asociado al cambio en el modo de fractura de las probetas, pasando de romper en la interfaz L2/L3 o L2/MA, a la ZAC, en la zona de mayor degradación de las propiedades originales del acero DP (zona subcrítica), correspondiente a la zona de máximo ablandamiento (Marconi et al., 2020). Lo observado en este trabajo es consistente con esos resultados, mostrando que el cambio en este caso se produce para valores de $L2+L3$ de alrededor de 5 mm. En la Figura 2 se muestran imágenes de los modos de fractura observados para ambas condiciones analizadas.

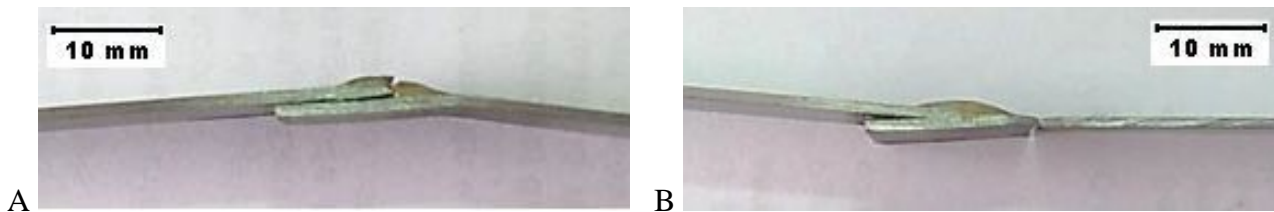


Figura 2: Modos de rotura de las condiciones A (L2/MA) y B (ZAC)

El modo de fractura está directamente relacionado con esas longitudes de mojado, las cuales se ven afectadas por los parámetros del modo pulsado en este caso. En la condición B se produce una fusión de la chapa inferior, minimizando la fusión de la chapa superior, y por otro lado se genera una mayor deposición mejorando el mojado, en especial en la chapa superior.

Asimismo, la presencia de compuestos intermetálicos también pueden afectar la integridad de la interfaz. A su vez, el aumento de corriente puede favorecer una mayor degradación del material base, que disminuiría la carga de rotura en la zona de mínima dureza en la ZAC. Se ha observado previamente (Marconi et al., 2020) que para cargas de rotura por unidad de ancho superiores a 800 N/mm, la fractura se produce generalmente en la ZAC, de acuerdo con lo observado en este trabajo.

Referencias

Marconi, C. (2020). *Efecto de los parámetros de proceso sobre las propiedades mecánicas de uniones GMAW-Brazing de aceros DP1000*. Soldagem & Inspecao, 25, e2534.

**SOLDADURA SEMIAUTOMÁTICA POR ARCO PULSADO DE UNIONES
DISÍMILES DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS, LEAN
DÚPLEX Y DÚPLEX****SEMIAUTOMATIC PULSED ARC WELDING OF DISSIMILAR JOINTS OF
AUSTENITIC, LEAN DUPLEX AND DUPLEX STAINLESS STEELS****Martínez Juan^(1,2)(P), Zappa Sebastián^(1,3), Gerardo Gonzales⁽⁴⁾, Zalazar Mónica⁽⁴⁾, Svoboda
Hernán^(3,5)**

(1) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Provincia de Buenos Aires, Argentina

(2) Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Provincia de Buenos Aires, Argentina

(3) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina

(4) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional del Comahue, Neuquén, Argentina

(5) Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina

Dirección de contacto: jmmartinez@inti.gob.ar; (P)

Eje temático: 2. Soldadura de nuevos materiales.**Resumen**

En los últimos años, la ciencia de los materiales ha trabajado arduamente con el fin de desarrollar materiales con composiciones químicas, microestructuras y propiedades específicas. Por cuestiones de optimización en la selección de los mismos, hoy en día, la industria se encuentra con el desafío de lograr soldaduras sanas con materiales diferentes. A dichas soldaduras se las conoce como soldadura disímil. El objetivo de este trabajo es el de estudiar la evolución microestructural y el comportamiento mecánico de soldaduras disímiles entre chapas de aceros inoxidable austeníticos (AISI 304L), lean dúplex (LDX 2101) y dúplex (DX 2205), mediante el uso del proceso semiautomático con protección gaseosa inerte y arco doble pulsado (GMAW-PP), utilizando como material de aporte un alambre macizo de acero inoxidable dúplex. Para tal fin, se soldaron tres cupones de soldadura (acero austenítico con lean dúplex, acero austenítico con dúplex y acero lean dúplex con dúplex) con arco doble pulsado y se realizaron cortes transversales para la caracterización química y microestructural, empleando espectrometría de emisión óptica, microscopía óptica y electrónica de barrido, respectivamente. Para la caracterización mecánica, se realizaron barridos de dureza sobre dichos cortes transversales y se determinaron las propiedades en tracción sobre probetas transversales. Los resultados mecánicos obtenidos muestran una importante disminución de la dureza en la zona afectada por el calor del acero austenítico y una mayor resistencia a la tracción en la soldadura disímil entre lean dúplex y dúplex.

Palabras clave: Doble Arco Pulsado, Caracterización Metalúrgica, Caracterización Mecánica**Keywords:** Double Pulsed Arc, Metallurgical Characterization, Mechanical Characterization

En la última década, varias de las familias de los aceros inoxidable fueron desarrolladas para mejorar su performance en servicio. Dicho desarrollo y disponibilidad de nuevos materiales, y en la búsqueda de optimizar la correcta selección de los mismos, en este último tiempo se está volviendo relevante el concepto de soldadura disímil, por cuestiones económicas. La soldadura disímil está asociada a la soldadura entre aceros diferentes. En este sentido, la soldadura de aceros diferentes, es más desafiante que la de aceros similares, por las diferencias en las composiciones químicas y microestructuras (con diferentes coeficientes de expansión térmica), lo cual genera zonas con distintas composiciones químicas, microestructuras, tensiones residuales, etc. Esta heterogeneidad de condiciones se ve agravada por la incorrecta selección de los parámetros de soldadura y/o materiales de aporte. En éste último tiempo, para lograr depósitos de soldadura de alta productividad y calidad se emplea el proceso de soldadura semiautomático con alambre macizo y gas de protección conocido como GMAW, con corriente pulsada o doblemente pulsada, GMAW-P

y GMAW-PP, respectivamente [1 y 2]. El objetivo de este trabajo es el de caracterizar metalúrgica y mecánicamente soldaduras disímiles, entre aceros inoxidable austeníticos, lean dúplex y dúplex, mediante el uso del proceso GMAW-PP con protección gaseosa inerte de argón.

Se soldaron tres cupones de soldadura disímil mediante el proceso semiautomático con doble arco pulsado – GMAW-PP. Los parámetros del doble arco pulsado fue el mismo, para los tres cupones conforme a lo presentado en la Tabla 1, mientras que el material de aporte fue un alambre macizo de 1,2 mm de diámetro que responde a la norma SFA/AWS A5.9 ER2209. La caracterización macroestructural fue realizada con lupa, mientras que la microestructural se realizó mediante microscopías óptica y electrónica de barrido. Además, mediante el empleo de metalografía color y procesamiento digital de imágenes, se determinó el contenido de ferrita en diferentes zonas de la junta soldada. Para la caracterización mecánica se realizaron barridos de dureza Vickers con 1 kg de carga cada 0,5 mm, sobre la línea central del cupón atravesando las diferentes zonas del mismo (metales bases, zonas afectadas por el calor y metales de soldadura). Además, se mecanizaron y ensayaron, a temperatura ambiente, tres probetas de tracción con dimensiones de acuerdo a ASTM E8. La identificación de los cupones estuvo vinculada con los materiales base que componen la junta. Para la soldadura disímil entre el acero inoxidable austenítico y lean dúplex: A-L; acero inoxidable austenítico y dúplex: A-D; acero inoxidable lean dúplex y dúplex: L-D. La Tabla 2 muestra la composición química y las propiedades mecánicas de las chapas, determinadas experimentalmente.

Tabla 1: Parámetros del doble arco pulsado (GMAW-PP)

GMAW-PP	Tensión (V)	Velocidad alambre (m/min)	CP (A)	TP (ms)	Frecuencia (Hz)	CB (A)	TB (ms)	Calor aportado (kJ/mm)
Pulso primario	32	6	350	2	250	80	0,1	1,3
Pulso secundario	27	4	250	2	170	50	0,3	1,5

CP: Corriente Pico; TP: Tiempo Pico; CB: Corriente Base; TB: Tiempo Base; Cm: corriente media

$$Corriente\ media = \frac{(Cb \times Tb) + (Cp \times Tp)}{Tb + Tp} \quad Calor\ aportado = \frac{T \times Cm}{Vs}$$

Tabla 2: Composición química y propiedades mecánicas de los materiales empleados

Material	C (%)	N (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Mn (%)	Tr (MPa)	E (%)	D (HV1)
ASS	0,04	0,04	17,7	7,8	0,3	1,6	677	38,8	258
LDSS	0,03	0,26	21,3	1,9	0,2	4,3	766	24,3	248
DSS	0,04	0,21	21,5	4,9	3,1	1,7	774	23,5	263
ER2209	0,01	0,17	22,7	8,5	3,2	1,5	785	31,0	265

Siendo: Tr: Tensión de rotura; E: Elongación; D: Dureza

La Figura 1, muestra las macrografías e imágenes de microscopía óptica de los diferentes cupones soldados (A-L, A-D y L-D). En dichas imágenes, se puede observar parte del metal base (MB), la zona afectada por el calor (ZAC) del mismo y el metal de soldadura (MS) de cada cupón. Además, las diferentes fases microestructurales que caracterizan a los materiales.

Las ZAC de las chapas austeníticas poseen un bajo contenido de ferrita (27 A 31 %). Por otro lado, el contenido de ferrita de las ZAC de las chapas lean dúplex y dúplex superó el 60 %. El contenido de ferrita del MS fue de 49, 51 y 59 % para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. La dureza promedio de las chapas ASS, LDSS y DSS fueron de 258, 248 y 263 HV1, respectivamente. Se observó una disminución de la dureza en las ZAC de las chapas de aceros inoxidables austenítico. Esta disminución está asociado al aumento del tamaño de grano en esta región. La dureza de la ZAC de las chapas lean dúplex y dúplex aumentó, lo que podría estar

asociado al mayor contenido de ferrita en estas zonas. La dureza promedio del MS fue de 260, 252 y 271 para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. La resistencia a la tracción fue de 722, 717 y 818 MPa, para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. En todos los casos la superficie de fractura fue dúctil y se ubicó en el MB: ASS, ASS y LDSS, para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente.

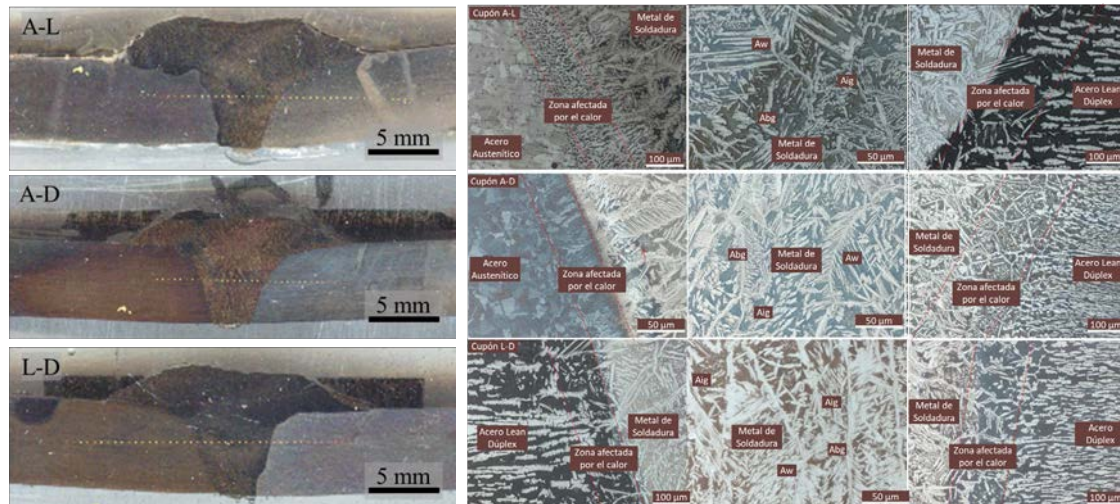


Figura 1: Macro y micrografías de las uniones soldadas: Abg: Austenita en borde de grano; Aw: Austenita widmanstatten; Aig: Austenita intergranular

Teniendo en cuenta los resultados experimentales, se llegó a las siguientes conclusiones:

1) Zona afectada por el calor de las chapas ASS: Se observó un crecimiento de grano y la precipitación de ferrita vermicular. Dicho crecimiento de grano generó una disminución de la dureza y la zona preferencial de rotura en los ensayos de tracción de los cupones A-L y A-D.

2) Zona afectada por el calor de las chapas LDSS y DSS: Se observó un gran contenido de ferrita con islas de austenita parcialmente transformada. La dureza en esta zona fue levemente mayor a lo determinado sobre las chapas. Para el cupón L-D la zona preferencial de rotura fue la zona afectada por el calor de la chapa LDSS.

3) Metal de soldadura: En todos los casos el metal de soldadura estuvo conformado por ferrita y austenita en sus diferentes morfologías: Aw; Abg; Aig. En zona recristalizada entre cordones se pudo observar islas de austenita secundaria. Los valores de dureza y de resistencia a la tracción, en esta zona fueron superiores a los determinados sobre las chapas base [3].

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a ESAB-CONARCO Argentina por la donación del equipo Mig U5000i con el control Aristo U8 y los consumibles de soldadura. A la FaIn-UNCo (PROIN 04_I219) y a la FI-UNLZ por el soporte financiero.

Referencias

[1] Eghlimi, A. (2013). Dilution and Ferrite Number Prediction in Pulsed Current Cladding of Super-Duplex Stainless Steel Using RSM. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 22, pp. 3657-3664.

[2] Kangazian, J. (2017). Mechanical and microstructural evaluation of SAF 2507 and incoloy 825 dissimilar welds. *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 26, pp. 407-418.

[3] Zappa, S. (2017). Efecto de la Composición Química del Metal de Aporte y del Calor Aportado Sobre la Microestructura y las Propiedades Mecánicas de Juntas Soldadas de Aceros Inoxidables Dúplex. *Soldagem & Inspeção*, vol. 22, pp. 116-128.

DESARROLLO DE TECNICAS MAGNETICAS PARA EL CONTROL DE SOLDADURAS EN CHAPAS DE ACERO

DEVELOPMENT OF MAGNETIC TECHNIQUES FOR THE CONTROL OF WELDING IN STEEL SHEETS

Neyra A. Miriam Rocío^(1,2) (P), Ortega P. Valeria⁽¹⁾, Ferrari Guido⁽³⁾, Chiapparoli Wadi⁽⁴⁾, Gómez Martín^(1,3)

(1) Grupo Ondas Elásticas, Dpto. Proyecto ICES, Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA), Buenos Aires, Argentina.

(2) Departamento de Ing. Eléctrica, Fac. Reg. Delta (FRD), Universidad Tecnológica Nacional (UTN), Campana, Buenos Aires, Argentina.

(3) Grupo de Emisión Acústica, FRD, UTN, Campana, Buenos Aires, Argentina.

(4) Instituto Argentino de Siderurgia (IAS), Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: neyra@cnea.gov.ar

Eje temático: soldadura de nuevos materiales

Resumen

El Ruido Magnético Barkhausen (RMB) es un método de ensayo no destructivo, aplicable a materiales ferromagnéticos, muy sensible a cambios en la microestructura, tensiones internas, impurezas y otros defectos. Si un material ferromagnético es sometido a un campo magnético variable, el movimiento de las paredes de los dominios magnéticos inducirá una señal eléctrica sobre una bobina sensora colocada sobre la superficie del material alcanzada por el campo. Tanto el movimiento de las paredes de los dominios como la señal inducida estarán condicionados por los defectos, en su distribución espacial y temporal. Por lo tanto, este método tiene una gran perspectiva de aplicación en la detección de tensiones residuales, corrosión, daños por fatiga, dureza y fragilización por irradiación. Sin embargo, esta técnica, basada en este fenómeno magnetoeléctrico complejo, aún no está estandarizada. En este estudio se analizan: repetibilidad, trazabilidad y estabilidad de la metodología de RMB para el caso particular del monitoreo de uniones soldadas a tope por arco eléctrico. La unión es entre dos chapas de acero al carbono, previo al proceso de decapado, que presenta tramos de soldadura defectuosa. Entonces, se midió el RMB en todo el largo del cordón de soldadura y se pudieron asociar al Valor Cuadrático Medio (RMS) de las señales de RMB los defectos encontrados a lo largo de la soldadura. La chapa tiene indicaciones en las diferentes secciones como “bien” o “mal” soldada siendo así designadas por el operador que realizó el proceso de la soldadura, según criterios de evaluación por inspección visual. Los resultados muestran que en la sección “bien soldada” los valores RMS del RMB resultaron ser menores que la media obtenida y en la sección “mal” soldada, la tendencia del valor RMS fue mayor que la media. De esta manera, se comprobó la utilidad del RMB para identificar la calidad del cordón de soldadura.

Palabras clave: Ruido Magnético Barkhausen, acero al carbono, soldadura.

Keywords: Magnetic Barkhausen Noise, carbon steel, welding.

En la actualidad, la creciente competitividad en el mercado hace imprescindible la mejora en el desarrollo de nuevos métodos para el proceso de la producción. Particularmente, en la industria, la soldadura es el método por excelencia para la unión de piezas metálicas dados sus beneficios. En las uniones soldadas de acero al C, se presenta una variación microestructural, o deficiencias más severas como consecuencia de una incorrecta acción térmica, la cual debe ser controlada para garantizar la calidad del resultado. Por tales motivos, surge la necesidad de un método de ensayo no destructivo

simple y rápido que permitiera por ejemplo el control de defectos o resultados inesperados por la incorrecta unión, in situ. Algunos de los trabajos de RMB en soldadura han sido realizados en microestructuras simuladas con tratamientos térmicos y en soldaduras reales, para evaluar el efecto del tratamiento térmico después de la soldadura o el desempeño de la unión soldada sometida a fatiga [Serna G., Rodrigues P., (2007)]. En este trabajo se utiliza el RMB para monitorear uniones soldadas a tope por arco eléctrico en una chapa de acero al C. El objetivo es distinguir y poder clasificar las zonas “bien” y “mal” soldadas, evaluándolas con la técnica de RMB. Este trabajo se realiza en paralelo en dos Laboratorios diferentes: CNEA y UTN, bajo las mismas condiciones, pero con distintas bobinas excitadoras.

Las dimensiones de la Chapa son: (1228 x 489 x 2.4) mm. En la Figura 1, se muestran las fotografías de la Chapa completa con las zonas identificadas de acuerdo con la calidad de la soldadura (parte a) y de una ampliación de cada una de las zonas (parte b).

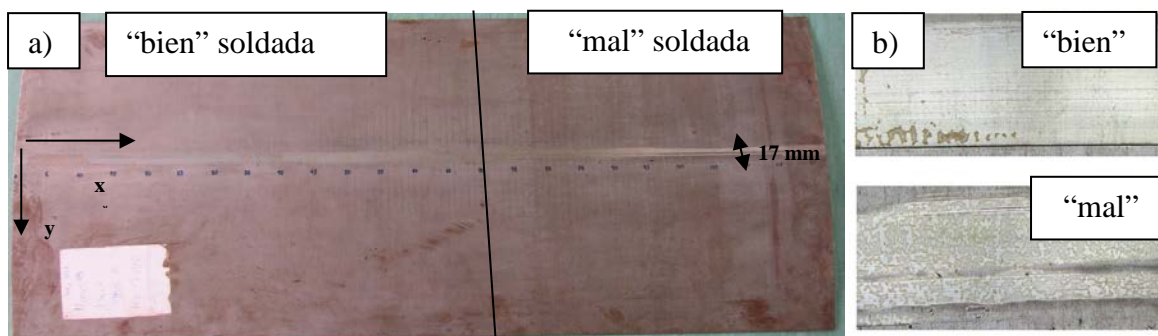


Figura 1. a) Fotografía de la Chapa, con las zonas identificadas, como “mal” y “bien” soldadas. b) Ampliaciones de ambas zonas.

En la Figura 2 se muestran las fotografías del sistema experimental (en la parte a) y de los yugos empleados en las mediciones (en la parte b). El yugo magnético excitador se colocó sobre la superficie del cordón de soldadura manteniendo entre sus apoyos a la bobina sensora de RMB. El campo magnético de excitación se generó mediante una corriente sinusoidal de 10 Hz potenciada mediante un amplificador. Con esta señal se excitó la bobina del yugo ubicado sobre el cordón de soldadura, el cual se desplazó en pasos de 1 cm, adquiriéndose los datos de las zonas “bien” y “mal” soldadas. El campo magnético de excitación se aplicó perpendicularmente al cordón de soldadura y se registraron las señales con una tasa de digitalización de 500 k muestras/s.

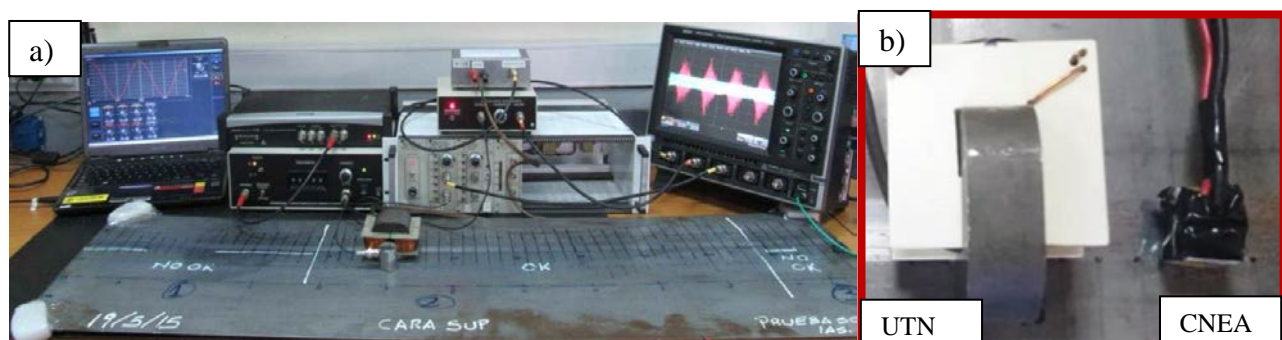


Figura 2. a) Fotografía del sistema de medición. b) Yugos empleados en las mediciones.

Se realizó el análisis del RMB tanto en el dominio del tiempo como en el de la frecuencia y también se calculó el valor cuadrático medio de la señal (RMS). En la parte a de la Figura 3 se muestra, de forma cualitativa, la señal de RMB medida a través del yugo UTN, en un punto determinado de la zona de soldadura defectuosa. En la parte b de la misma figura se observa la Transformada de Fourier del RMB. En este caso, la señal es más definida, con menos ruido y mayor amplitud, respecto a la obtenida con el

yugo CNEA. El cálculo de la Transformada de Fourier, muestra un pequeño pico, en una frecuencia del orden de los 0.5 MHz que representa a los componentes de baja frecuencia, en referencia a lo observado en este trabajo. Para los cálculos de Fourier para las señales obtenidas del yugo CNEA, resultaron picos más definidos, de intensidad mayor para frecuencias próximas a 0.25 MHz, con un único pico característico en las altas frecuencias, alrededor de los 2 MHz y de intensidad variable, que oscila entre 0.2 y 0.4 aproximadamente. También se pudieron ver, con ambos yugos, variaciones leves en las zonas de transición desde las partes del cordón “bien” soldada a las zonas de soldaduras de mala calidad, a partir del análisis de la amplitud del RMB.

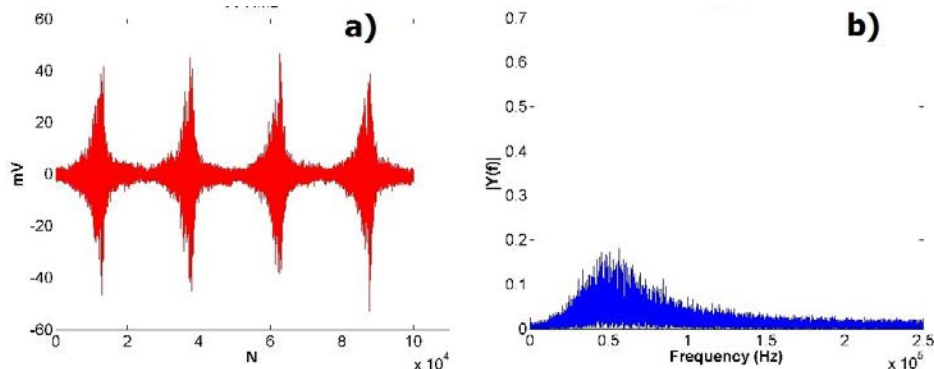


Figura 3. a) Señal de RMB. b) Transformada de Fourier de la señal de RMB, yugo UTN.

En la Figura 4 se observan los valores de RMS y sus valores medios (línea roja horizontal) en cada zona, variando la posición del yugo cada 1 cm, para ambos yugos. Allí se observa que los Valores RMS resultan mayores en la zona “mal” soldada, mientras que en la zona “bien” soldada los valores son comparativamente menores [Neyra A. et. al, 2017]. Se demostró que las dimensiones del yugo magnético excitador no influyeron en la tendencia, pero si en la precisión de los resultados obtenidos.

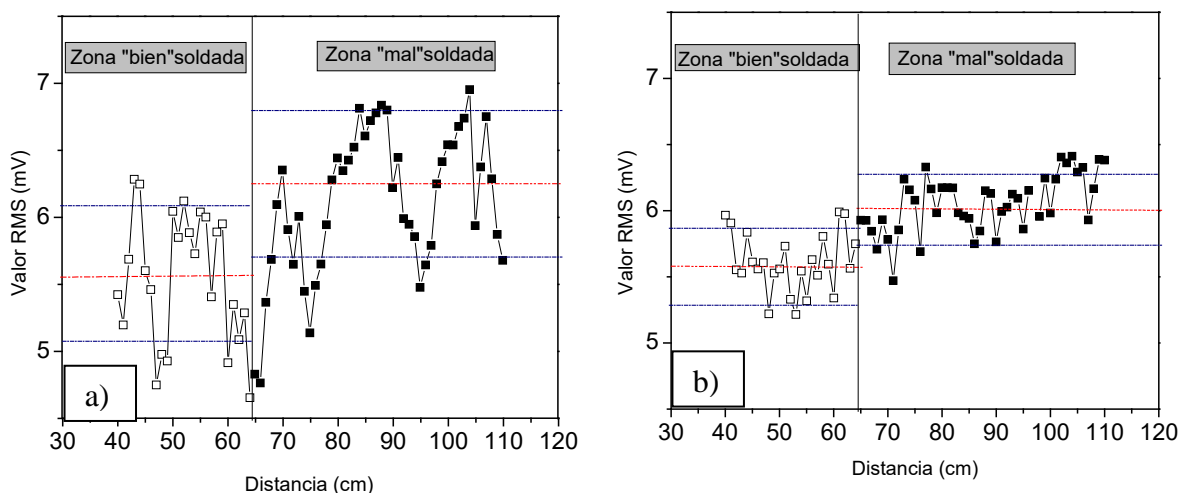


Figura 4. Valores RMS. a) Yugo UTN. b) Yugo CNEA.

Referencias

Neyra A. Miriam, López P. María, Caballero A., Burrioni L., Gómez M., Ruzzante J., Chiapparoli W., (2017), *Caracterización no destructiva en uniones soldadas*, Actas de CORENDE 11, ISBN 978-987-23957-9-7, Argentina.

Serna G., Rodrigues P. (2007), *The magnetic Barkhausen noise: A NDT method for microstructural monitoring of welded join*, Scientia et Technica, Año XIII, No 36, Universidad Tecnológica de Pereira.

Eje Temático 4

Diseño y fabricación de productos para soldadura

Este tópico contempla el desarrollo o mejora de todo aquel instrumental y equipamiento que facilite las operaciones de soldadura, así como también aquellos que permitan incrementar la calidad de las uniones soldadas.

TRATAMIENTOS TÉRMICOS PARA LA OBTENCIÓN DE ACEROS DUAL PHASE

HEAT TREATMENTS TO ACHIEVE DUAL PHASE STEELS

María J. Castillo ^{(1) (2)} (P), Alejandro Mateos ⁽¹⁾, Gianluca Lombardo ⁽¹⁾, Hernán Svoboda ⁽²⁾⁽³⁾

(1) Laboratorio de Ensayos de Materiales y Estructuras (LEMEJ) – Universidad Nacional del Noroeste de la Provincia de Buenos Aires, Junín, Buenos Aires, Argentina

(2) DEYTEMA – Universidad Tecnológica Nacional – Facultad Regional San Nicolás, San Nicolás, Buenos Aires, Argentina.

(3) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina
Dirección de contacto: mjcastillo@unnoba.edu.ar

Eje temático: 4 – Diseño y fabricación de productos para soldadura

Resumen

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia han encontrado en los últimos años numerosas aplicaciones en diversas industrias, especialmente en productos tipo chapa. Los aceros Dual Phase (DP) forman parte de esta familia y presentan una buena combinación de resistencia y tenacidad. Las mallas electrosoldadas utilizadas como refuerzo de estructuras de hormigón son ampliamente utilizadas en la industria de la construcción y emplean productos denominados ATR500N. El objetivo de este trabajo es desarrollar tratamientos térmicos que permitan obtener aceros DP a partir de barras de construcción utilizadas actualmente como refuerzos de hormigón, con el fin de desarrollar una variante para las mallas electrosoldadas. Para ello, se probaron distintos tratamientos de austenización parcial con intervalos de 20°C dentro del rango intercrítico, variando también, los tiempos de mantención. Posteriormente, se realizaron revenidos a 200 °C sobre las probetas previamente tratadas. Las temperaturas intercríticas fueron definidas en función de lo establecido en trabajos anteriores de los autores. Para la evaluación del desempeño de los tratamientos empleados se realizaron estudios metalográficos y ensayos de microdureza y tracción para evaluar el cumplimiento de la norma IRAM U 500 26. A partir de los resultados obtenidos se pudo concluir que para ciertas condiciones de tratamiento se superaron los requerimientos mínimos establecidos por la norma previamente mencionada obteniendo un material clasificable como ATR500, con elevada resistencia mecánica y una fuerte capacidad de endurecimiento por deformación.

El hormigón armado (H^{°A}) es uno de los materiales más utilizados en la industria de la construcción, está compuesto por hormigón y barras de acero dispuestas en las zonas sometidas a esfuerzos de tracción, que el hormigón no es capaz de soportar. Al ser utilizado en obras de ingeniería, el H^{°A} experimenta el fenómeno de fisuración. Es por esto que, en este material estructural, cada uno de los componentes y su interacción, son sumamente importantes para determinar su desempeño en servicio. Las características plásticas del acero tienen gran importancia ya que evitan las roturas frágiles, redistribuyen esfuerzos y aumentan la capacidad de disipar energía bajo cargas dinámicas, como es el caso de las cargas sísmicas. En los últimos años, se ha desarrollado una familia de aceros denominada Aceros Avanzados de Alta Resistencia que presentan propiedades optimizadas respecto de los materiales convencionales. Dentro de esta familia se encuentran los Dual Phase (DP) cuya microestructura está constituida principalmente por islas de martensita dispersas en una matriz de ferrita, donde dicha matriz garantiza una buena ductilidad y la martensita proporciona alta resistencia. Los aceros DP se caracterizan por su comportamiento de fluencia continua, elevado endurecimiento por deformación, elevada resistencia a la tracción, entre otros aspectos.

En ciertas aplicaciones vinculadas a la construcción se emplean mallas electrosoldadas, fabricadas a partir de aceros ATR 500N (IRAM-IAS U 500 26 (2016)), las cuales logran sus propiedades por trabajado en frío y son soldadas a través del proceso de soldadura por proyección, (PW; Projection Welding). El objetivo de este trabajo es desarrollar tratamientos térmicos que permitan obtener aceros DP a partir de barras de construcción utilizadas actualmente como refuerzos de hormigón, que resulten aptas para el conformado posterior de mallas mediante el proceso de soldadura PW.

Para dar cumplimiento a este objetivo se partió de un acero comercial del tipo ADN 420 S (C = 0,183; Si: 0,205; Mn: 0,921, S: 0,024; P: 0,014) de 8 mm de diámetro (IRAM-IAS U 500 207 (2004)). Muestras de dicho material fueron sometidas a un tratamiento térmico de normalizado a 850 °C, durante 20 min y enfriamiento al aire. Posteriormente, se realizaron templeados intercríticos sobre las barras a temperaturas entre 750°C y 830°C (Castillo et al, (2018)). El tiempo de mantenimiento fue de 30 minutos y el enfriamiento se realizó en agua. La etapa final del tratamiento térmico consistió en un revenido a 200 °C, durante 10 minutos con enfriamiento en horno abierto (Ver Tabla 1).

Tabla 1: Tratamientos térmicos realizados

Probeta	Tratamiento térmico		
	Temperatura AP* (°C)	Temp. Rev. (°C)	Tiempo Rev. (min)
R 75*	750	200	10
R 77*	770	200	10
R 79*	790	200	10
R 81*	810	200	10
R 83*	830	200	10

*AP: Previa austenización parcial durante 30 min. y enfriamiento en agua; R: Revenido.

Las probetas así obtenidas fueron caracterizadas metalográficamente, para ello cortes transversales fueron preparados para observación metalográfica. Posteriormente, se atacaron con Nital 2. La evaluación mecánica se llevó a cabo a través de ensayos de tracción (Máquina Universal de Ensayos DIGIMESS, 600 kN), determinándose el límite proporcional ($R_{p0,2}$), la resistencia a la tracción (R_m) y el alargamiento a rotura (A %). Asimismo, se realizaron ensayos de microdureza con 1000 gf y 10 segundos de mantención (Microdurómetro Vickers DIGIMESS MHVD-1000 LCD).

En relación a la microestructura, pudo observarse una correspondencia creciente y directa entre la temperatura de austenización parcial y el contenido de martensita, tal como puede observarse en las microfotografías (Figura 1), el cual varió entre un 40 % y un 90 %, aproximadamente. En cuanto a las propiedades mecánicas, los resultados de microdureza mostraron, en general, un incremento al aumentar el contenido de martensita (desde 240 HV hasta 450 HV), mientras que en resistencia a tracción se observó un incremento al aumentar la temperatura de austenización parcial. En el caso de la resistencia al límite proporcional, la probeta R75 fue la única que no alcanzó el mínimo establecido por norma. Asimismo, para la resistencia máxima, los valores se encuentran muy por encima de los mínimos establecidos por norma. En cuanto al alargamiento, los resultados más favorables se encontraron para las probetas tratadas a menores temperaturas, encontrándose valores por debajo de los mínimos requeridos para aquellas muestras tratadas intercríticamente a más de 800 °C. El aporte más destacable del material obtenido está asociado al fuerte endurecimiento por deformación que experimenta, así como una elevada resistencia a la tracción en comparación con los materiales convencionales.

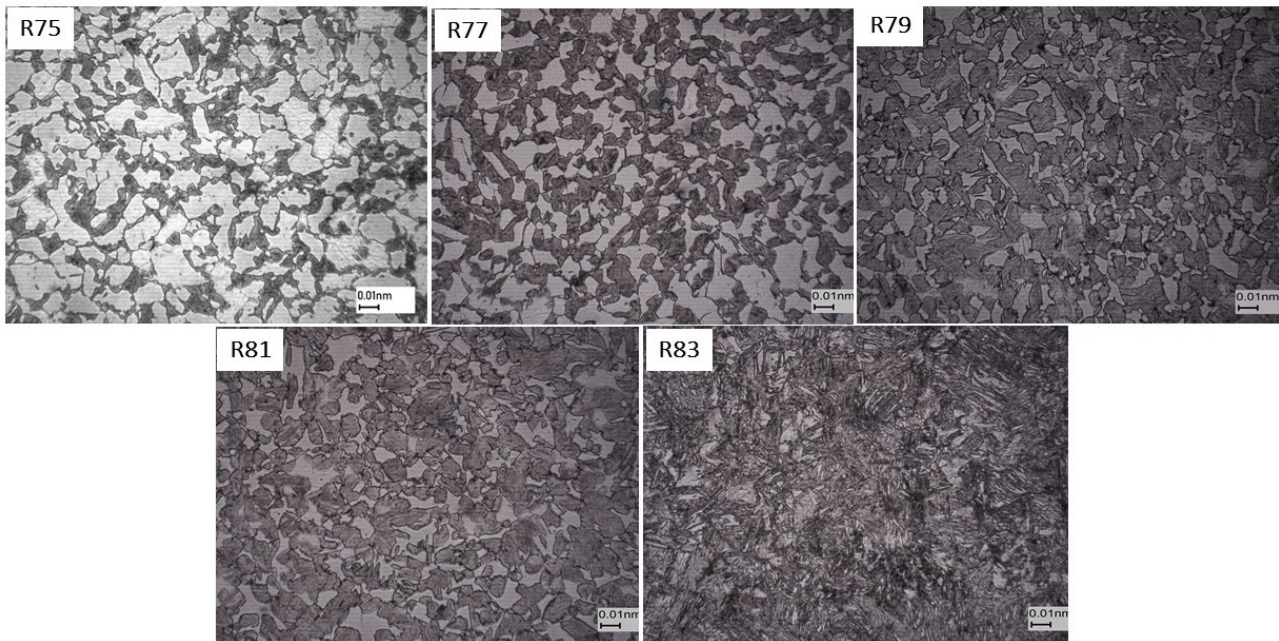


Figura 1: Microfotografías de las muestras tratadas térmicamente
Rp 0,2 y Rm

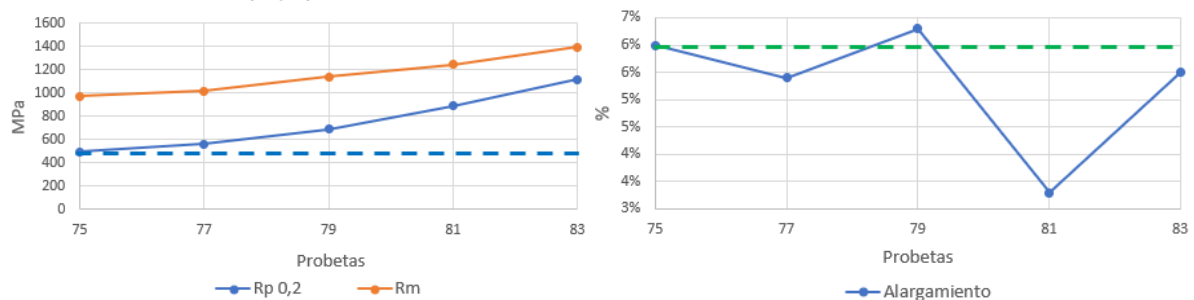


Figura 2: Resultados de las propiedades mecánicas de tracción

Los gráficos de la Figura 2 muestran que la probeta R 79 satisface los requerimientos mínimos de propiedades mecánicas establecidos por norma (IRAM-IAS U 500 026 (2016)). En este sentido, en una etapa posterior de trabajo se evaluará su comportamiento en juntas soldadas por PW con diferentes parámetros de soldadura.

Referencias

Castillo, M. J. y Svoboda, H. (2018). Avance de tesis doctoral: Obtención de aceros dual phase susceptibles de ser utilizados como refuerzo en estructuras de hormigón. *6ta. Jornadas de Metalurgia-5ta Jornada de Doctorandos*.

IRAM-IAS U 500 26. Alambres de acero para armadura en estructuras de hormigón. Perú 552/6, C1068AAB, Buenos Aires, Argentina. 2016.

IRAM-IAS U 500 207. Barras de acero conformadas de dureza natural soldables, para armadura en estructuras de hormigón. Perú 552/6, C1068AAB, Buenos Aires, Argentina. 2004. 6República

Kelesternur, O., Halidun Kelesternur M. & Yildiz, S. (2009). Improvement of Mechanical Properties of Reinforcing Steel Used in the Reinforced Concrete Structures. *Journal of Iron and Steel Research International*, 16 (3), 55-63.

Eje Temático 5

Inspección y calidad de productos soldados

Las diferentes técnicas de control de calidad de los productos de fabricación industrial en general y de los productos soldados en particular avanzan a paso agigantado. Este eje temático permitirá el intercambio de conocimientos en este ámbito, tanto para ensayos destructivos como no destructivos afectados al control de las uniones soldadas.

TÉCNICA FMC PARA IMÁGENES ENFOCADAS DE ULTRASONIDO APLICADAS EN LA INSPECCIÓN DE SOLDADURAS EN RIELES FERROVIARIOS

FMC TECHNIQUE FOR FOCUSED ULTRASOUND IMAGING APPLIED TO RAIL WELDING INSPECTION

Guillermo Cosarinsky⁽¹⁾, Juan Manuel Iriarte(P)⁽¹⁾, Jose Brizuela⁽¹⁾⁽²⁾, Nicolás Berardi⁽³⁾

(1) Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA), Villa Maipú, Buenos Aires, Argentina

(2) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET), Argentina.

(3) Trenes Argentinos Infraestructura (ADIFSE), Argentina.

Dirección de contacto: iriarte@cnea.gov.ar; (P) Presentador

Eje temático: inspección y calidad de productos soldados

Resumen.

Las técnicas de imagen por ultrasonido están en constante desarrollo en busca de obtener mayor resolución y facilidad en la evaluación. Cualquier imagen de ultrasonido puede ser formada a partir de la técnica de adquisición conocida como *Full Matrix Capture* (FMC), en la cual se registran todas las combinaciones posibles de transmisión-recepción de un transductor multielemento (o array). Por otro lado, entre los distintos métodos de reconstrucción de la imagen, el llamado *Total Focusing Method* (TFM) se caracteriza por generar imágenes completamente enfocadas, siendo la referencia de calidad en imágenes de ultrasonido. Aunque el método TFM ofrece la mejor calidad de imagen, se requiere de una gran capacidad para procesar grandes cantidades de datos. La implementación por hardware y software es compleja, restringiendo muchas veces la aplicación directa en la industria. Recientemente en el mercado surgieron nuevas tecnologías que permiten la aplicación de TFM, pero con algunas limitaciones. En otros casos, se aprovecha la capacidad de cómputo de los procesadores gráficos (*Graphical Processing Units* o GPUs) para obtener tiempos de cálculo aceptables a grandes profundidades de adquisición. Este trabajo estudia la aplicabilidad de las imágenes TFM en la evaluación de soldaduras de rieles ferroviarios empleando GPUs. La unión se caracteriza por presentar un gran espesor de pared y por una estructura de grano grueso.

Palabras claves: END industrial, control de calidad ferroviario, ultrasonidos, TFM, rieles.

Keywords: testing, ultrasound, rails, train

Los rieles del ferrocarril están expuestos a complejos esfuerzos de tensión durante su vida útil. En particular, las uniones mecánicas (eclisas) que se utilizan para mantener la continuidad de una sección de riel a la siguiente, implican una complicada interacción de tensiones. En la actualidad, las eclisas se van sustituyendo por soldaduras realizadas por el proceso de aluminotermia o por el de “tope”, en donde los extremos del riel son fundidos y unidos por la circulación de una muy elevada corriente (PWI, 2017). En ambas soldaduras, el defecto común es la *falta de fusión* en la interfaz formada por el metal base y el de aporte. También aparece porosidad, que se encuentra principalmente en las soldaduras por aluminotermia, y que se produce por las condiciones de humedad durante el proceso de soldado (Shitara, 2010). Además, se pueden encontrar fisuras superficiales en la interfaz con la zona afectada térmicamente (ZAT), que luego durante el servicio, se propagan causando fallas frágiles (Carboni, 2017).

La imagen TFM se puede considerar como un nuevo método dentro de los Ensayos No Destructivos (END), capaz de producir imágenes de alta calidad, las cuales son más fáciles de interpretar que las señales clásicas de ultrasonidos (UT), permitiendo una mayor rapidez en la evaluación de defectos. Básicamente, el método TFM consta de dos pasos:

1. **Captura de datos:** los elementos del array se disparan secuencialmente y las señales recibidas por cada elemento (trazas A-scans) son almacenadas en la matriz FMC.
2. **Algoritmo de reconstrucción:** se aplica un post-procesamiento a los datos almacenados en la FMC para componer una imagen de la región de interés (ROI).

Cada vez que se pulsa un elemento del array, todos los elementos de éste reciben la respuesta del medio al impulso ultrasónico emitido. Los datos adquiridos son almacenados en una hipermatriz(3D) llamada *Full Matrix Capture* (FMC), en la que se registran todas las combinaciones posibles de A-scans para ese array. Una vez obtenida la FMC, la ROI se discretiza en una cuadrícula de píxeles. La intensidad acústica I de cada píxel \mathbf{p} se debe calcular siguiendo el algoritmo de TFM, que computa el tiempo de vuelo t_{ij} (TOF) entre el i -ésimo elemento emisor y el j -ésimo elemento receptor, y estima la intensidad en el píxel \mathbf{p} promediando la información acústica del medio x_{ij} , indexando a la matriz FMC mediante el tiempo t_{ij} calculado (Camacho, 2018). Así la intensidad para cada píxel se estima como:

$$I(\mathbf{p}) = \frac{1}{L^2} \left| \sum_{i=0}^{L-1} \sum_{j=0}^{L-1} h \otimes x_{ij} (t_i(\mathbf{p}) + t_j(\mathbf{p})) \right| \quad [1]$$

En [1], h corresponde a la respuesta al impulso de un filtro FIR tipo pasa-banda centrado en la frecuencia del array y con un ancho de banda relativo del 50% (Oppenheim, 1998). Por ejemplo, empleando un array de 128 elementos y componiendo una imagen de 400x300 píxeles mediante [1], requiere computar 15.360.000 valores de TOF y realizar el mismo número de sumas promediadas. Por lo expuesto, generar una imagen TFM requiere de un sistema con alta capacidad de cálculo.

En el laboratorio se dispuso de los siguientes materiales: una barra formada por dos cupones de rieles perfiles 54E1 unidos por aluminotermia. La soldadura contiene tres taladros laterales (SDH) de 3mm de diámetro, ubicados a 25 mm, 82 mm y 120 mm desde la superficie de rodadura (Figura 1). Además, se incluyó una muesca semicircular de 10 mm de largo x 5 mm de alto en el centro de la raíz de la soldadura. Se utilizó un equipo de Phased Array SITAU 311 (DASEL, España) de 128 canales paralelos (*Full Parallel*), asociado a un array de 128 elementos (Imasonic, Francia) de frecuencia central de 5MHz, 60% de ancho de banda y 0.5 mm de espaciado interelemento (pitch). El algoritmo de composición [1] se implementó en lenguaje Python, que interactúa con la GPU (AMD Radeon HD 7700 Series) a través de la biblioteca PyOpenCL (Klöckner, 2012).

La experimentación se realizó ubicando el array sobre el plano longitudinal del riel y centrado en el punto nominal de rodadura. Se definió una ROI de 64x180 mm alrededor de la soldadura para componer las imágenes. La ROI se discretizó en una imagen de 400x600 píxeles. La estructura granular de la soldadura introduce ruido en las señales que disminuye la relación señal-ruido (SNR) de los A-scans. Se capturaron tres FMC a 80 mm, 0 mm y -80 mm referenciadas desde la línea central de la soldadura. Se realizó una reconstrucción de la ROI promediando cada imagen generada utilizando [1] para cada FMC. La imagen reconstruida presenta un rango dinámico de 40 dB y permite observar a todas las referencias bien definidas.

El resultado de la Figura 1 es uno de los tantos realizados, pero que ayuda a concluir que el método TFM resulta útil para generar imágenes totalmente enfocadas de las soldaduras de rieles, permitiendo evaluar, detectar e interpretar defectos con una excelente SNR y buena resolución lateral en comparación con un escaneo lineal estándar (Holmes, 2005). Además, la información se puede utilizar para llevar la trazabilidad del control de calidad de las soldaduras.

Los autores agradecen a la Administración Nacional de Ferrocarriles de Argentina (ADIFSE), en particular a Nicolás Berardi, por impulsar la formalización de un contrato de I + D para el desarrollo de procedimientos y asistencias tecnológicas para las inspecciones de la enrielladura.

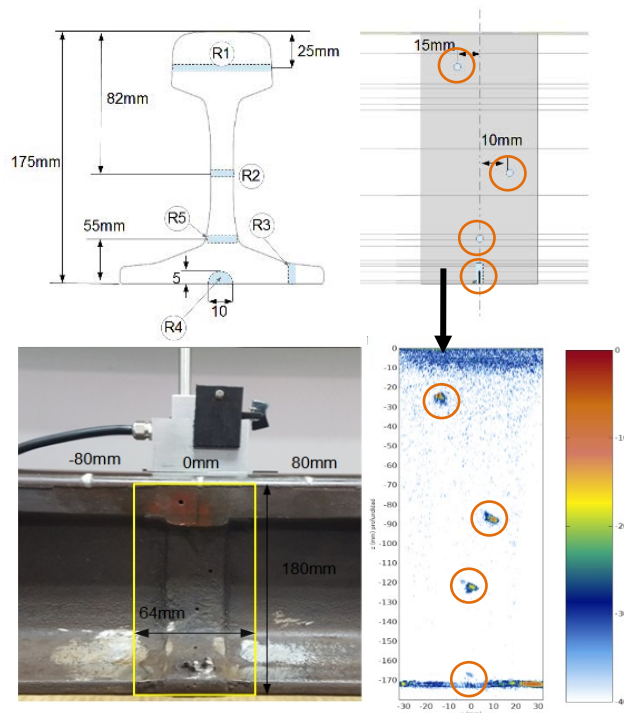


Figura 1. Arriba. Esquema del cupón para el ensayo. Abajo. Izquierda. Disposición del array. Derecha. Imagen TFM obtenida con el algoritmo implementado en GPU.

Referencias.

- The Permanent Way Institution (PWI) 2017. “Understanding rails and rail welding”. Unabridged edition. ISBN 9780903489133, PWI, UK, 2017
- Shitara,H.Terashita,Y. and et al. 2010. “Nondestructive Testing and Evaluation Methods for Rail Welds in Japan”, Quarterly Report of RTRI, 51(2) 66-71, 2010.
- Carboni,M. and Gianneo,A. 2017. “A Reliability Study of Phased Array Ultrasonic Inspections Applied to Aluminothermic Welds in Rails”, 7th European-American Workshop on Reliability of NDE; Sep 4 – 7, Potsdam, Germany.
- Camacho, J.; Atehortua, D.; Fdez-Cruza, J.; Brizuela, J; Ealo, J. “Ultrasonic imaging method for online monitoring of crack propagation in fatigue tests”, NDT & E Intl, 93, 164-174, 2018.
- Oppenheim,A.Shaffer,R. 1998. “Discrete-Time Signal Processing”, 2nd Edition. Prentice Hall.
- Klößner,A.Pinto,N. and et al. 2012. “PyCUDA and PyOpenCL: A scripting-based approach to GPU run-time code generation”, Parallel Computing, Volume 38, Issue 3, Pages 157-174.
- Holmes,C.Drinkwater,B. Wilcox,P., 2005. “Post-processing of the full matrix of ultrasonic transmit–receive array data for non-destructive evaluation,” NDT & E Intl, 38 (8) 701-711.

IMPLEMENTACIÓN DE ENSAYOS DINÁMICOS DE IMPACTO EN EL CONTROL DE CALIDAD DE UNIONES METÁLICAS

IMPLEMENTATION OF DYNAMIC IMPACT TESTS ON THE QUALITY CONTROL OF METALLIC JOINTS

Furlani A. ⁽¹⁾, Martinez F. ⁽¹⁾, Cantón G. ⁽¹⁾, Del Pópolo M. ⁽¹⁾, Zaradnik R. ⁽¹⁾

(1) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Cuyo, Centro Universitario, (5500) Mendoza, Argentina.
amfurlani@uncu.edu.ar

Eje temático: tópico 5, Inspección y calidad de productos soldados.

Resumen

Resulta de gran interés el estudio de las propiedades mecánicas en las soldaduras de distintos tipos de aceros, teniendo en cuenta sus múltiples aplicaciones en diferentes industrias. Entre los ensayos que se realizan se encuentran los de impacto, que determinan la capacidad de un material de absorber cargas instantáneas, por el trabajo necesario para introducir la fractura de la probeta de un solo golpe referido a la unidad de área útil, para obtener lo que se denomina resiliencia. Sirve para aceptar o rechazar materiales iguales de diferentes lotes y dar la resistencia de una probeta entallada fracturada por una carga instantánea, siendo muy importante en el diseño de máquinas con partes móviles pesadas que se emplean con altas velocidades. Se realizan en máquinas denominadas péndulos, verificando el comportamiento de los materiales según el método Izod y el de Charpy. En ambos casos la rotura se produce por flexionamiento por choque de la probeta, utilizando especialmente un dispositivo que permita aplicaciones de temperatura a sistemas externos. El objetivo principal es determinar la resistencia al impacto de uniones metálicas en condiciones similares a las de servicio, a las temperaturas especificadas. Debido al escaso tiempo de adquisición del equipo utilizado para variar la temperatura de la muestra y por el cierre de los Laboratorios por la pandemia, se presentarán en esta oportunidad, junto a resultados obtenidos en ejemplos de referencia sobre ensayos Charpy, otras técnicas normalizadas utilizadas para calificar procedimientos de soldadura, como ensayos de plegado y microdureza.

Palabras clave: Ensayos Dinámicos, Termostatización, Uniones Soldadas.

Keywords: Dynamic Testing, Thermostatization, Welded Joints.

Resulta de gran interés el estudio de las propiedades mecánicas en las soldaduras de distintos tipos de aceros, teniendo en cuenta sus múltiples aplicaciones en diferentes industrias. Entre los ensayos que se realizan se encuentran los de choque o impacto que determinan la fragilidad o capacidad de un material de absorber cargas instantáneas, obteniendo lo que se denomina resiliencia. La metodología empleada consistirá en la ejecución de ensayos dinámicos de choque, que se realizan generalmente en máquinas denominadas péndulos o martillos pendulares, con el método Charpy. También se realizará la Termostatización de probetas antes de los ensayos, insertándolas en un Criotermostato de circulación para acondicionarlas a temperaturas altas/bajas antes de colocarlas en el péndulo de impacto. El objetivo inicial de este trabajo consistía en determinar la resistencia al impacto de uniones metálicas en condiciones similares a las que se presentan en servicio, utilizando el dispositivo mencionado que permite aplicaciones de temperatura a sistemas externos. Debido a la demora en la adquisición del Criotermostato, hasta el momento se han realizado sólo algunas determinaciones cuyos resultados forman parte de los informes presentados a las empresas solicitantes. Por tal motivo, en este trabajo se han incluido también otras técnicas normalizadas

utilizadas para calificar soldadores y procedimientos de soldadura en nuestro Instituto de Materiales, tales como Ensayos de Plegado y Microdureza.

Ensayo de Impacto tipo Charpy (ASTM E-23, 2018 y Código ASME Sección IX-QW (170), 2019): el objeto del ensayo de choque es determinar la capacidad del material para absorber y disipar la energía generada por el choque, que dividida por la sección útil de la probeta da como resultado la resiliencia del material. Se usan máquinas llamadas “martillos pendulares”, como el de la figura 1 que contiene una escala que mide la energía potencial del péndulo en cada posición, y por lo tanto también la energía gastada en la rotura de la probeta. Además de un criotermostato de circulación para aplicaciones de temperatura a sistemas externos con operación simultánea de temperatura dentro de las cubetas.



Figura N°1: Máquina para ensayo de impacto y Criotermostato para variar la temperatura de probetas

En la tabla 1 se detallan los valores de impacto obtenidos, según la temperatura de ensayo y la ubicación de extracción de la probeta ensayada, de acuerdo a (Código ASME Sección VIII-Div.1, 2010). Siendo el valor mínimo requerido de 27J, a -20°C.

Tabla 1: Valores obtenidos de Energía absorbida por impacto

PROBETA N°	LUGAR DE ENTALLA	TEMPERATURA DE ENSAYO (°C)	VALOR DE IMPACTO (Joule)	Promedio (Joule)
19 - 7	ZAC	-20	37	50,7
19 - 8	ZAC	-20	73	
19 - 9	ZAC	-20	42	
19 - 10	Metal Aporte	-20	61	87,0
19 - 11	Metal Aporte	-20	149	
19 - 12	Metal Aporte	-20	51	

Ensayo de plegado: es un ensayo de tipo cualitativo frecuentemente usado para verificar la ductilidad de la soldadura y la eficacia del procedimiento de soldadura. En la figura 2 se observa la probeta de ensayo, en forma previa y durante el ensayo de doblado.

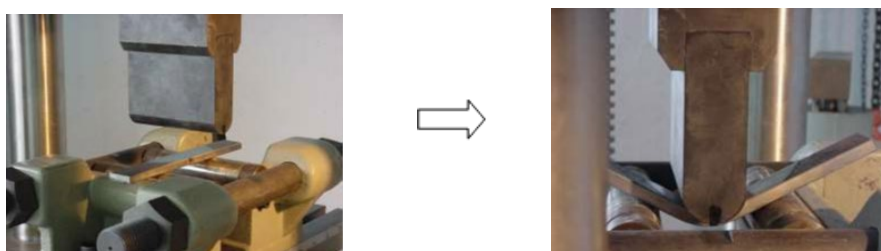


Figura N°2: Máquina para ensayo de plegado y comportamiento de la probeta antes y durante el ensayo.

Según (Código ASME Sección IX-QW (160), 2019) la longitud de fisura admitida debe ser inferior a los 3mm, lo cual se satisface en los ensayos realizados cuyos resultados se encuentran detallados en la siguiente tabla 2 y en la figura 3 se observa una de las probetas plegadas sin ningún tipo de indicaciones.

Tabla 2: Valores obtenidos de Ensayos de plegado

MUESTRA Nº	FIGURA	RESULTADO
19 – 3	Lateral	Sin Observaciones
19 – 4	Lateral	Sin Observaciones
19 – 5	Lateral	Sin Observaciones
19 – 6	Lateral	Sin Observaciones

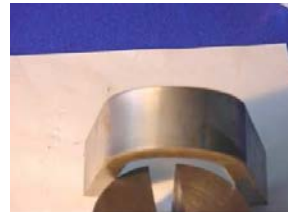


Figura N°3: Probeta sometida a ensayo de plegado

Mediciones de Microdureza (ASTM E384, 2017): como parte del análisis microestructural, se realizaron mediciones de microdureza Vickers en la misma muestra preparada metalográficamente; para ello se hizo un barrido desde el metal base hacia la soldadura, en la zona transversal de la probeta soldada cada 50 μm . En la figura 4 se observa el equipo de medición. En los valores de las mediciones realizadas según la distribución indicada en la figura 5, la dureza máxima obtenida fue de 234.3 HV, siendo el valor máximo aceptado por norma de referencia de 250 HV.



Figura N°4: Microdurómetro

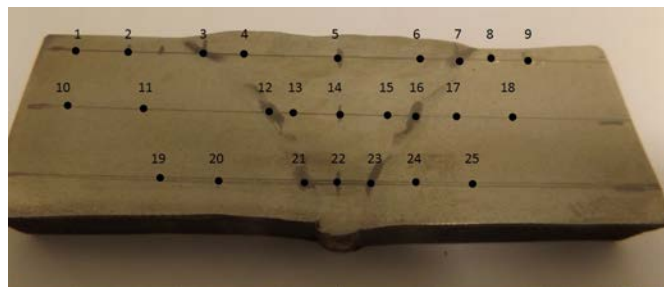


Figura N°5: Probeta con indentaciones

Análisis de resultados: los valores obtenidos en cada tipo de ensayo satisfacen lo especificado en la normativa de referencia.

Referencias

- ASTM E-23. (2018). *Notched bar impact testing of Metallic Materials*.
- Código ASME-Sección IX. (2019). *Toughness Test, QW (170)*.
- Código ASME Sección VIII-Div.1. (2010). *Rules for construction of pressure vessels*.
- Código ASME-Sección IX. (2019). *Guided-Bend Tests, QW (160)*.
- ASTM E384–17. *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*

REQUERIMIENTOS PARA CALIFICACIÓN DE PROCEDIMIENTOS DE SOLDADURA DE RECUBRIMIENTOS RESISTENTES A LA CORROSIÓN DE RECIPIENTE A PRESIÓN NUCLEAR: PROYECTO CAREM25

REQUIREMENTS FOR WELDING PROCEDURE QUALIFICATION OF CORROSION RESISTANT OVERLAYS IN NUCLEAR PRESSURE VESSEL: CAREM25 PROJECT

Andrés Pastor ⁽¹⁾ (P), Sebastián Di Toma ⁽²⁾

(1) W&A Ingeniería y Soldadura, Ituzaingó, Buenos Aires, Argentina

(2) Comisión Nacional de Energía Atómica, Centro Atómico Bariloche, Bariloche, Río Negro, Argentina

Dirección de contacto: pastor@wasoldadura.com (P), ditoma@cab.cnea.gov.ar

Eje temático: Inspección y calidad de productos soldados.

Resumen

CAREM, por sus siglas Central Argentina de Elementos Modulares, es un tipo de reactor nuclear cuya distinción en el diseño es su carácter integrado. La innovación en el diseño que implica la integración de los sistemas principales dentro del recipiente de presión, genera desafíos relevantes en el área de soldadura. En el presente trabajo se abordará el análisis realizado para la definición de los requerimientos de la calificación de los procedimientos de soldadura para recubrimientos internos resistentes a la corrosión depositados por soldadura, y las principales conclusiones extraídas de este proceso.

Palabras clave: Calificación, Nuclear, Reactor CAREM25, Revestimientos.

Keywords: Qualification, Nuclear, CAREM25 Reactor, Overlays.

La central CAREM (Central Argentina de Elementos Modulares) corresponde a un concepto de reactor integrado de agua liviana. Utiliza como combustible uranio levemente enriquecido y tiene nuevas soluciones de diseño basadas en la amplia experiencia acumulada en el mundo en la operación segura de reactores de agua liviana. Es de ciclo indirecto y singularmente simple en su concepción, lo cual contribuye a su alto nivel de seguridad siendo los principales aspectos innovadores los siguientes: 1) Sistema primario integrado, 2) Refrigeración del sistema primario por convección natural, 3) Autopresurización y 4) Sistemas pasivos de seguridad. La innovación en el diseño que implica la integración de los sistemas principales dentro del recipiente de presión, genera desafíos relevantes en diversas áreas de la fabricación. Uno de los más importantes es la soldadura de los diversos componentes que constituyen el recipiente de presión del reactor (RPR), componente principal (Clase 1) de la central nuclear.

A pesar de que existe una gran cantidad de soldaduras de diferentes tipos en el recipiente de presión del reactor CAREM-25, las mismas se pueden agrupar en cuatro grandes grupos: a) Soldaduras entre cuerpos forjados (soldaduras circunferenciales), b) Soldaduras de revestimientos resistentes a la corrosión y desgaste, c) Soldadura de conexiones y d) Soldadura de soportes. Para cubrir todas las soldaduras incluidas en los grupos anteriores, se requieren de aproximadamente 60 procedimientos de soldadura calificados. La calificación de los procedimientos de soldadura se realiza en base a los requerimientos de: 1) Código de construcción, en este caso ASME Sección III Subsección NB (Ed. 2010)[2] y 2) Especificación técnica (ET) para la provisión del recipiente a presión [1]. La ET define requerimientos para la calificación de los procedimientos de soldadura por encima de los definidos por los códigos de construcción.

El cuerpo del recipiente a presión del reactor se conforma por cinco virolas forjadas de acero de baja aleación según la denominación SA-508 Gr.3 Cl.1[3]. Para lograr mantener baja la tasa de corrosión del RPR el mismo debe revestirse íntegramente por medio de un recubrimiento resistente a la corrosión, depositado por soldadura. Estos recubrimientos no poseen una función estructural (transferencia de cargas), aunque deben mantener su integridad en la vida útil del reactor, dado que esto asegura el correcto funcionamiento del RPR. Para esto, es fundamental demostrar en la etapa de calificación de los procedimientos de soldadura que dichos revestimientos cumple con los requisitos de resistencia a la corrosión en la atmósfera del primario del reactor.

En el presente trabajo se abordará el análisis realizado para la definición de los requerimientos específicos para la calificación de los procedimientos de soldadura del recubrimiento interno resistentes a la corrosión. Existen diversos procedimientos de soldadura para el revestimiento del RPR, sin embargo tomaremos como referencia el proceso de soldadura por Arco Sumergido (SAW) con la variante conocida como Strip Cladding, el cual se emplea para la mayoría de las superficies recubiertas del RPR. En este procedimiento de soldadura se utiliza un metal de aporte en forma de banda (“tipo fleje”), cuya especificación es SFA 5.9 [4] EQ309L/EQ308L (acero inoxidable austenítico), y un fundente activo RECORD INT 101Q (Böhler). El espesor final depositado en el cupón de calificación es de 6 mm (mínimo), luego de cualquier etapa de mecanizado. A continuación se describen algunos de los requerimientos adicionales para la calificación de este procedimiento.

1) Composición química: Se realizaron análisis de composición química en todo el espesor del recubrimiento, milímetro a milímetro, comenzando desde la superficie del cupón (Figura 1a). En los mismos se debe asegurar el cumplimiento de la composición química ($C: \leq 0,03 \text{ wt\%}$, $Si: 0,30 - 0,65 \text{ wt\%}$, $Mo: \leq 0,75 \text{ wt\%}$, $P: \leq 0,025 \text{ wt\%}$, $S: \leq 0,015 \text{ wt\%}$, $Cr: 19,5 - 22,0 \text{ wt\%}$, $Ni: 9,0 - 11,0 \text{ wt\%}$, $Co: \leq 0,1 \text{ wt\%}$, $N: \leq 0,05 \text{ wt\%}$) en las posiciones 0 (superficie), -1 y -2 mm. Este requerimiento se basa en considerar las peores condiciones de corrosión generalizada en el revestimiento de acero inoxidable, el cual podría generar una pérdida máxima de espesor de 2mm (aproximadamente) en la vida útil del reactor. En cuanto a los valores de composición química, la misma fue ajustada en base a las recomendaciones incluidas en los reportes internacionales [7][8] a fin de optimizar las resistencia a la corrosión generalizada y corrosión bajo tensiones en agua del primario (PWSCC).

2) Resistencia a la corrosión intergranular: Se realizaron ensayos según la norma ASTM A262 [5], empleando la práctica E, también conocida como Ensayo de Strauss (Figura 1 b y c). Dichos ensayos se realizaron en probetas del metal de soldadura extraídas del cupón de calificación a 0 (superficie), 1 y 2 mm de profundidad. Se empleó como tratamiento de sensibilización el mismo tratamiento térmico post-soldadura simulado (SPWHT) para la calificación de los materiales base (20 hs a 620 °C). Además, el radio de plegado en los ensayos fue igual al espesor de la probeta (2 mm), generando así la condición de máxima severidad.

3) Ensayos metalográficos (macrografías, micrografías y ferrita delta): Se realizaron ensayos para evaluar la condición metalúrgica del metal de soldadura del revestimiento y la ZAC del metal base. Esta evaluación se realizó a nivel macro y micrográfico. Además se realizó la cuantificación de ferrita delta en el depósito del metal de soldadura del revestimiento (Figura 1d) según los requerimientos de la norma KTA 3201-3 Sección 9 [6]. En la especificación técnica [1] se definió un rango aceptable entre 2 – 10% y no son permitidas redes continuas de ferrita delta. Este rango, mayor al especificado normalmente (2 – 7 %), obedece a los estudios realizados por entidades internacionales [7][8] en donde se demuestra que un contenido mayor de ferrita delta es favorable para disminuir la sensibilidad a PWSCC.

En la primera instancia de calificación, se observó que los ensayos requeridos por el código de construcción [2] (plegados transversales lateral) resultaron aprobados, mientras que los ensayos definidos en la ET fueron rechazados. Por este motivo se debió recalificar este procedimiento de soldadura. Los desvíos identificados en la primera instancia de calificación mostraron una tendencia

a una elevada dilución con el material base (acero de baja aleación), lo cual produjo en el depósito de acero inoxidable: a) Elevado contenido de carbono y bajo contenido de cromo y níquel y b) alto porcentaje de ferrita delta. Para corregir este desvío, se modificaron los parámetros de soldadura, de forma tal de lograr una menor dilución con el metal base, resultando aprobada la segunda instancia de calificación.

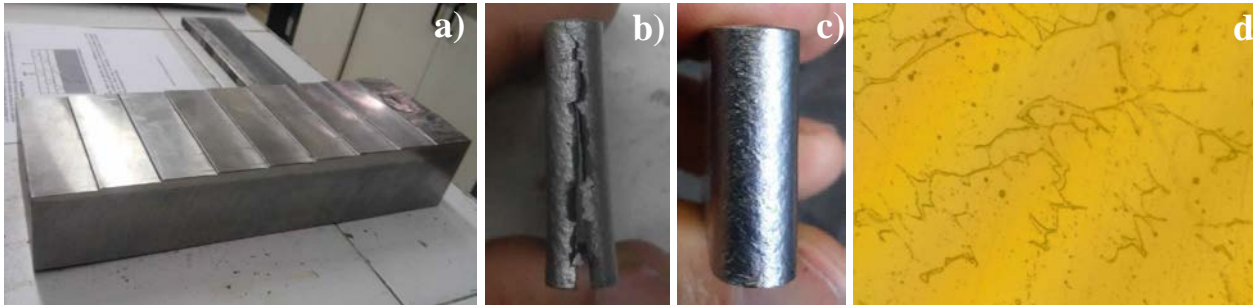


Figura 1: a) Probetas para medición de composición química, b) Probeta ASTM A262 rechazada (primera instancia de calificación), c) Probeta ASTM A262 aprobada (segunda instancia de calificación) y d) Probeta micrográfica para medición de ferrita delta en revestimiento.

Se pudo concretar la calificación de los procedimientos para el recubrimiento interno del RPR del proyecto CAREM25, utilizando el proceso de soldadura SAW en su variante “Strip Cladding”. Se obtuvo como conclusión relevante de este proceso la necesidad de definir requerimientos específicos, con el fin de asegurar la resistencia a la corrosión generalizada y localizada en ambientes del primario de un reactor nuclear. Estos aspectos no son tenidos en cuenta en los códigos de construcción, pero son cruciales en la performance de los recubrimientos y los componentes sobre los cuales estos se depositan. Por otra parte, se estableció la importancia de un control preciso de los parámetros de soldadura de los recubrimientos, con el objetivo de mantener bajas las diluciones con el metal base del RPR.

Agradecimientos

A CNEA por la oportunidad de compartir la experiencia y el aprendizaje recopilado en los años de trabajo en la institución. A IMPSA y sus profesionales, por todas las enseñanzas transmitidas.

Referencias

- [1]. ASTM A262 (2015). *Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels*. ASTM International.
- [2]. ASME SA-508/SA-508M (2011). *Specification for Quenched and Tempered Vacuum Treated Carbon and Alloy Steel Forgings for Pressure Vessel*. ASME B&PVC Section II.
- [3]. ASME Section III Div.1 – Subsection NB – Class 1 Components, 2010 Edition (2011 Add.).
- [4]. A. Pastor (2018) ET-CAREM25M-32. Technical Specification for Contracting RPV Supply Group. CAREM-CNEA.
- [5]. KTA 3201 (2010). Components of the Reactor Coolant Pressure Boundary of Light Water Reactor. Part 3: Manufacture.
- [6]. EPRI (2006). *Materials Handbook for Nuclear Plant Pressure Boundary Applications*. Technical Report EPRI.
- [7]. SFA 5.9/SFA 5.9M (2011). *Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods*. ASME B&PVC Section II Part C.
- [8]. IAEA (2011). *Stress Corrosion Cracking in Light Water Reactors: Good Practices and Lessons Learned*. Technical Report IAEA Nuclear Energy Series.

REQUERIMIENTOS PARA LA CALIFICACIÓN DE PROCEDIMIENTOS DE SOLDADURA EN JUNTAS CIRCUNFERENCIALES DE RECIPIENTE A PRESIÓN NUCLEAR: PROYECTO CAREM25

REQUIREMENTS FOR WELDING PROCEDURE QUALIFICATION OF CIRCUMFERENTIAL WELDS IN NUCLEAR PRESSURE VESSEL: CAREM25 PROJECT

Sebastián Di Toma ⁽¹⁾, Andrés Pastor ⁽²⁾ (P)

(1) Comisión Nacional de Energía Atómica, Centro Atómico Bariloche, Río Negro, Argentina.

(2) W&A Ingeniería y Soldadura, Ituzaingó, Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: pastor@wasoldadura.com (P); ditoma@cab.cnea.gov.ar

Eje temático: Inspección y calidad de productos soldados

Resumen

CAREM, por sus siglas Central Argentina de Elementos Modulares, es un tipo de reactor nuclear cuya distinción en el diseño es su carácter integrado. La innovación en el diseño que implica la integración de los sistemas principales dentro del recipiente de presión, genera desafíos relevantes en el área de soldadura. En el presente trabajo se abordará el análisis realizado para la definición de los requerimientos de la calificación de los procedimientos de soldadura para la juntar circunferencia del recipiente de presión, y las principales conclusiones extraídas de este proceso.

Palabras clave: Calificación, Nuclear, Rector CAREM25.

Keywords: Qualification, Nuclear, CAREM25 Reactor.

La vasija del reactor CAREM25 (RPR) es la primera experiencia de fabricación de recipientes de presión con estampa N Clase 1 en el país. La fabricación e ingeniería del recipiente está a cargo de la empresa IMPSA. CNEA fue el responsable de la selección de los materiales, definición de los sus requerimientos para la compra, y definición de los requerimientos para las calificaciones de los procedimientos de soldadura.

Las dimensiones principales del RPR son aproximadamente 11m de largo por 3m de diámetro. El cuerpo del RPR son cinco virolas forjadas de acero de baja aleación según la denominación SA-508 Gr.3 Cl.1 [4]. Las dimensiones del RPR, en comparación con recipientes convencionales, no son proporcionales a su potencia eléctrica de diseño (25MegaWatts eléctricos). El motivo de esa aparente desproporción, es por su carácter de reactor integrado: los generadores de vapor y los mecanismos de control se encuentran contenidos dentro del RPR confiriéndole gran volumen. En la Figura 1 se observa la distribución de los generadores de vapor dentro del RPR. Los mismos se alojan radialmente cercanos a la pared interna del recipiente. El sistema secundario entra al generador de vapor (GV) a través de unas acometidas denominadas Cilindro Plena. El RPR tiene un cilindro Plena por cada GV, 12 en total. El cilindro tiene una entrada de condensado el cual ingresa a los GV por la placa tubo. El secundario circula siguiendo una trayectoria helicoidal dentro del RPR elevando su temperatura. La salida de vapor se encuentra en la parte superior del cilindro plena. En la Figura 1 se observa la distribución de los generadores de vapor y los cilindros Plena en el RPR.

En el presente trabajo se abordará el análisis realizado para la definición de los requerimientos para la calificación de los procedimientos de soldadura para las juntas circunferenciales entre los forjados

que conforman el recipiente de presión. No se incluye en este trabajo la soldadura del Cilindro Plena al Forjado Cuerpo Intermedio Superior del RPR.

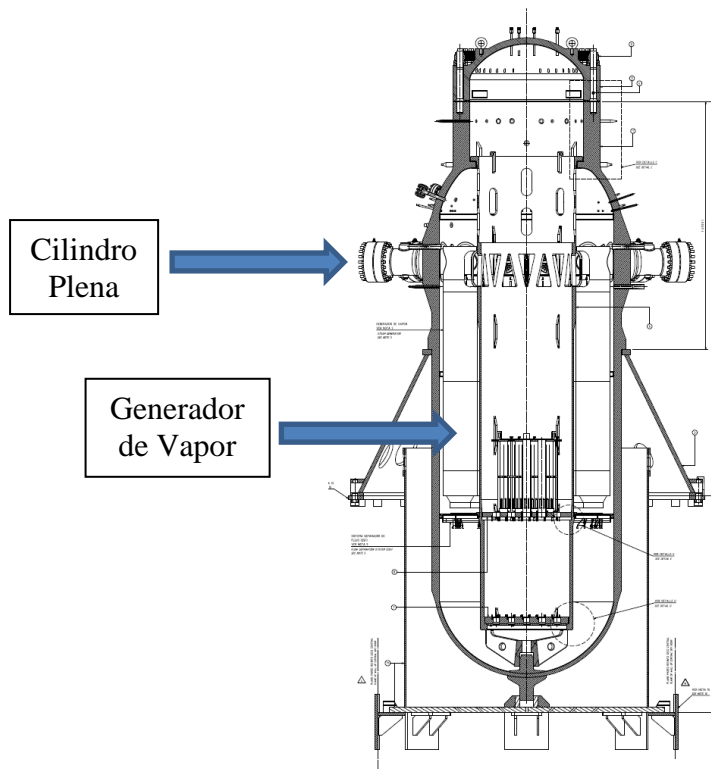


Figura 1. Se puede observar la distribución radial dentro del RPR de los Generadores de Vapor, y la disposición de los Cilindros Plena.

Todas las juntas soldadas en el RPR se encuentran bajo la jurisdicción del código ASME Sección III Subsección NB [6]. Por lo tanto, los requerimientos de todas las calificaciones deben cumplir lo indicado en NB-4300. Estos requerimientos son los habituales para la calificación de un procedimiento según el código ASME Sección IX [7] (ensayo de tracción y plegados), más requerimientos de impacto en zona afectada por el calor y metal de soldadura. Además de los requerimientos definidos en el código de construcción, se desarrolló una especificación técnica [8] la cual incluye requerimientos adicionales para las tareas de calificación de los procedimientos de soldadura de estas juntas. A continuación se describen los mismos:

- **Requerimientos de tenacidad:** Se impuso un valor máximo para la T_{NDT} en los ensayos de impacto (Drop Weight) de -20°C . Al mismo tiempo, se exigió un valor de energía absorbida mínima en la zona de upper shelf (por encima de la temperatura de transición dúctil-frágil) de 102J promedio [5], y un valor mínimo de 68J por probeta. El motivo de estos requerimientos se debe a la pérdida de tenacidad en servicio producto de la irradiación. La pérdida de tenacidad impacta en los límites de presión y temperatura para niveles de servicio A y B, y prueba hidráulica a lo largo de la vida útil del reactor. Se realizaron estudios de daño por irradiación en los materiales del RPR más expuestos al flujo neutrónico. Se utilizaron distintas metodologías ([2], [3], [4]) y la conclusión es que, para los valores de flujo de neutrones rápidos estimados, se espera un corrimiento típico de la temperatura de ductilidad nula (T_{NDT}) de aproximadamente 15°C . Sin embargo, estos cálculos no tienen en cuenta el flujo de neutrones térmicos, ya que en los reactores convencionales la proporción de neutrones rápidos suele ser muy superior. En cambio, en el recipiente del CAREM25, al tener los generadores de vapor integrados, existe una columna de agua de aproximadamente 1600mm entre el núcleo y la pared interna del recipiente.

Esta particularidad hace que la proporción de neutrones térmicos que inciden sea considerable. En conclusión, para controlar este efecto se requirió una tenacidad inicial elevada, y se implantará un plan de vigilancia para el monitoreo de la fragilización por irradiación. Cabe destacar que los materiales base (forjados) presentaron valores máximos (mínima tenacidad) de T_{NDT} iguales a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

- **Composición química:** Se requirieron ensayos de composición química en el metal de soldadura. Se impusieron valores máximos para los elementos Ni, Cu y Co. Los valores máximos corresponden a los obtenidos en los certificados de los materiales base. El motivo de acotar estos elementos es, nuevamente, la fragilización por irradiación. Tanto el Ni como el Cu precipitan en forma de carburos o carbonitruros asistidos por irradiación, generando endurecimiento y pérdida de tenacidad en los materiales. El Co se activa fácilmente al ser irradiado, generando radiación perjudicial para la salud. El hecho de que haya más actividad en el recinto seco alrededor del recipiente, complica las maniobras realizadas por personas en el mantenimiento del reactor.
- **Metalografía y dureza:** Se requirieron ensayos macrográficos según la norma ASTM E 340, y dos barridos de ensayos de dureza tipo Leeb (ASTM A 956) cubriendo ambas ZAC y metal de soldadura. El objetivo de estos ensayos es evaluar la condición metalúrgica de la junta soldada (metal de soldadura y ZAC) y la respuesta al PWHT.

El proceso de soldadura seleccionado por IMPSA fue de arco sumergido. El consumible utilizado fue el SFA 5.23 S3NiMo. IMPSA pudo cumplir con todos los requerimientos para la calificación. Actualmente solo se encuentra unida el casquete esférico al forjado tapa, que en conjunto conforman la tapa del recipiente. Se encuentra programado para este año la conformación final del recipiente.

Agradecimientos

A CNEA por la oportunidad de compartir la experiencia y el aprendizaje recopilado en los años de trabajo en la institución. A IMPSA y sus profesionales, por todas las enseñanzas transmitidas y horas de trabajo en equipo.

Referencias

- [1]. ASTM E 900 (2002) *Predicting Radiation-Induced Transition Temperature Shift in Reactor Vessel Materials*.
- [2]. US NRC Regulatory Guide 1.99 Rev.2.
- [3]. E.D. Eason, G.R. Odette, R.K. Nanstad, T.Yamamoto (2006) *A Physically Based Correlation of Irradiation-Induced Transition Temperature Shifts for RPV Steels ORNL/TM/530*.
- [4]. ASME SA-508/SA-508M (2010, addenda 2011), *Specification for Quenched and Tempered Vacuum Treated Carbon and Alloy Steel Forgings for Pressure Vessel*. ASME B&PVC Section II.
- [5]. NCR Regulations, Title 10, Code of Federal Regulations, Part 50, Domestic, Licensing of Production and Utilization Facilities (10 CFR 50).
- [6]. ASME Boiler and Pressure Vessel Code (B&PVC) Section III Division 1 – Subsection NB – Class 1 Components, 2010 Edition (2011 Addenda).
- [7]. ASME Boiler and Pressure Vessel Code (B&PVC) Section IX, Welding and Brazing Qualifications, 2010 Edition (2011 Addenda).
- [8]. ET-CAREM25M-32. Technical Specification for Contracting RPV Supply Group.
- [9]. SFA 5.23/SFA 5.23M. Specification for low alloy steel electrodes and fluxes for submerged arc welding. ASME B&PVC Section II Part C. (Add. 2011).

**EVALUACIÓN MECÁNICA Y METALÚRGICA DE RIELES FERROVIARIOS
SOLDADOS POR ALUMINOTERMIA****MECHANICAL AND METALLURGICAL EVALUATION OF WELDED RAIL
RAILWAYS BY ALUMINOTERMIA****Tomás Ringuelet; José L. Sarutti; Gustavo Veloso; Jorge E. Grau; Ricardo W. Gregorutti**

Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica (LEMIT-CICPBA)

Dirección de contacto: metalurgia@lemit.gov.ar; quimica@lemit.gov.ar**Eje temático: T5**

Resumen: En el presente trabajo se analizaron los cupones de soldadura aluminotérmica de rieles de ferrocarril mediante ensayos mecánicos de flexión en tres puntos, dureza Brinell y metalografía en la soldadura, zona afectada por el calor (ZAC) y metal base. La soldadura aluminotérmica es un proceso de soldadura que se basa en la reacción de óxido-reducción entre el polvo de aluminio y polvo de óxido de hierro. Una vez iniciada la reacción exotérmica los productos son hierro, alúmina y una gran cantidad de calor capaz de fundir y calentar al acero hasta 2000°C. Si bien el proceso es antiguo, data de principios del Siglo XX, se lo continúa usando debido a su versatilidad para realizar soldaduras en zonas inhóspitas. Los resultados obtenidos indicaron que la carga de rotura a la flexión estuvo en el orden de las 1127764 N, valores superiores a los especificados por la norma ALAF 5-032/02. Los valores de dureza fueron levemente mayores en la ZAC, 293 HB, respecto del metal base, 280 HB.

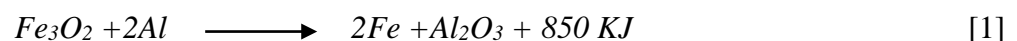
Las estructuras del metal base, la ZAC y la zona de la soldadura han sido mayoritariamente perlíticas (93 a 97%), con pequeñas lagunas de ferrita en bordes de grano. Respecto de la porosidad, en algunos casos ha sido mayor que la exigida por la norma.

Como conclusión se destaca que los cupones de soldadura han cumplido con la carga de flexión y dureza requerida por la norma, por lo que el procedimiento de soldadura fue satisfactorio.

Palabras clave: Soldadura aluminotérmica, rieles ferroviarios, ensayos mecánicos, metalografía.

Keywords: Aluminothermic welding, railway rails, mechanical tests, metallography.

La soldadura aluminotermia es un proceso que se empezó a usar a principios del siglo XX en los Estados Unidos y aún continúa usándose por su versatilidad y portabilidad. Se lo conoce también como el proceso de fusión aluminotérmico, el cual fue desarrollado en Alemania en 1898, por el Dr. Hans Goldschmidt de Goldschmidt AG, que lo registro bajo el nombre de Thermit y desde entonces se usa como término genérico Thermit Welding. El proceso se basa en la reacción de óxido – reducción entre el polvo de un óxido metálico, como el óxido de hierro y un reductor como el polvo de aluminio. Como resultado de la reacción, se genera una cantidad importante de calor [1], alcanzándose temperaturas de 3000 °C. En la operación, se suelen adicionar ferro aleaciones, como el ferro-manganeso, que ajustan la composición química a la del elemento a soldar y bajan la temperatura a 2480 °C. Es importante la dosificación de los elementos de aleación porque si se excede, baja mucho la temperatura (a menos de 2480 °C) y se podría dificultar la correcta separación del metal y la escoria, pudiendo quedar atrapada en el metal, generando discontinuidades en la soldadura.



La estructura metalúrgica de la soldadura depende de la composición química y de la velocidad de enfriamiento, siendo la estructura perlítica, similar al metal base, la deseable en el metal de soldadura y en zona afectada por el calor. Metodología de trabajo: En el presente trabajo se

ensayaron dos calidades distintas de rieles soldados por el proceso aluminotérmico; los identificados con Z, tipo de riel de 50 Kg/m y los identificados con M, tipo de riel de 56 Kg/m. Los cupones soldados se ensayaron según los lineamientos de la norma Alaf 5-032/02. Se utilizaron dos longitudes de cupones soldados; uno de 1300 mm para ensayarlo a la flexión en tres puntos hasta la rotura (Fig 1), utilizando una prensa de 1961330 N (Fig 2). La distancia entre los apoyos fue de 1000 mm, aplicando la carga en el centro de la luz. Para los apoyos y carga, se utilizaron rodillos de 50 mm de diámetro. El segundo cupón, de 500 mm, se utilizó para la verificación de dureza en la superficie de rodamiento (hongo del riel), en el centro de la unión soldada, y a 10, 20, 40, 100 y 200 mm a cada lado de la soldadura. Para el ensayo de dureza se utilizó la escala Brinell 10/3000/30. Posteriormente, se procedió a extraer probetas para las observaciones metalográficas.

Los valores de dureza Brinell obtenidos (promedio de tres medidas) cumplieron con la norma aplicada, debido a que la diferencia entre la zona soldada y las medidas tomadas a 200 mm fue menor a 30 unidades. Ver Tabla 1

Tabla 1: Dureza Brinell

	Zona de semi-riel 1				Metal de Aporte			Zona de semi-riel 2			
	Base 1		Zac 1		Aporte			Zac 2		Base 2	
ID(mm)	200	100	40	20	10	centro	10	20	40	100	200
Z1	276	278	269	292	295	295	298	305	273	285	292
M1	295	293	295	298	301	299	302	299	299	295	296

ID: Identificación de la zona de ensayo, en milímetros

En la Tabla 2 se observan los valores de carga de rotura a la flexión en tres puntos.

Tabla 2: Carga de rotura a la flexión en 3 puntos, en Newton

Muestra	Carga de Rotura en N	Riel de Kg/m
Z1	862985	50
M14	1323897	56



Figura 1: Riel fracturado



Figura 2: Prensa

Los estudios metalográficos se realizaron en el plano central del perfil sobre cortes correspondientes a las zonas carril, alma y patín, de material base, material de aporte y zona afectada por al calor (ZAC). Como ejemplo se ilustran las metalografías de la muestra Z1. (Fig 3)

Material base: se observa una estructura con 80% a 85% de perlita y 15% a 20% de ferrita en bordes de grano. Esta descripción es representativa de las 2 porciones soldadas y en los 3 planos estudiados (carril, alma y patín). (Fig 4) Zona afectada por el calor (ZAC): Se observa una estructura modificada, 90% a 95% perlítica con ferrita en bordes de grano, no se observan fases frágiles o fuera de equilibrio. Esta descripción es representativa de las 2 porciones soldadas y en los 3 planos estudiados (carril, alma y patín). En todos los casos se observó continuidad metálica entre aporte y base. (Fig 5) El metal de soldadura presenta una estructura típica de solidificación. Los 3 planos estudiados (carril, alma y patín) presentan una estructura perlítica con hasta 3% de ferrita. No se observan fases frágiles. Nivel de inclusiones y porosidad bajo. Los resultados obtenidos permiten concluir que el procedimiento de soldadura fue satisfactorio.

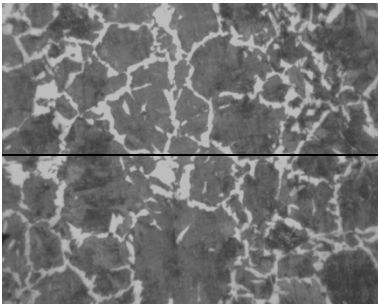


Figura 3: Metal base x200

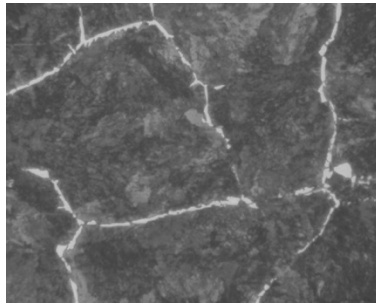


Figura 4: Zac x200

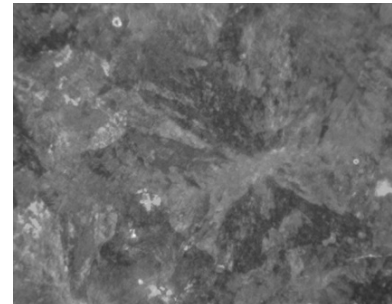


Figura 5: Metal de aporte x200

Con respecto a la porosidad, la norma Alaf 5-032 /02 especifica que solo se admite poros sobre el alma y en el plano de simetría del riel, no debiendo superar 0,05 % de la sección transversal del riel y el diámetro máximo del poro debe ser $< 0,05$ mm. Este es ítem más difícil de cumplir, teniendo en cuenta que se trabaja un metal líquido (metal de soldadura) en un molde de arena. En la micrografía (Fig 6) se observa porosidad mayor que la especificada por la norma, lo que sería causal de rechazo. Sin embargo esta muestra, Z1, cumple con las condiciones de dureza Brinell y exigencias mecánicas. Conclusión: Todos los cupones de soldadura ensayados a la flexión, dureza y metalografía cumplieron con los requerimientos de la Norma Alaf 5-032/02. El único requisito que no cumplido en algunos de ellos (aproximadamente 15%) fue el de la porosidad.

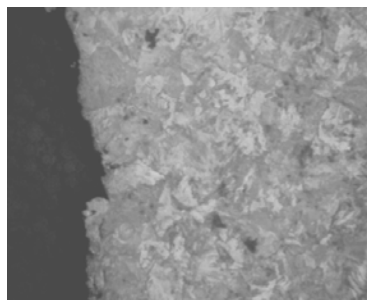


Figura 6: Porosidad x50

Agradecimiento:

Al LEMIT y la Comisión de Investigaciones Científicas (CICPBA) por el apoyo brindado.

Referencias:-

Informes de laboratorio- Metals Handbook 9th Edition, Vol 6 “Welding, Brazing and soldering” ASM, 1983, P 692-704. -Norma ALAF 5-032/02

LA IMPORTANCIA DEL CONTROL DE LOS PARÁMETROS DE ENSAYO EN LA INSPECCIÓN DE SOLDADURAS POR EL MÉTODO DE LÍQUIDOS PENETRANTES

THE IMPORTANCE OF CONTROLLING THE TEST PARAMETERS WHEN INSPECTING WELDS WITH PENETRANT TESTING

Franco M Viscomi ⁽¹⁾, Cristian Genzano ⁽²⁾

(1) FMV INSPECCIONES SAS, San Nicolás, Buenos Aires, Argentina

(2) OSHMA SRL, Temperley, Buenos Aires, Argentina

Dirección de contacto: fviscomi@fmvservicios.com.ar

Eje temático: Inspección y calidad de productos soldados

Resumen

El examen por Líquidos Penetrantes (LP) es un método de ensayo no destructivo (END) tradicional utilizado extensamente en la búsqueda de discontinuidades superficiales de todo tipo de materiales: vidrios, cerámicos, polímeros, aleaciones ferrosas y no ferrosas. Además encuentra su aplicación en diversas industrias tanto durante la fabricación como en controles de mantenimiento de componentes en servicio. Entre dichas aplicaciones se destaca la inspección de soldaduras. Algunas de las bondades de este método de ensayo que pueden mencionarse son: brinda un efecto de contraste y magnificación de la discontinuidad con lo cual pueden visualizarse aún aquellas muy pequeñas, es un método sencillo y económico que brinda resultados rápidos y es portátil por lo cual puede realizarse in situ. Si bien el ensayo es sencillo de realizar, deben respetarse ciertos pasos y parámetros de acuerdo con la técnica de ensayo seleccionada: limpieza inicial, intermedia, modo de aplicación, tiempos de actuación de los penetrantes, temperatura, condiciones de secado, entre otras. Cuando estos factores no son controlados debidamente, la sensibilidad del ensayo disminuye a tal punto donde algunas discontinuidades pueden no ser detectadas. En este trabajo se presentan los resultados de ensayos de Líquidos Penetrantes realizados sobre uniones soldadas bajo diferentes técnicas. Algunos se realizaron bajo procedimientos apropiados y otros sin considerar los pasos o parámetros correctos, comparando así los resultados obtenidos.

Palabras clave: END, Líquidos Penetrantes, Soldadura, Inspección

Keywords: NDT, Penetrant Testing, Welding, Inspection

Los ensayos no destructivos son técnicas que permiten obtener información sobre el estado o características de un material o pieza sin provocar un cambio permanente o daño. Dentro de la amplia gama de métodos existentes, uno de los más sencillos es el examen por Líquidos Penetrantes. Se trata de un método con el cual pueden detectarse discontinuidades abiertas a la superficie en materiales no porosos, ya sean metales o no metales (vidrios, cerámicas, plásticos, etc) [1, 2, 4].

El principio de este método se basa en la aplicación del penetrante sobre la superficie, permitiendo su ingreso a la discontinuidad. El exceso de penetrante es removido y se aplica el revelador. El penetrante retenido en la discontinuidad es atraído hacia la superficie por el revelador el cual a la vez provee un fondo de contraste para facilitar la visualización de la indicación. Los penetrantes pueden ser visibles o fluorescentes [1, 2, 3, 4].

Existen diversas técnicas para realizar el ensayo, siendo muy importante respetar los tiempos y pasos necesarios para obtener resultados válidos. En la tabla 1 se presentan los datos sobre las muestras ensayadas en este trabajo y las condiciones de cada ensayo.

Tabla 1: Descripción de las muestras y condiciones de ensayo.

Muestra	Material	Configuración	Condición 1	Condición 2
S1	Acero inoxidable	Placa soldada y doblada	Penetración: 10' Limpieza trapo seco + trapo humedecido c/solv Revelado: 10'	Tiempo penetración insuf.
S2	Acero inoxidable	Placa soldada y doblada		Limpieza insuf.
S3	Acero al C	Caño soldado a tope		Aplicación revelador muy próxima y cantidad excesiva

Se utilizaron para las pruebas Líquidos Penetrantes tipo II (visibles) método C (removibles con solvente) y revelador tipo e (no acuoso para penetrantes visibles) de acuerdo a la clasificación de ASTM E 1417 [2].

En las figuras 1, 2 y 3 se presentan los resultados de los ensayos efectuados en cada muestra bajo la condición 1 y la condición 2.

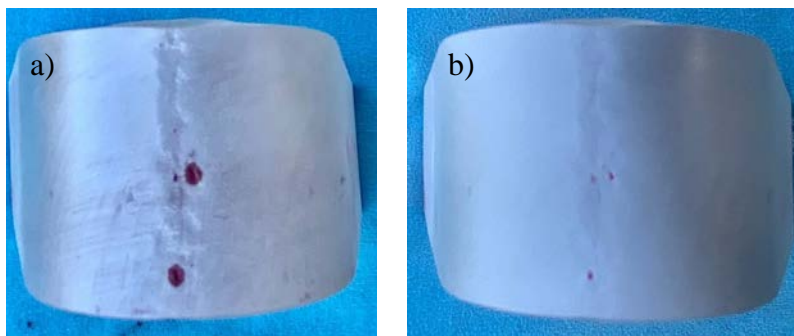


Figura 1. Muestra S1 ensayada de acuerdo a norma y recomendación del fabricante (a) y con tiempo de penetración incompleto (b).

Puede observarse en la figura 1a un mayor tamaño de las indicaciones respecto a las obtenidas bajo condición 2 (figura 1b), relacionado con el menor tiempo de penetración del líquido en el caso de la figura 1b (1 minuto vs 10 minutos).

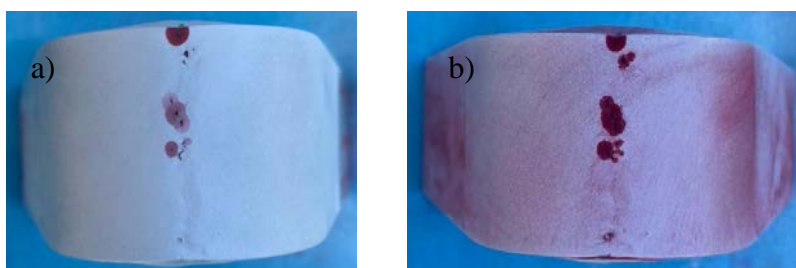


Figura 2. Muestra S2 ensayada de acuerdo a norma y recomendación del fabricante (a) y con una limpieza insuficiente (b).

En el caso de la muestra S2 bajo condición 1 (figura 2a) las discontinuidades se distinguen unas de otras, mientras que en la muestra bajo condición 2 (figura 2b) se obtienen indicaciones donde dificultosamente pueden distinguirse unas discontinuidades de otras.

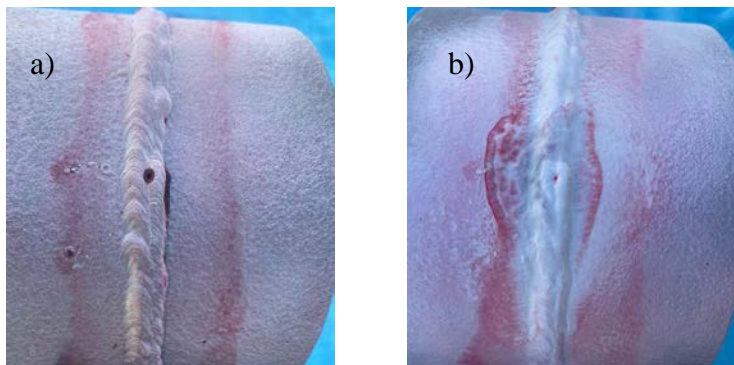


Figura 3. Muestra S3 ensayada de acuerdo a norma y recomendación del fabricante (a) y con exceso de revelador aplicado a distancia muy cercana de la muestra (b).

En el caso de la muestra S3 bajo condición 1 (figura 3a) se distingue una discontinuidad redondeada y una lineal mientras que en la muestra bajo condición 2 (figura 3b) solo se observa la indicación redondeada y con menor tamaño que en la condición 1.

Se ha demostrado en este trabajo que el cumplimiento de los procedimientos de ensayo y recomendaciones del fabricante de los insumos tienen una función primordial: la de asegurar las condiciones óptimas para obtener resultados de ensayos válidos. Cuando estas condiciones no se cumplen se corre el riesgo de que algunas discontinuidades no se evidencien, de que las indicaciones queden enmascaradas o que tengan un tamaño muy pequeño, lo cual puede conducir a una interpretación o a una evaluación de conformidad incorrecta, aceptando piezas que poseen discontinuidades que son motivo de rechazo o rechazando aquellas que cumplen con los requisitos.

Siendo el método de Líquidos Penetrantes uno de los ensayos no destructivos más sencillos de realizar, su simplicidad no es sinónimo de que pueda realizarse sin conocer los procedimientos adecuados. De aquí la importancia de contar no solo con normas y procedimientos, sino con personal entrenado para efectuar debidamente la tarea.

Referencias

- [1] American Society for Testing and Materials, 2012, ASTM E 165 Standard Practice for Liquid Penetrant Examination for General Industry
- [2] American Society for Testing and Materials, 2016, ASTM E 1417 Standard Practice for Liquid Penetrant Examination
- [3] The American Society of Mechanical Engineers, 2016, ASME B31.3 Process Piping
- [4] The American Society of Mechanical Engineers, 2017, ASME Section V Nondestructive Examination

Eje Temático 6

Corrosión y protección de la superficie soldada

Ciertos materiales, al ser expuestos al medio que los rodea, resultan susceptibles a los ataques por corrosión, siendo este efecto más crítico en la región asociada a la unión soldada. Este tópico tiene el objetivo de contribuir al desarrollo de técnicas que permitan retardar o eliminar los efectos de la corrosión.

ESTUDIO DEL EFECTO DE LA SEGREGACIÓN DE Mo SOBRE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN LOCALIZADA DE SOLDADURAS DE ACEROS AL6XN® POR LA TÉCNICA DE PPT

STUDY OF Mo SEGREGATION EFFECT ON LOCALIZED CORROSION RESISTANCE OF AL6XN® STEEL WELDS BY MEANS OF PPT TECHNIQUE

J. M. Echarri¹, C.A. Gervasi^{2,3}, P.D. Bilmes¹, C.L. Llorente^{1,3}, P. F. Bonvicini¹, Facundo Urrutipi¹, Melisa Nieto.

¹Laboratorio de Investigaciones de Metalurgia Física (LIMF), Facultad de Ingeniería UNLP, La Plata 1900, Argentina.

²Instituto de Investigaciones, Físicoquímicas Teóricas y Aplicadas (INIFTA), Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nacional de la Plata, Sucursal 4-C.C. 16, 1900 La Plata, Argentina. Area Electroquímica, Facultad de Ingeniería UNLP, 1900 La Plata, Argentina.

³Comisión de Investigaciones Científicas de la Pcia. de Buenos Aires, La Plata 1900, Argentina.
E-mail: juanmanuel.echarri@ing.unlp.edu.ar, gervasiclaudio@gmail.com

Eje temático: 6-Corrosión y Protección de Superficies Soldadas, 8-Metalurgia de la Soldadura.

Resumen

La implementación de técnicas electroquímicas con control de potencial para el estudio de la corrosión localizada permite un avance en la comprensión de los mecanismos de daño logrando caracterizar el fenómeno de picado, en sus estadios iniciales, estudiando la respuesta de aquellas regiones microestructurales debilitadas frente a la corrosión. En este sentido, los autores del presente trabajo correlacionaron la segregación interdendrítica y las fases σ y χ ricas en Mo presentes en cordones de soldadura, con la resistencia a la corrosión localizada de los mismos. Los materiales bajo estudio fueron soldaduras de acero Inoxidable superaustenítico AL6-XN® (UNS N08367) realizadas en las condiciones autógena y con los aportes ERNiCrMo-4 y ERNiCrMo-10. Los cupones de soldadura fueron estudiados por medio de la técnica de Pulsos Potenciostáticos (PPT) o tren de onda cuadrada, con el objeto de promover, mediante estímulo electroquímicamente controlado, la corrosión localizada del material bajo estudio y determinar los sitios microestructurales de su iniciación. A través de la respuesta a los escalones de potencial (corriente de polarización anódica medida - i_{anod} vs t) y del análisis posterior de las muestras por microscopía electrónica de barrido analítica, se logró avanzar en el estudio de la relación entre la segregación de elementos y precipitación de fases con el mecanismo de corrosión actuante, empleando la eficacia de la técnica PPT para inducir el picado selectivamente en las microestructuras heterogéneas de las soldaduras. Adicionalmente, se puso de manifiesto la forma de ataque en uniones hechas con materiales de aporte típicamente utilizados en soldadas de AL6-XN®.

Palabras clave: soldadura de AL6XN®, ASTM G48, corrosión interdendrítica, técnica de pulsopotenciostáticos (PPT).

Keywords: AL6XN® welds, ASTM G48, interdendritic corrosion, potentiostatic pulse technique (PPT).

El acero inoxidable AL6XN® extendió su uso, más allá de su nicho inicial dentro de la industria química y petroquímica, debido a su excelente resistencia a la corrosión por picado y en rendija, y corrosión bajo tensión. Es un super - austenítico de 6% Mo, con agregado de N, que resiste soluciones alcalinas y de salmueras, haciéndolo seleccionable en la industria alimenticia protegiendo el producto contra la contaminación por migración de iones metálicos y mitigando los fenómenos de degradación acelerada en el sistema de transporte. Estas propiedades, basadas en su balance composicional entre el Cr (20-22%), Mo (6-7%) y N (0,18-0,25%), se ven afectadas en los componentes soldados por los fenómenos de micro-segregación de los elementos de aleación que

participan IRCP (Cr, Mo) y su empobrecimiento en los núcleos dendríticos, así como en las adyacencias de las fases precipitadas en las regiones interdendríticas atendiendo a los coeficientes de reparto desfavorables para el Cr y Mo respecto de la solidificación fuera del equilibrio [1,2]. El presente trabajo estudia el mecanismo de sensibilización por segregación y precipitación de fases ricas en Cr y Mo por medio de la Técnica de Pulsos Potencioestáticos (PPT) en una solución 1M de Cl^- en uniones soldadas de UNS N80367 como metal base.

Para la preparación de muestras se desarrollaron cordones Bead-on-plate sobre una placa de AL-6XN[®] de 5 mm de espesor. Las uniones soldadas se realizaron mediante GTAW, de forma autógena y con metal de aporte, de acuerdo con AWS 5.14, ERNiCrMo-4 y ERNiCrMo-10.

Se empleó para el ensayo de Pulsos Potencioestáticos un Potencioestado Autolab PGSTAT101 y una celda tradicional de tres electrodos. El electrodo de referencia es del tipo SCE (electrodo de Calomel Saturado). En la figura 1 puede visualizarse el esquema de sucesión de pulsos junto a la respuesta en densidad de corriente j vs tiempo. La selección de los parámetros PPT, se realizó en función de los autores consultados [3] y se muestran en la Tabla 1; proponiendo una variación entre la condición A y B del tiempo de permanencia en el potencial de pasivación E_1 . Para el ensayo se extrajeron de los cordones soldados muestras de dimensiones 10x10 mm incluídas en resina tipo epoxy, con acabado superficial en pasta de diamante de 1 μm e identificadas según la tabla 2. Luego del pulido, las muestras se limpiaron en un baño de ultrasonido con etanol. Previo a su inmersión en el electrolito se realizó una limpieza desengrasante con tricloroetileno. Antes de poner en marcha el ensayo se hizo burbujear nitrógeno a través de la solución de NaCl 1M por 30 min. Durante la ejecución de los ensayos se mantuvo la circulación del gas inerte sobre el nivel del líquido. El electrodo de trabajo se polarizó primero catódicamente a -900mV vs. SCE durante 5 min para eliminar mediante reducción electroquímica el óxido en la superficie de los especímenes. En segundo lugar, se permitió que el espécimen se estabilizara al potencial de circuito abierto (que corresponde a la región pasiva) durante 60 min. Luego se aplicó la onda de perturbación de potencial descrita y se registró la respuesta $I[A]$ en función del tiempo. La superficie resultante (Figura 2) fue estudiada posteriormente mediante SEM-EDS (Energy Dispersive Spectroscopy), utilizando un microscopio FEI Quanta 200[®] con EDAX (Apollo 40 SDD[®]).

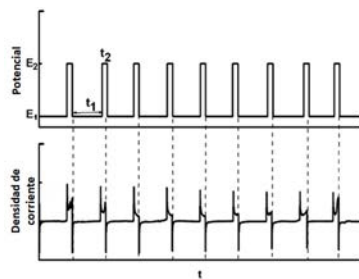


Figura 1. Diagrama esquemático típico de tren de pulsos potencioestáticos con su respuesta cronoamperométrica (curva j vs. t)



Figura 2. Muestra con el ataque luego de los ciclos PPT.

Tabla 1. Parámetros del ensayo PPT.

Parámetro	Condición A	Condición B
Potencial inferior (E_1)	-0,1 V	-0,1 V
Tiempo de permanencia en E_1 (t_1)	3 seg	5 seg
Potencial superior (E_2)	1,1 V	1,1 V
Tiempo de permanencia en E_2 (t_2)	3 seg	3 seg

Tabla 2. Denominación para la identificación de las muestras

Soldadura	Denominación	
Autógena	1	A
		B
ERNiCrMo-4	2	A
		B
ERNiCrMo-10	3	A
		B

En la tabla 4 se puede observar la respuesta en corriente media, en el estadio de picado, correspondiente al potencial en zona de picado (E_2) del ensayo PPT para las cronoamperometrías.

Tabla 4. Corriente media en el estadio de picado para t_1 igual a 3 y 5 segundos.

	3 segundos			5 segundos		
	1A	2A	3A	1B	2B	3B
I [A]	0,01175	0,02254	0,02519	0,00136	0,01437	0,01982

Se observó que el ensayo es sensible a la variación del tiempo en el estadio de repasivación y la corriente media en el estadio E2 (I_2 - corriente de picado), para una misma muestra, es siempre menor para mayores tiempos de duración del escalón de repasivación.

Se observa que, tanto para la condición A como para la B la corriente media en el estadio de picado aumenta notablemente con el empleo de material de aporte de alto molibdeno (muestras 2 y 3), en comparación con la soldadura autógena (muestra 1). Esta variación de la corriente de picado I_2 de las muestras 2 y 3 respecto de la 1, es de un orden de magnitud en la condición de mayor tiempo de permanencia en el potencial de repasivación. Por otro lado, las muestras 2 y 3 (ERNiCrMo-4 y ERNiCrMo-10 respectivamente), no evidencian de forma sensible variaciones relativas en las corrientes de picado.

El análisis vía SEM muestra este comportamiento, siendo notablemente menor el ataque interdendrítico observado en las muestras soldadas en la condición autógena (figura 5). En las muestras atacadas por el ensayo PPT se aprecia la presencia de precipitados ricos en Cr y Mo en contraste por número atómico.

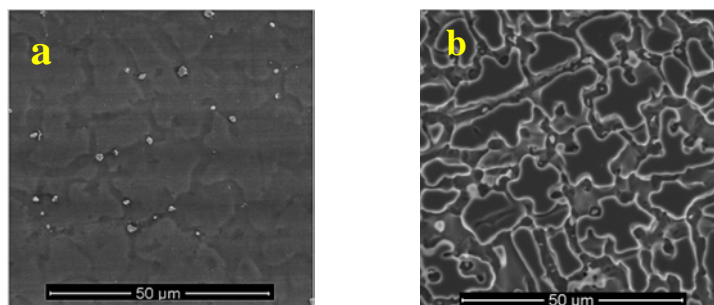


Figura 5. Muestras 1 (a) y 2(b) en la condición A (pasivación 3 seg).

Se observa consistencia entre los valores de corriente medidos y el ataque visible mediante la observación vía SEM. Los resultados permiten asociar la zona de inicio del picado a las regiones inter-dendríticas, en las adyacencias de los precipitados de fase σ y χ formados producto de la segregación de Cr y Mo durante la solidificación de la pileta de soldadura. El ensayo PPT generó un menor ataque interdendrítico en la soldadura autógena respecto a los resultados observados en las condiciones con aportes ERNiCrMo-4 y ERNiCrMo-10.

Referencias

[1] Banovic, S. W., DuPont, J. N., & Marder, A. R. (2002). Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. *Science and Technology of welding and Joining*, 7(6), 374-383.

[2] Kim, S. J., Hong, S. G., & Oh, M. S. (2017). Effect of metallurgical factors on the pitting corrosion behavior of super austenitic stainless steel weld in an acidic chloride environment. *Journal of Materials Research*, 32(7), 1343.

[3] Vignal, V., Richoux, V., Suzon, E., Thiébaud, S., & Tabaleiv, K. (2015). The use of potentiostatic pulse testing to study the corrosion behavior of welded stainless steels in sodium chloride solution. *Materials & Design*, 88, 186-195.

**MICROSTRUCTURE AND WEAR BEHAVIOR OF STELLITE #6™ ALLOY
COATINGS BY LASER CLADDING: ASSESSING THE IMPACT OF
DILUTION WITH SPHEROIDAL CAST IRON****MICROESTRUCTURA Y COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE LOS
REVESTIMIENTOS DE ALEACIÓN STELLITE # 6™ POR LÁSER:
EVALUACIÓN DEL IMPACTO DE LA DILUCIÓN CON HIERRO
FUNDIDO ESFEROIDAL****Lubar E. H. S Rivero** ⁽¹⁾ (P), **Alex Pizzatto** ⁽²⁾, **Gabriel I. M. Lovera** ⁽³⁾, **Moisés F. Teixeira** ⁽⁴⁾,
Adriano Scheid ⁽¹⁾

(1) Graduation Program in Mechanical Engineering (PGMec), Curitiba, Paraná, Brazil

(2) Robert Bosch do Brasil Ltda, Curitiba, Paraná, Brazil

(3) Bachelor in Mechanical Engineering, Curitiba, Paraná, Brazil

(4) SENAI Institute of Innovation, Joinville, Santa Catarina, Brazil

Corresponding autor and presenter (P): Lubar Rivero; lubarsantos@yahoo.com.br

Topic: 6. Corrosion and protection of the welded surface**Resumen**

La aleación Stellite #6™ a base de cobalto es el método de elección a menudo para proteger la superficie de los componentes debido a su alta resistencia al desgaste. El comportamiento de los revestimientos depende del proceso de soldadura, de la composición química y la microestructura. Muchos trabajos apuntan a obtener revestimientos con dilución cercana a cero y, así, preservar la composición de la aleación de revestimiento seleccionada. En algunos casos, el control de la dilución del sustrato con ciertos elementos químicos puede ser una oportunidad real para evitar la degradación o incluso optimizar las características de los revestimientos. Este trabajo investigó el efecto de la potencia del láser sobre la dilución, la microestructura, la dureza y el comportamiento de desgaste de los revestimientos de aleación stellite # 6™ mediante revestimiento con láser sobre un sustrato con alto contenido de silicio / alto contenido de carbono. La microestructura típica está compuesta por dendritas de Co (FCC) y una región eutéctica laminar interdendrítica con solución sólida de cobalto y carburo $M_{23}C_6$ [M: Cr], que también contenía carburo de tipo MC [M: W] en bloque. Una mayor dilución condujo a una mayor fracción de carburo y como consecuencia no se observó el efecto esperado de la dilución sobre la dureza (es decir, reducción de la dureza) y, de lo contrario, el volumen desgastado bajo la prueba de desgaste se redujo significativamente. Una mayor dilución trajo beneficios con respecto al rendimiento de desgaste debido a la mayor fracción de segunda fase dura.

Palabras clave: Revestimiento láser coaxial, Stellite # 6™, Microestructura, Comportamiento al desgaste, Dilución.**Keywords:** Coaxial Laser Cladding, Stellite #6™, Microstructure, Wear Behavior, Dilution.

Cobalt-based alloys have been considered when components must withstand aggressive operating conditions in the oil and gas, petrochemical, nuclear reactors, steelmaking facilities, and son on [1, 2]. The solidification cooling rate may alter significantly the properties of a hard-faced coating, especially because of the different microstructure refinement and phase stability. Moreover, Co-based coatings features can be correlated to each substrate type and dilution, as pointed out in a previous report [3]. This work aims to

experimentally evaluate the effect of laser power on the dilution, microstructure, hardness, and wear performance of single-bead coatings on GGG 40 Ductile Iron.

Cobalt-based Stellite # 6 (Co, 27.9Cr, 4.7W, and 1.3C) alloy was deposited as single-beads on GGG 40 ductile iron (Fe, 2.8Si, 3.9C) substrate by Laser Cladding in a PRECO™ machine with High Power Diode Laser from 1.5 to 4.0 kW Laser Powers (0.5 kW steps), a spot size of 5 mm, 800 mm/min travel speed and feeding rate of 30 g/min. The effect of dilution on coatings features was assessed by microstructure evaluation in a scanning electron microscope, X-ray diffraction analysis ($K\alpha$ -Cu), phase fraction by Image J™ software, and Vickers hardness. Taking into account hardness and carbide fraction, specimens deposited with 2.0, 3.0, and 4.0 kW laser powers were selected for further evaluation throughout a ball-on-flat reciprocating sliding wear test against a 6.0 mm ZrO₂ ball diameter counterpart.

Coatings microstructure was comprised of Cobalt solid solution (Co) dendrites and interdendritic eutectic carbides (IEC, identified as mainly M₂₃C₆ type), as seen in Figure 1. Moreover, the analysis indicated that the dilution with the selected substrate delivered higher hardness than the nominal and reported one for Stellite #6 alloy (~450 HV). It was due to the noticeable microstructural refinement and increase in the carbide fraction, as seen in Figure 2. Taking into account the wear behavior, the harder coatings processed with 2.0 and 3.0 kW showed similar worn volume between 0.25 to 0.28*10⁶ μm³/m. Otherwise, the largely diluted specimens (4.0 kW) presented 0.10*10⁶ μm³/m, revealing a considerable drop in the wear volume, i.e., a decrease up to 64%, due to the highest carbide fraction. From the present study, it was possible to observe that the effect of the contamination with iron, carbon, and silicon from the selected substrate showed to be less deleterious to the coatings than the dilution on low-carbon steels. Regarding the wear behavior, the best choice seems to depend not only on the hardness itself but also on the carbide fraction.

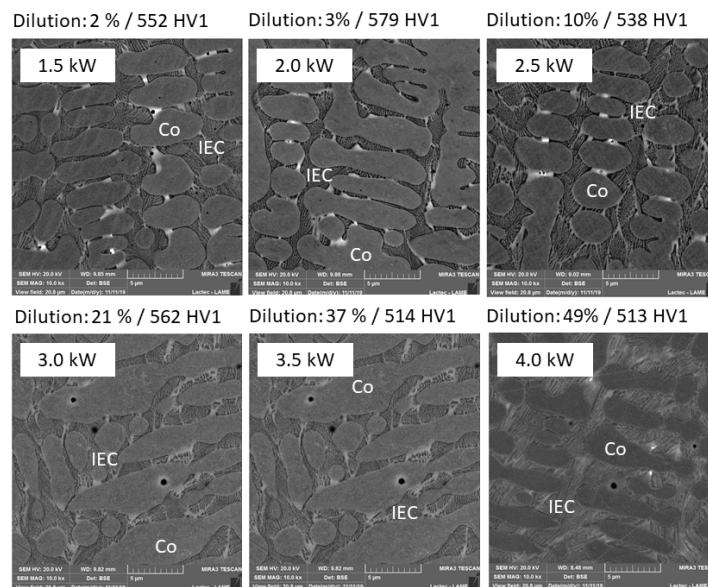
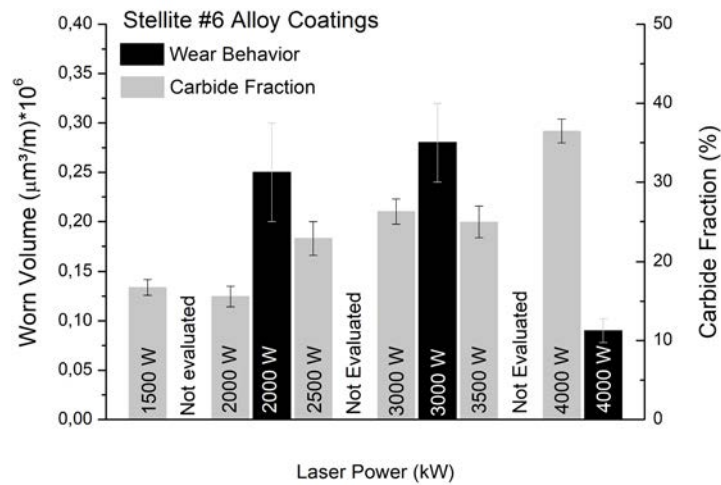


Figure 1: Typical Dilution, Vickers Hardness and Coatings Microstructure

19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINAFigure 2: Wear Behavior *versus* Carbide Fraction

The choice of laser power depends on the substrate to be protected and the coating properties must be designed taking into account not only the corresponding hardness but the microstructure and phase fraction. From the beneficial effect observed in the highest dilution condition, this investigation has pointed a path for the development of wear-resistant materials through careful processing control involving heat-input and substrate to obtain the desired carbide fraction.

References

LEMAIRE, E., LE CALVAR, M. Evidence of tribocorrosion wear in pressurized water reactors. *Wear*. v. 249, 338-344, 2003. doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00544-5

GRAF K, TETZLAFF U, SOUZA GB, SCHEID A. Effect of Dilution on the Microstructure and Properties of CoCrMoSi alloy Coatings Processed on High-Carbon Substrate. *Materials Research*. 2019, Jan; 22(1): e20180502, 1-7. doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2018-0502

SCHEID, A., SCHREINER, W. H., D'OLIVEIRA, A. S. C.M. Effect of temperature on the reactivity between a CoCrMoSi alloy and 55 wt% AlZn baths. *Corrosion Science*. V. 55, 363-367, 2012. doi.org/10.1016/j.corsci.2011.10.040

Eje Temático 8

Metalurgia de la soldadura

El ciclo térmico asociado a los procesos de soldadura, así como también la metalurgia resultante, son fundamentales por su efecto sobre las propiedades mecánicas. Estas propiedades son afectadas por distintos factores metalúrgicos y mecánicos, incluyendo el agregado de aleantes, temperatura de precalentamiento, calor aportado, tratamientos térmicos post-soldadura, tratamientos termo-mecánicos, entre otros. El objetivo de este eje temático es fomentar el intercambio de conocimientos en este área, el cual es de fundamental importancia a la hora de evaluar la soldabilidad y el comportamiento en las uniones soldadas de materiales metálicos y sus aleaciones.

ANÁLISIS DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL EN UNIONES SOLDADAS DE ALTA RESISTENCIA CON RIESGO A LA FISURACIÓN EN FRÍO EN EL METAL DE SOLDADURA

ANALYSIS OF THE STRUCTURAL INTEGRITY IN HIGH STRENGTH WELDED JOINTS WITH RISK OF COLD CRACKING IN THE WELD METAL

Eduardo P. Asta⁽¹⁾ (P), Francisco A. Cambiasso⁽¹⁾, Juan J. Balderrama⁽¹⁾

(1) Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional Haedo, Haedo, Buenos Aires, Argentina
Dirección de contacto: asta.eduardo@gmail.com; (P) Presentador (Eduardo Asta)

Eje temático: inspección y calidad de productos soldados (5), metalurgia de la soldadura (8).

Resumen

La soldadura de aceros estructurales de alta resistencia plantea problemas vinculados con la susceptibilidad a la aparición del proceso asistido por hidrógeno que provoca las denominadas fisuras en frío. Particularmente este problema se pone de manifiesto en el metal de soldadura (MS) debido a la necesidad de utilizar aportes de alta resistencia que generan un incremento de elementos de aleación en la composición química del MS y consecuentemente una microestructura con un elevado porcentaje de zonas locales frágiles (LBZ). Teniendo en cuenta el problema, en este trabajo se efectúa una evaluación de la tenacidad a la fractura utilizando ensayos de impacto Charpy-V y métodos indirectos de correlación, tanto para el metal de soldadura como la ZAC, correspondientes a la unión soldada de un acero estructural de alta resistencia. Esta evaluación permite realizar un análisis crítico de ingeniería (ECA) o análisis de integridad estructural para establecer el nivel de riesgo potencial de fractura frágil en este tipo de uniones, buscando un criterio que permita minimizar la utilización de precalentamiento en ZAC y MS a través de garantizar un nivel mínimo de tenacidad.

Palabras clave: fractura, aceros estructurales, metal de soldadura, fisuración en frío, integridad estructural

Keywords: fracture, structural steels, weld metal, cold cracking, structural integrity

En la soldadura de aceros estructurales de alta resistencia, con límites de fluencia entre 600 y 700MPa (por ejemplo: ASTM A514, A517, HPS690W, A710 Grade A, entre otros), se plantean problemas vinculados con la susceptibilidad a la aparición del proceso de fisuración en frío asistido por hidrógeno (HAC). Particularmente este problema se pone de manifiesto en el metal de soldadura (MS) debido a la necesidad de utilizar aportes de alta resistencia que generan un incremento de elementos de aleación en la composición química del MS y consecuentemente una microestructura con un elevado porcentaje de zonas locales frágiles (LBZ). Contrariamente, los modernos aceros estructurales de alta resistencia presentan una soldabilidad tal que permiten minimizar el riesgo a fisuras en frío en la zona afectada por el calor (ZAC). Las diferencias metalúrgicas que ambas regiones de la unión soldada presentan puede llevar, en ciertos casos, a un criterio demasiado conservativo o restrictivo para el procedimiento, particularmente cuando se especifica la utilización de precalentamientos elevados en elementos estructurales con soldaduras de montaje en obra (Asta et al.,2003). En este trabajo se efectúa una evaluación de la tenacidad a la fractura por método indirecto utilizando ensayos de impacto Charpy-V, tanto para el material base (MB), el MS como la ZAC, con el objetivo de poder establecer el nivel de riesgo potencial para la integridad estructural de

este tipo de uniones buscando un criterio en función de la problemática específica del MS y compatibilizarlo con lo requerido por la ZAC, a través de asegurar un nivel mínimo de tenacidad.

El metal base empleado para el análisis (ASTM A514 Gr. B) es un acero de baja aleación templado y revenido para uso estructural con un espesor de 25 mm. En la Tabla 1 se indica la composición química y los valores de carbono equivalente (CE_{IIW} y PCM). El proceso de soldadura utilizado fue por arco eléctrico con electrodo tubular bajo protección gaseosa (FCAW-G) mientras que el metal de aporte seleccionado ha sido un alambre tubular básico el cuál se ajusta a la norma AWS A5.29 como E110T5-K4, de diámetro 1,6mm y CO_2 como protección gaseosa. La soldadura se realizó en posición horizontal con diseño de junta a tope de penetración completa (CJP) siguiendo los lineamientos del código de soldadura de estructuras de acero AWS D1.1(2015).

Tabla 1: composición química ASTM 514 Gr. B y carbono equivalente

% en peso														
C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Al	V	Nb	B	Ti	P	S	CE_{IIW}	PCM
0,17	0,85	0,28	0,02	0,53	0,21	0,035	0,041	0,003	0,002	0,02	0,02	0,004	0,47	0,28

Se realizaron ensayos Charpy-V a $-20\text{ }^\circ\text{C}$ y $20\text{ }^\circ\text{C}$ de temperatura respectivamente, de acuerdo con la norma ASTM E23, tanto para MB, ZAC y MS, tal como se observa en la Figura 1. La tenacidad a la fractura del material ha sido obtenida por método indirecto, en términos de K_c o K_{mat} , por medio de la siguiente expresión de correlación (Phaal, 1994), aplicable a la región inferior de transición:

$$K_{mat} = [(12\sqrt{C_V} - 20) (25/B)^{0,25}] + 20 \quad [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}] \quad [1]$$

Siendo: C_V , energía de impacto Charpy-V en J a la temperatura de servicio y B espesor de material en mm

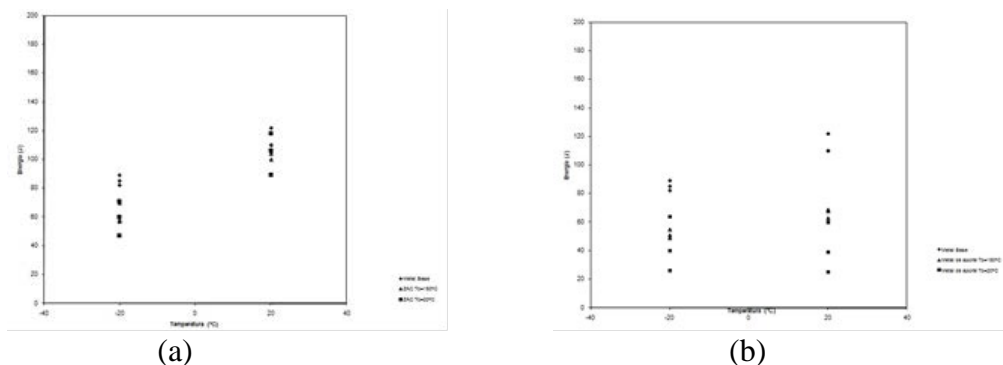


Figura 1: energía Charpy-V a $-20\text{ }^\circ\text{C}$ y $20\text{ }^\circ\text{C}$, (a) MB y ZAC y (b) MB y MS

La integridad estructural de la unión soldada es evaluada desde el punto de vista de la mecánica de fractura mediante un programa computacional de cálculo (Cambiasso et. al, 2015), que utiliza el análisis ECA en los niveles 1 y 2 de la norma BS 7910 (2005). En el análisis se postuló una fisura superficial parcialmente pasante, ubicada en forma longitudinal a la unión soldada, sometida a una tensión axial de tracción, normal al eje longitudinal de la soldadura, de 80 MPa para dos condiciones de M_k (factor de magnificación por concentración de tensiones): soldadura amolada al ras ($M_k = 1$) y sin amolar, con una convexidad máxima admisible de 3 mm ($M_k = 1,67$). Para el análisis ECA se utilizó un valor de K_{mat} obtenido con la ecuación [1] y utilizando un valor de C_V umbral de 40 J, estando el mismo dentro de los valores mínimos de energía registrados en el límite inferior de la dispersión de resultados correspondientes a toda la serie de ensayos (Figura 1). La Figura 2 muestra

el análisis ECA en términos de profundidad de fisura (a/B) en función de mitad del largo de fisura (c), donde la curva representa la condición de equilibrio o límite para tamaños de fisura tolerables.

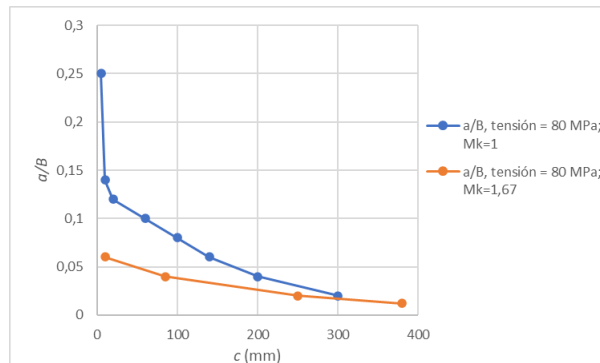


Figura 2: profundidad de fisura (a/B) en función del semilargo (c)

El gráfico de la Figura 2 permite observar una amplia combinación de profundidades y largos de fisuras tolerables que no ponen en riesgo de fractura al componente, particularmente cuando las caras de la soldadura son amoladas al ras. Estas dimensiones de defectos incluyen eventuales fisuras en frío no detectables por END, que pudieran aparecer debido a una mayor susceptibilidad por la dificultad de aplicar niveles mínimos de precalentamiento de entre 150 °C y 200 °C. En consecuencia, los resultados para este análisis muestran que con un valor de K_{mat} de 250 MPa√m es posible obtener un nivel de integridad estructural de la soldadura para tamaños considerables de fisuras. Valor calculado, de acuerdo con la Ecuación [1], para un valor mínimo de energía de impacto de 40 J a -20°C. Esta evaluación permitiría inferir que, bajo condiciones complejas de obra, para estructuras con este tipo de aceros y materiales de aporte, se podría limitar el riesgo de fractura aun cuando las condiciones mínimas de precalentamiento no pudieran aplicarse, pero el nivel de tenacidad C_V , a la mínima temperatura de diseño, verifique un mínimo de 40 J.

Referencias

Asta, E., Zalazar, M., Quesada, H. (2003). *Efecto de la temperatura de precalentamiento en la soldabilidad de un acero ASTM 514GrB*. Jornadas SAM/CONAMET/SIMPOSIO MATERIA 2003, S.C. de Bariloche, Argentina.

Cambiasso, F., Ríos, J., Balderrama, J., Asta, E. (2015). *Análisis de la integridad estructural en uniones soldadas de aceros estructurales con riesgo a la fisuración en frío en el metal de soldadura*. X CORENDE, Buenos Aires, Argentina.

Phaal, K. (1994). *Correlations between fracture toughness and Charpy impact energy*. TWI Report 504/1994, Cambridge, Great Britain.

CARACTERIZACIÓN DE LA SOLDADURA CUPROALUMINOTÉRMICA EN CAÑERÍAS DE CONDUCCIÓN PARA LA PROTECCIÓN CATÓDICA

CHARACTERIZATION OF COPPER-ALUMINOTHERMIC WELD FOR CATHODIC PROTECTION OF LANDPIPES

Florencia S. Cossio ⁽¹⁾, Mónica Zalazar ⁽¹⁾

(1) Universidad Nacional del Comahue, Facultad de Ingeniería, Departamento de Mecánica Aplicada, Neuquén Capital, Argentina

Dirección de contacto: florenciacossio@gmail.com , monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar

Eje temático: 8 – 2.

Resumen

La soldadura cuproaluminotérmica es un proceso de termofusión en el cual el calor necesario para la unión es obtenido por medio de una reacción de oxidación-reducción entre el óxido de cobre y el aluminio metálico, que permite obtener altas temperaturas. Como resultado de dicha reacción se obtiene cobre metálico fundido como material de aporte. Este método de soldadura es ampliamente utilizado en la industria ferroviaria, para puestas a tierra y para la protección catódica en cañerías de conducción. En este caso, se caracterizó la soldadura cuproaluminotérmica para la protección catódica en cañerías de conducción de acero API 5L X52, para cables conductores de dos diámetros distintos, variando el tamaño del crisol utilizado y la marca del proveedor de fundente, además de la relación fundente/pólvora. Con el objetivo de obtener las condiciones óptimas de unión que garanticen la protección de la cañería sin afectar su integridad, se realizaron ensayos macroscópicos, microscópicos, medidas de micro dureza y análisis SEM en la zona de la interfase. Además, se realizaron varias probetas combinando las variables mencionadas anteriormente, teniendo en consideración que la falta de unión puede producir falta de protección en la cañería, y una excesiva área de contacto provocará exceso de difusión de cobre y posibles micro fisuras en la superficie del metal base. Como resultados, pudo determinarse la cantidad mínima de fundente necesario para que haya unión, y el tipo de cable recomendado para llevar a cabo la misma.

Palabras clave: Soldadura Cuproaluminotérmica, Soldadura térmica, Protección catódica.

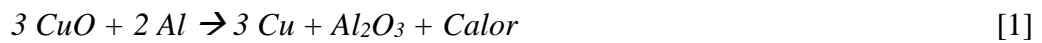
Keywords: Copper-aluminothermic weld, Thermite Weld, Cathodic protection.

Las estructuras metálicas, sumergidas o enterradas son propensas a sufrir corrosión. Se deben adoptar procedimientos adecuados para el control de esta para asegurar la integridad del metal, tanto por motivos de seguridad como económicos.

Para garantizar la protección contra la corrosión, puede considerarse a la protección catódica como un método que funciona efectivamente en la mayoría de las estructuras de acero que estén constantemente en contacto con un electrolito corrosivo, como son cañerías enterradas o sumergidas y tanques de almacenamiento (tanto enterrados como sobre tierra) (IRAM, 2018). Esta forma de prevención de la corrosión consiste en hacer que toda la superficie del metal a proteger actúe como el cátodo de una celda electroquímica. Una de las formas más conocidas para llevar a cabo la protección catódica es la utilización de la soldadura cuproaluminotérmica como método de unión entre el cable conductor de cobre y la cañería de acero.

La soldadura aluminotérmica o Thermite Welding (TW) es un proceso que produce coalescencia de metales, mediante su calentamiento con un metal líquido super calentado proveniente de una reacción aluminotérmica entre un óxido de metal y aluminio (American Welding Society, 1991).

Esta reacción es altamente exotérmica por lo que, una vez iniciada con una fuente de calor externa, se sustenta a sí misma. La reacción termoquímica se da según la siguiente reacción química:



El procedimiento de soldadura está ligado a los materiales a soldar, el óxido metálico utilizado y el procedimiento que se sigue en cada caso. Los materiales necesarios para llevar a cabo la misma son un molde para unir los conectores, polvo de soldadura (también llamado carga o fundente), polvo de ignición (pólvora), mecha y disco de retención. Además, se debe contar con una manija para sostener el molde, y un dispositivo externo para encender la mecha. El procedimiento llevado a cabo se ilustra en la Figura 1 a-f.



Figura 1 a-f: Procedimiento llevado a cabo para la realización de la soldadura cuproaluminotérmica.

En este trabajo se llevó a cabo en dos partes (Nehme, 2016; Cossio, 2020) y buscó caracterizar la soldadura cuproaluminotérmica realizada con dos diámetros de cable conductor de cobre (3,5mm y 8mm). Además, para los cables de 8mm en cada uno de los trabajos se utilizó una configuración distinta de cable, estando el primero formado por 7 cables, y el segundo por 7 grupos de 15 cables mucho más delgados. Por otro lado, se utilizaron 2 marcas de fundente distintas (FACBSA, CADWELD), donde además cada una lleva un procedimiento de soldadura diferente, y se varió la cantidad de carga. Las tareas consistieron en la realización de soldaduras en el laboratorio y su posterior inspección visual, preparación metalográfica, caracterización macroscópica, caracterización microscópica, realización de medida de micro dureza y cálculo de la superficie efectiva de soldadura. Además, se observan algunas muestras seleccionadas en un microscopio de barrido electrónico (SEM)

En la inspección visual pudieron observarse dos resultados: el cable de cobre se unía a la cañería de acero o el cable de cobre no se unía a la cañería de acero. En este último caso, se descartó la muestra y no se prosiguió con el análisis.

Para la caracterización macroscópica se obtienen probetas realizando un corte con orientación transversal a las soldaduras, las probetas que muestran unión metalúrgica se incluyeron en una resina acrílica para su preparación. Se pulieron todas las piezas utilizando lijas al agua de las siguientes granulometrías: 80, 200, 400, 800, 1200, 1500 y por último pasta de diamante de 1 µm.

La caracterización microscópica se realizó en dos etapas. En la primera se observaron las probetas luego de ser pulidas, sin ataque químico. En esta instancia era de interés apreciar la existencia de unión metalúrgica y la presencia de microporosidades, impurezas o fisuras en la muestra. En la segunda etapa se realizó un ataque químico sobre el acero. Para esto se utilizó Nital 4%. El principal objetivo de esta etapa era observar la microestructura del acero, el tamaño de sus granos, el crecimiento de estos en la zona afectada por el calor (ZAC) y la presencia de fisuras o grietas rellenas de cobre.

Luego de las observaciones microscópicas, se realizó un barrido de micro dureza Vickers en cada una de las probetas. Las pruebas fueron realizadas con una carga de 1Kg por 10 segundos, con una distancia de 0,5mm entre cada impronta, de acuerdo con la norma ASTM E384-17 (ASTM, 2017) Las mediciones fueron realizadas sobre el acero, en la zona afectada por el calor.

En caracterización por SEM se realizó el análisis de composición química de muestras que fueron realizadas con diferentes marcas de fundente y presentaban distinta coloración en el cobre. Además,

se quería observar la influencia de la cantidad de carga utilizada para muestras realizadas con el mismo tamaño de crisol y diámetro de cable de cobre.

De acuerdo con los materiales utilizados (Nehme, 2016; Cossio, 2020), se observó que la configuración del cable de cobre influye en la efectividad del proceso de soldadura, dando mejores resultados para el mismo diámetro de cable aquel conformado por más secciones de menor diámetro.

A partir de las medidas de micro dureza obtenidas de las muestras no se observó la presencia de martensita (Nehme, 2016; Cossio, 2020). Las mismas presentan un plateau donde la micro dureza permanece constante y se considera que allí la soldadura es efectiva. Se consideró para cada caso la dureza promedio de la muestra ± 10 Vickers, con valores promedio entre 190 HV y 205 HV. La utilización de distintas marcas de fundente en las muestras de cable de 3,5 mm de diámetro produjo la obtención de una muestra con mayor micro dureza (CADWELD, 239,9 HV) que la otra (FACBSA 193,34 HV).

De acuerdo con lo observado en el SEM, una mayor relación carga/pólvora da como resultado la aparición de una interfase relativamente plana (Figura 2.a.), mientras que una menor relación carga/pólvora da origen a una interfase irregular y dendrítica (Figura 2.b.) (Cossio, 2020)

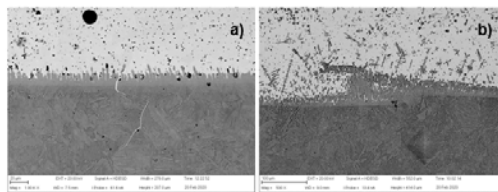


Figura 2.a-b: Imagen SEM HD BSD (Backscattered electron detector) de la interfase de las muestras.

Acerca de las penetraciones de cobre observadas en las muestras, estas se producen debido a la gran diferencia de temperatura en el contacto del cobre fundido a con el acero. Esta diferencia produce que el cobre que fluya en borde de grano del acero por capilaridad. De acuerdo con la bibliografía consultada, no produce fragilización del material base (Suban et al., 2012).

Agradecimientos

A la empresa OLDELVAL por el suministro de los materiales y a la UNCo por el financiamiento del PROIN 04- I219.

Referencias

- American Welding Society. (1991). *Welding Handbook* (Vol. 2).
- ASTM. (2017). E384-17: Standard Test Method for Micro indentation Hardness of Materials.
- Cossio, F. S. (2020). Caracterización de la soldadura cuproaluminotérmica en cañerías de conducción para la protección catódica [Universidad Nacional del Comahue]. <http://rdi.uncoma.edu.ar/handle/123456789/15808>
- IRAM. (2018). IRAM 2315: Materiales para puesta a tierra. Soldadura Cuproaluminotérmica. 2da edición. IRAM.
- Nehme, A. J. (2016). Soldadura cuproaluminotérmica en cañerías de conducción para la protección catódica [Universidad Nacional del Comahue]. <http://rdi.uncoma.edu.ar:8080/handle/123456789/15124>
- Suban, M., Bozic, S., Zajec, A., Cvelbar, R., & Bundara, B. (2012). Crack analysis in thermite welding of cathodic protection. *Nuclear Engineering and Design*, 246, 123-127.

EFFECTO DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA SOBRE LA TENACIDAD A LA FRACTURA EN ALEACIONES Fe-C-B-Cr-W-Mo-Nb

EFFECT OF WELDING PROCEDURE ON THE FRACTURE TOUGHNESS IN Fe-C-B-Cr-W-Mo-Nb ALLOYS

J. Gramajo (P)⁽¹⁾, A. Gualco^(1,2), H. Svoboda^(2,3)

(1) ICTM - Facultad de Ingeniería UNLZ, Camino de Cintura y Juan XXII, (1832) Lomas de Zamora, Argentina.

(2) CONICET, Av. Rivadavia 1917, C.A.B.A., Argentina.

(3) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería - UBA. Av. Las Heras 2214 (1427), CABA, Argentina.
agustingualco@yahoo.com.ar

Eje temático: 8- Metalurgia de la soldadura.

Resumen

Las aleaciones base hierro que contienen niobio (Nb) y cromo (Cr) en combinación con boro (B) y carbono (C) han sido diseñadas para aplicaciones de revestimiento duro debido a su alta dureza y resistencia al desgaste, donde la incorporación de molibdeno (Mo) y tungsteno (W) mejora la resistencia al desgaste abrasivo severo. En este contexto, se han diseñado nuevos consumibles para soldadura semiautomática que depositan un material base hierro de alta aleación, con carboboruros complejos de W, Mo y Cr que presentan muy alta dureza y resistencia al desgaste abrasivo. El propósito de este trabajo fue estudiar el efecto de la cantidad de capas y del gas de protección sobre las variaciones microestructurales y la tenacidad del material depositado. Se determinó la composición química en cada cupón, la microestructura se caracterizó por difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido. Se determinó el porcentaje de dilución y se realizaron perfiles de dureza Vickers (HV_2) y microdureza de las diferentes fases ($HV_{0.025}$). Se determinó la tenacidad a la fractura por macro-indentación con un indentador Vickers empleando cargas de 294 a 2450 N, por 10 s. Las durezas variaron entre 900 y 1100 HV_2 . Se observó un aumento de dureza en las áreas recristalizadas, así como un mayor porcentaje de carboboruros en las muestras con menor dilución. Las muestras con la menor dilución presentaron la mejor tenacidad asociada principalmente con la presencia de gruesos carboboruros M_7X_3 .

Palabras clave: recubrimientos duros, dureza, tenacidad, microestructura, carboboruros.

Keywords: hardfacing, hardness, toughness, microstructure, carboborides.

Las propiedades de desgaste se ven afectados por las microestructuras y por la cantidad de fases de carburos. Las microestructuras más gruesas y con poca cantidad de carburos presentan una gran pérdida de peso durante la abrasión (Hou, 2007). En este sentido, para mejorar las prestaciones de resistencia al desgaste se diseñaron consumibles Fe-Cr-Nb-C-B con la adición de W y Mo que producen carburos tipo bloque que mejoran la resistencia al desgaste. Sin embargo, el control de los tamaños de carburo y su distribución se ha convertido en un reto importante para las aleaciones de recargue en estudio debido a la fragilidad de carburos alargados primarios. Por lo tanto, la resistencia al desgaste de recargues depende de muchos factores tales como el tipo, la forma y distribución de fases duras, así como la tenacidad y el comportamiento de la matriz (Buchely, 2005). El propósito del siguiente trabajo fue estudiar la influencia del número de capas y el gas de protección sobre la microestructura y la tenacidad a la fractura de depósitos de aleaciones base Fe -(Cr,Mo,W)-(C,B).

El consumible empleado fue un alambre tubular de diámetro 1,6 mm, depositado mediante el proceso semiautomático de soldadura bajo protección gaseosa, en forma mecanizada.

Se soldaron 4 cupones con 1 y 2 capas, con Ar-20% CO₂ y sin protección gaseosa. La secuencia de soldadura fue de 4 cordones para la primera capa y de 3 cordones para la segunda capa. La longitud libre del alambre fue de 18 mm, bajo gas, y 25 mm para las probetas soldadas sin protección gaseosa. Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la tabla 1, así como la identificación empleada en cada caso.

Tabla 1: Parámetros de soldadura.

Identificación	Capas	Gases	Tensión [V]	Corriente [A]	Velocidad avance [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
A1	1	Ar-20 CO ₂	35	300	3	3,5
A2	2	Ar-20 CO ₂	35	300	3	3,5
O1	1	-	35	300	3	3,5
O2	2	-	35	300	3	3,5

De cada una de las probetas soldadas se extrajeron cortes transversales. Sobre ellos se realizaron perfiles de micro-indentación Vickers (HV₂) a 1 mm de la superficie, en dirección paralela a la superficie. La microdureza de las fases se calculó como el promedio de tres mediciones realizadas con HV_{0,025}. Los ensayos de tenacidad a la fractura fueron a través del método de macro-indentación llevada a cabo con macrodureza Vickers de acuerdo a la norma ISO (ISO 28079, 2009) aplicando cargas desde 294 hasta 2450 N durante 10 s.

El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr,Mo,W)-(C,B). La composición química de A1 estuvo formada por 1,49 %C, 0,39 %Mn, 14,3 %Cr, 5,5 %Nb, 3,2 %Mo, 5,7 %W y 4,8 %B. Se midió una mayor cantidad de elementos de aleación en las probetas soldadas con mayor número de capas. Esto estaría relacionado con el nivel de dilución con el metal base. Comparando las probetas con igual número de capas, pero con diferentes protecciones se observa que la diferencia es menor debido a leve diferencia de dilución (de 19 a 25%) y a la mayor transferencia de elementos de aleación a la escoria en la probeta soldada sin gas de protección.

La microestructura estuvo formada por α-Fe y γ-Fe, detectándose la presencia de carboboruros metálicos ((Cr,Fe)₇(B,C)₃, (Cr,Fe)₂₃(B,C)₆). También se identificaron carburos de Nb en todas las probetas (figura 1). Se observó un aumento de los carboboruros (Cr,Fe)₇(B,C)₃ en las probetas soldadas bajo protección gaseosa y con dos capas.

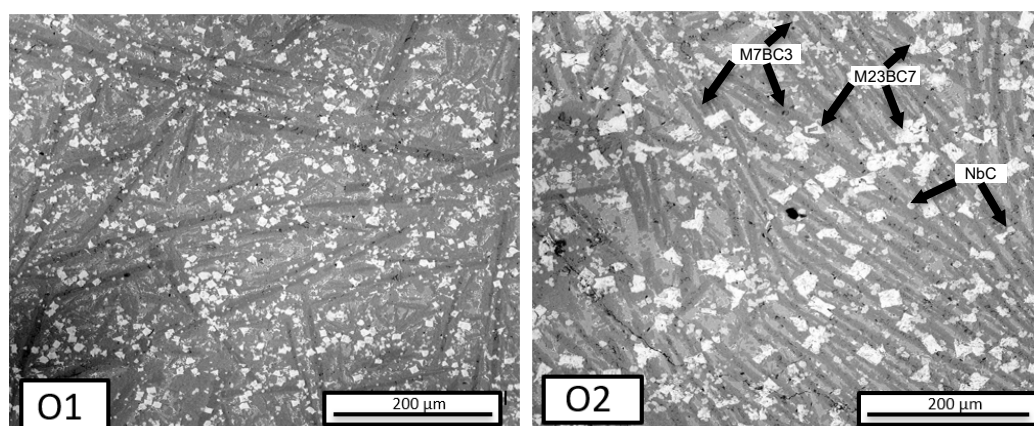


Figura 1: Microestructuras de las probetas O1 y O2.

Las microdurezas de fases fueron de: 1460 HV para los carburos de niobio, 1150 HV para los carboboruros de Mo/W, de 920 HV para los carboboruros de Fe/Cr y de 695 HV para el eutéctico.

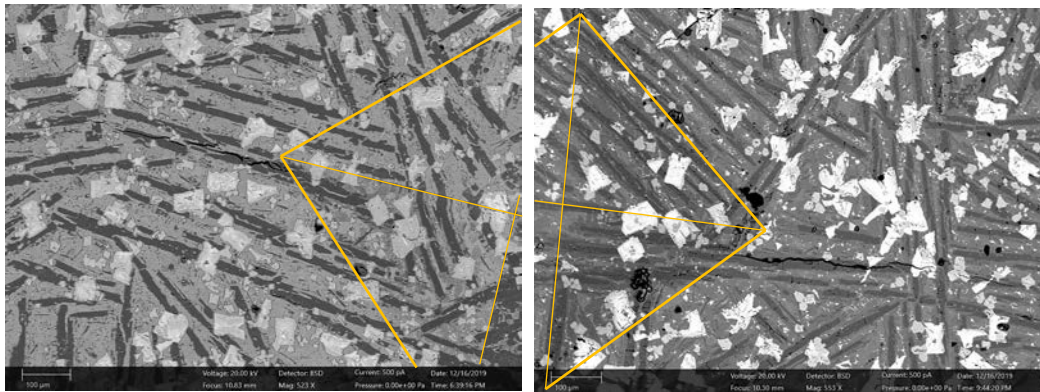


Figura 2: Macroindentación de las probetas A2 y O2.

La tenacidad a la fractura fue calculada utilizando la ecuación de Shetty (Shetty, 1985). El coeficiente de Poisson (ν) para el hierro fue considerado 0.29, la mitad del ángulo (ψ) fue de 68° . La tenacidad a la fractura fue de $28,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $28,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para A1 y O1 y $21,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $25,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para A2 y O2. Se puede ver en la figura 2 que la fractura fue transgranular y se propagó preferencialmente por el carboboruro primario M_7BC_3 , y la dirección de crecimiento de la grieta fue en la dirección paralela a la dirección alargada del M_7C_3 (Mohtasham, 2018). Estas diferencias estarían asociadas con la cantidad y tamaño de M_7BC_3 que son más gruesos y alargados en la muestra O2, ver figura 1.

Referencias

- Buchely, M.F. (2005). The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear* 259, pp. 52–61.
- Hou, Q.Y. (2007). Influence of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based alloy coating obtained by plasma transferred arc process. *Mater Design*; 28(6), pp.1982–1987.
- ISO 28079, (2009). Hardmetals - Palmqvist Toughness Test, International Organization for Standardization, Geneva (Switzerland).
- Mohtasham, B. (2018). Macro-indentation fracture mechanisms in a super-hard hardfacing Fe-based electrode, *Engineering Failure Analysis*, Volume 92, October, pp. 480-494.
- Shetty, D.K. (1985). Indentation fracture of WC-co cermets, *J. Mater. Sci.* 20, pp. 1873–1882.

SOLUBILIZADO Y REVENIDO EN DEPÓSITOS DE SOLDADURA DE ACERO INOXIDABLE SUPERMARTENSÍTICO

SOLUBLIZED AND TEMPERED IN SUPERMARTENSITIC STAINLESS STEEL WELDING

Martínez, Juan Manuel^(1,2)(P), Zappa, Sebastián^(1,3), Svoboda, Hernán^(3,4)

(1) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Provincia de Buenos Aires, Argentina

(2) Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Provincia de Buenos Aires, Argentina

(3) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina

(4) Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina

Dirección de contacto: jmmartinez@inti.gob.ar; (P)

Eje temático: 8. Metalurgia de la soldadura

Resumen

Los aceros inoxidable supermartensíticos son muy utilizados en las industrias del gas y del petróleo gracias a sus propiedades de alta resistencia mecánica, buena tenacidad y resistencia a la corrosión, especialmente en plataformas off-shore. Mediante diferentes tratamientos térmicos post-soldadura (PWHTs) se puede eliminar el contenido de ferrita (que perjudica la tenacidad y la resistencia a la corrosión) y aumentar el contenido de austenita, mejorando la tenacidad y ductilidad. Los parámetros de estos PWHTs son sensibles a la composición química, segregación, velocidad de calentamiento, entre otros aspectos. El objetivo de este trabajo es monitorear las transformaciones de la austenita en la microestructura del metal de soldadura de un acero inoxidable supermartensítico durante diferentes tratamientos térmicos, usando técnicas avanzadas. Para tal fin, a partir del metal de aporte puro de un acero inoxidable supermartensítico se extrajeron muestras que fueron sometidas a tratamientos térmicos de solubilizado, temple y revenido, utilizando un simulador termomecánico Gleeble (GTMS). Durante los ciclos térmicos se monitorearon las transformaciones de la austenita mediante dilatometría y difracción de rayos X de alta energía “in situ”, empleando un haz de luz Sincrotrón (XRD-IS). Las técnicas empleadas permitieron detectar las transformaciones de fase y su cinética, así como determinar las temperaturas críticas de transformación, de forma de optimizar los parámetros de los tratamientos térmicos.

Palabras clave: Austenita Revertida, Sincrotrón; DRX In Situ; Gleeble

Keywords: Reverted Austenite, Synchrotron; DRX In Situ; Gleeble

Los aceros inoxidable supermartensíticos (SMSS) poseen una mayor resistencia mecánica, tenacidad, resistencia a la corrosión y soldabilidad respecto al clásico acero inoxidable martensítico AISI 410/420, introduciéndose, en los últimos años, en las industrias del gas y petróleo, sustituyendo a los aceros inoxidable dúplex en aplicaciones off-shore, por cuestiones económicas. En la soldadura de estos aceros, tratamientos térmicos post-soldadura son usualmente empleados para revenir la martensita, buscando mejorar la tenacidad y ductilidad. Por un lado, tratamientos térmicos de solubilizado a 1000 °C, permiten eliminar el contenido de ferrita delta que podría haber quedado en la microestructura del metal de soldadura. Además, tratamientos térmicos intercríticos revenien la martensita y generan un alto contenido de austenita revertida en la microestructura a temperatura ambiente.

La estabilidad de las partículas de austenita en la microestructura de los SMSS está asociada a cuestiones químicas y estructurales. Es decir, en la estabilidad de austenita no solo influye la segregación de solutos gammágenos, sino también la densidad de dislocaciones. El objetivo de este trabajo es estudiar la transformación de la austenita (retenida y revertida) en la microestructura de un depósito de soldadura de acero inoxidable supermartensítico durante diferentes ciclos térmicos,

asociados a tratamientos térmicos post soldadura, mediante la técnica de difracción de rayos X (XRD) “in situ” de alta energía (Sincrotrón).

Se soldó una probeta de metal de aporte puro según la norma ANSI/AWS A5.22, mediante el proceso de soldadura GMAW, con Ar + 5% He, de acuerdo a lo presentado en la Figura 1.A. El consumible empleado fue un alambre tubular de 1,2 mm del tipo *metal cored*. En la Tabla 1 se muestran los parámetros de soldadura empleados, así como la composición química del metal de aporte puro obtenido, determinada por espectrometría de emisión óptica, a excepción de los contenidos de C, O y N que fueron analizados por técnicas de combustión.

Tabla 1: Parámetros de soldadura y composición química del MAP

Tensión (V)	Corriente (A)	Velocidad (mm/seg)	Calor aportado (kJ/mm)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	C (%)	O (ppm)	N (ppm)	Fe (%)
29	298	5	1,7	12,13	6,27	2,69	0,012	390	50	Bal.

Mediante la técnica de dilatometría se determinaron las temperaturas críticas a diferentes velocidades de calentamiento (1, 10 y 100 °C/segundo). Definida la velocidad de calentamiento y, con la intención de maximizar el contenido de austenita revertida a temperatura ambiente, se seleccionó una temperatura de revenido intercrítico 50 °C por encima de Ac1. Para monitorear la evolución microestructural, la muestra fue irradiada con un haz de luz de alta energía XRD, donde se realizaron adquisiciones (durante 3,15 s, momentos en azul) y Scan (durante 300 s, momentos en rojo) de la Figura 1.B. La misma posee una serie de números indicativos de las diferentes etapas, para estudiar la evolución microestructural que tuvo lugar (1: Scan en condición como soldado a 25 °C; 2: Adquisiciones durante el calentamiento a 1000 °C; 3: Adquisiciones a 1000 °C; 4: Adquisiciones en el enfriamiento a 25 °C; 5: Scan a 25 °C luego del solubilizado; 6: Adquisiciones durante el calentamiento a 665 °C; 7: Scan a 665 °C; 8: Adquisiciones en el enfriamiento a 25 °C; 9: Scan a 25 °C luego del solubilizado y revenido).

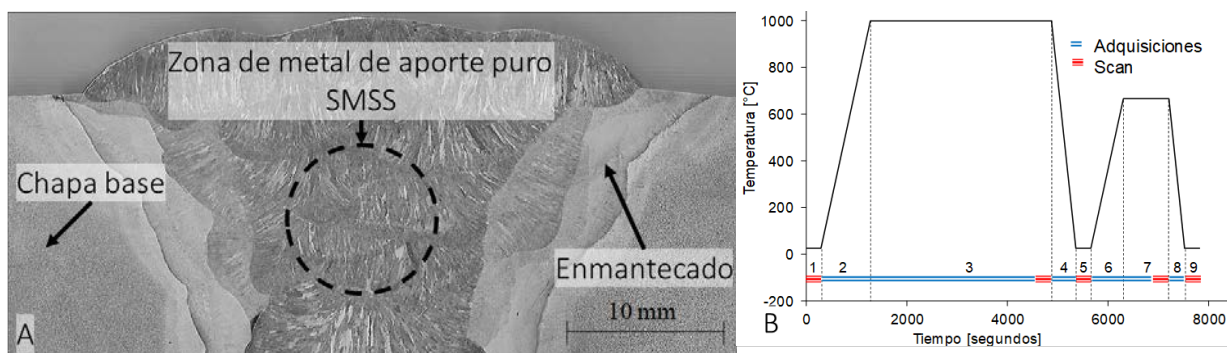


Figura 1.- A: Macrografía de la probeta de metal de aporte puro. B: Ciclo térmico de solubilizado y revenido. Tiempo en Adquisición (azul) y Tiempo en Scans (rojo) de XRD.

En la Figura 2 se muestran las curvas de dilatación en función de la temperatura, para las diferentes velocidades de calentamiento, donde se pueden visualizar las temperaturas críticas. La temperatura de revenido intercrítico definida fue de 665 °C, a fin de maximizar el contenido de austenita revertida en la microestructura a temperatura ambiente. La Figura 3 muestra un espectro de XRD de la etapa 1; de la etapa 8 y de la etapa 9 (Figura 1). Se identifican los picos correspondientes a la austenita (A) y a la martensita (M), para las diferentes etapas (de la 1 a la 9). En condición como soldado, (etapa 1) se puede observar que la microestructura, estuvo constituida por una matriz martensítica con un bajo contenido de austenita retenida, de aproximadamente 3 %. Durante los calentamientos, los picos de A y M se desplazan hacia la izquierda (menores ángulos),

asociado a fenómenos de dilatación. A partir de los 615 °C comienzan a crecer los picos de A y a disminuir los de M, indicando que se ha superado la Ac1. Posterior al solubilizado la microestructura está formada por un 100 % de martensita fresca. Con el revenido intercrítico a 665 °C se alcanza un 6% de austenita, un 36 % de martensita fresca y un 58 % de martensita revenida, condición que aporta una alta tenacidad y ductilidad. En la Figura 1 se muestra el contenido de austenita en etapas isotérmicas.

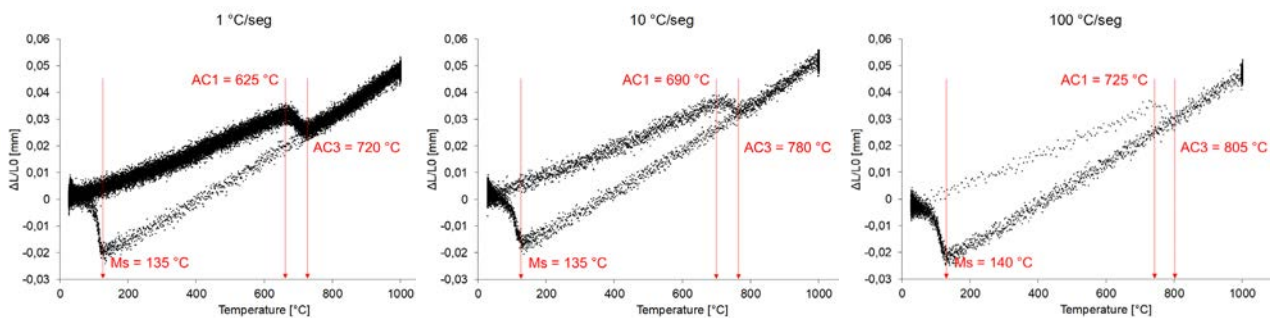


Figura 2: Curvas de dilatometría para diferentes velocidades de calentamiento

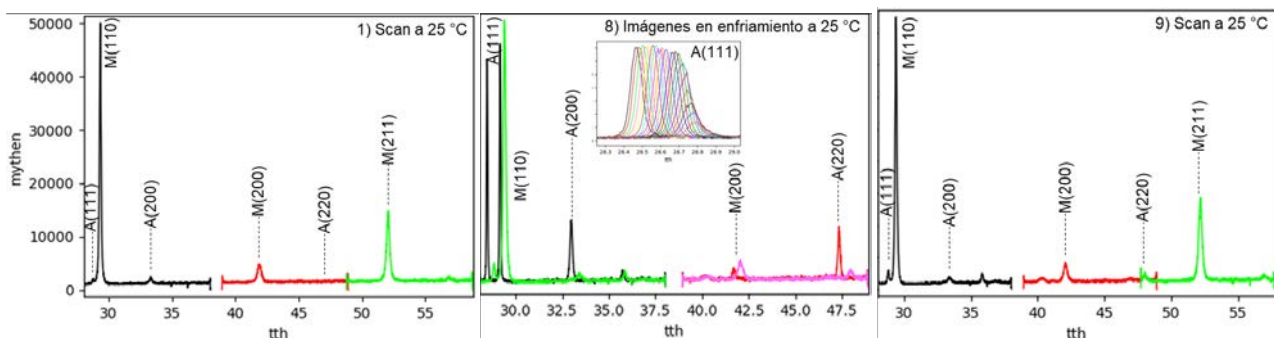


Figura 3: Etapas: 1, 8 y 9. 1: Scan en condición como soldado a 25 °C; 8: Adquisiciones en el enfriamiento a 25 °C; 9: Scan a 25 °C luego del solubilizado y revenido

Teniendo en cuenta los resultados experimentales, se llegó a las siguientes conclusiones:

1) Al aumentar la velocidad de calentamiento (1 a 100 °C/s), las temperaturas críticas de transformación aumentan entre 85 y 100°C. Además, el intervalo de transformación (Ac3-Ac1) se achica levemente, conforme aumenta la velocidad de calentamiento.

2) Luego del tratamiento térmico de solubilizado, a temperatura ambiente, se obtiene una estructura completamente martensítica, pero con una composición química uniforme. Dicha uniformidad química altera las temperaturas críticas de transformación y por ende, el contenido de austenita revertida a temperatura ambiente luego del revenido intercrítico.

Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento a CONARCO ESAB, a Air Liquide, al INTECIN-CONICET, al LNLS (Laboratorio Nacional de Luz Síncrotrón) y a la FI-UNLZ.

Referencias

- [1] Zhang, Y. (2017). Microstructure Evolution and Orientation Relationship of Reverted Austenite in 13Cr Supermartensitic Stainless Steel During the Tempering Process. *Materials*, vol. 12, pp. 1-12.
- [2] Zappa, S. (2017). Effect of Post-weld Heat Treatment on the Mechanical Properties of Supermartensitic Stainless Steel Deposit. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 26, pp. 514-521.

EFFECTO DEL ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL EN LA MICROESTRUCTURA Y LA DUREZA DE ALEACIONES PARA SOLDADURA LIBRES DE PB

EFFECT OF ARTIFICIAL AGING ON THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS ON PB-FREE SOLDER ALLOYS

Carina Morando ⁽¹⁾ (P), Osvaldo Fornaro ⁽¹⁾

(1) Instituto de Física de Materiales Tandil-IFIMAT, Centro de Investigaciones en Física e Ingeniería del Centro de la Provincia de Buenos Aires- CIFICEN-UNCPBA-CICPBA-CONICET. Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Pinto 399, B7000GHG Tandil, Buenos Aires, Argentina
Dirección de contacto: carinamorando@yahoo.com.ar, carinamorando2@gmail.com; (P) Presentador

Eje temático: 8 Metalurgia de la Soldadura.

Resumen

Los cambios microestructurales y de la microdureza, que posee gran influencia sobre la vida de la unión soldada, fueron investigados durante el envejecido isotérmico a 100°C y 180°C desde la condición proveniente de colada hasta 500hs, utilizando para este fin las aleaciones libres de Pb: Sn-3.5%Ag, Sn-0.7%Cu, Sn-3.5%Ag-0.9%Cu de composiciones cercanas a las composiciones eutécticas del sistema Sn-Ag-Cu (aleaciones SAC) y de la aleación eutéctica Sn-37%Pb con propósitos de comparación. La composición nominal está expresada en porcentaje en peso de soluto.

Las microestructuras se evaluaron utilizando microscopía óptica (OM), electrónica de barrido (SEM) y análisis de composición por dispersión de rayos X (EDAX). Los cambios observados en la microdureza se relacionaron con los cambios microestructurales. Para ambas temperaturas de envejecimiento, se observó un disminución de hasta el 20%, en la microdureza, comparado con el valor de la aleación as-cast, alcanzando un valor mínimo a las 48hs del tratamiento térmico. Estos cambios pueden explicarse considerando el coarsening y la recrystalización de las dendritas de Sn presentes en las microestructuras de todos los sistemas estudiados.

Palabras clave: aleaciones libres de Pb base Sn para soldadura, aleaciones eutécticas SnAgCu, cambios microestructurales y de la microdureza, propiedades térmicas.

Keywords: Lead free Sn-based solder alloys, SnAgCu (SAC) eutectic alloys, microstructural and microhardness change, thermal properties.

La introducción de aleaciones para soldadura libres de plomo (ALP) en la industria electrónica, de composiciones cercanas a las eutécticas del sistema SnAgCu (aleaciones SAC), ha planteado muchas preguntas sobre la fiabilidad de las uniones soldadas. En particular, ésta es de interés para diversas aplicaciones en las cuales las uniones soldadas operan a temperaturas elevadas, cercanas a 80°C en la industria automotriz o a 150°C en la aviación. Por este motivo el estudio del envejecimiento a alta temperatura de los materiales de aporte para soldadura puede utilizarse para interpretar la modificación de la microestructura en condiciones de servicio. Estos cambios pueden modificar significativamente las propiedades mecánicas de la soldadura e influir en el comportamiento del material durante la fatiga térmica (Morando et al. 2020). El envejecimiento tanto natural como artificial y su efecto sobre la microestructura y las propiedades mecánicas se están estudiando ampliamente en las ALP (Hsuan et al.2007, Snugovsky et al. 2004, Wei et al. 2009, Seo et al. 2009).

El estudio o conocimiento de la evolución de la microestructura es fundamental con el fin de desarrollar modelos físicos del fenómeno y de esta manera prever los cambios que se producirán con el tiempo y así diseñar normas que permitan mejorar la fiabilidad de las uniones soldadas libres de Pb y predecir la vida útil de las mismas. El tiempo de vida característico debido a la fatiga de las juntas de soldadura depende de la evolución microestructural ya que durante el proceso ocurre recristalización y engrosamiento de la microestructura que afectan la estabilidad y en consecuencia, la fiabilidad y la predicción del tiempo de vida de la unión (Fix et al.2008).

En el presente trabajo se estudiaron los cambios microestructurales y de la microdureza durante el envejecido isotérmico a 100°C y 180°C desde la condición de colada hasta 500hs, utilizando para este fin las aleaciones libres de Pb: Sn-3.5%Ag, Sn-0.7%Cu, Sn-3.5%Ag-0.9%Cu de composiciones cercanas a las composiciones eutécticas del sistema Sn-Ag-Cu (aleaciones SAC) y de la aleación eutéctica Sn-37%Pb con propósitos de comparación. La composición nominal está expresada en porcentaje en peso de soluto.

Materiales y métodos

Las aleaciones estudiadas se prepararon a partir de materiales de pureza 99.99%, en un crisol de SiC colocado en un horno a resistencia eléctrica bajo atmósfera de Ar. La colada se realizó bajo dos condiciones de enfriamiento distintas en moldes de arena refractaria y de Cu. Se cortaron probetas rectangulares de 20mm de largo por 10mm de ancho que se prepararon para análisis metalográfico y test de microdureza mediante pulido mecánico, ataque electrolítico y químico. La microestructura se observó utilizando microscopía óptica (OM), electrónica de barrido (SEM) y análisis de composición por dispersión de rayos X (EDAX). Las observaciones comenzaron una hora después de realizada la colada. El área de observación fue cuidadosamente seleccionada para poder estudiar la evolución microestructural. Luego de tomadas las micrografías las muestras se trataron térmicamente en una mufla a 100 y a 180°C hasta 500hs, extrayendo las probetas en períodos de tiempo intermedios, se templaron en un baño de agua y hielo, se volvieron a pulir y a atacar.

La microdureza se determinó utilizando la técnica Vickers con un Microdurómetro Mitutoyo MVK H11. Los valores presentados, para cada intervalo de tiempo, corresponden al promedio de 15 medidas tomadas en 3 áreas a lo largo de la muestra con una pesa de 50g durante 10seg.

Resultados, discusión y conclusiones

En la TABLA se presentan los valores de Microdureza Vickers obtenidos para las distintas aleaciones correspondientes a las dos condiciones de enfriamiento consideradas.

La Microdureza de las ALP es comparable a la de la aleación eutéctica Sn-Pb, los valores obtenidos para el molde de Cu son mayores a los obtenidos para el molde de arena. Las velocidades de enfriamiento influyen en la microestructura de solidificación y por lo tanto en las propiedades mecánicas, a menor velocidad de enfriamiento (molde de arena) la estructura dendrítica es de mayor tamaño y por lo tanto la microdureza es menor. La microdureza depende de los elementos aleantes, a mayor contenido mayor valor de dureza, así el valor más alto se obtuvo para la aleación eutéctica ternaria Sn-3.5%Ag-0.9%Cu.

En la TABLA 2 se presentan los valores de Microdureza en función del tiempo de envejecido (hs) a 180°C para las aleaciones Sn-3.5%Ag (EB) y Sn-3.5%Ag-0.9%Cu (ET) correspondientes a las dos velocidades de enfriamiento consideradas R (lenta, molde de arena) y C (rápida, molde de Cu). Se obtuvo una disminución de la microdureza alcanzando un mínimo (20% del valor de la aleación as-cast) a las 48hs de tratamiento térmico (TT) a 180°C. Estos resultados son similares a los obtenidos para el TT a 100°C, sugieren que la recristalización y el engrosamiento de las

Aleación	Hv (g/μm ²)	
	Molde Cu	Molde Arena
Sn-37%Pb	16.9	15.24
Sn-3.5%Ag	14.09	12.96
Sn-0.7%Cu	13.1	11.26
Sn-3.5%Ag-0.9%Cu	18.1	17.7

dendritas de Sn y de la fase Ag_3Sn debido al envejecido producen un ablandamiento de las aleaciones. Después de las 48hs de TT se produce un incremento en la microdureza hasta alcanzar valores constantes luego de las 100hs, efecto que estaría relacionado con la dispersión de las partículas Ag_3Sn en los cristales ricos en Sn (Morando et al. 2020).

Tabla 2: Microdureza Vickers en función del tiempo de envejecido.

Probeta	H_v ($g/\mu m^2$)										
	0 hs	24hs	48hs	72hs	96hs	120h s	144h s	192h s	216h s	240h s	408h s
REB	12.9	11.8	11.1	11.5	12.1	12.6	12.6	12.5	12.4	12.6	12.7
CEB	14.1	12.7	11.7	12.3	12.9	13.4	13.3	13.4	13.4	13.3	13.4
RET	17.7	16.3	15.1	15.9	16.2	16.8	16.9	16.8	16.8	16.7	16.8
CET	18.1	17.2	15.8	16.5	17.1	17.6	17.6	17.7	17.7	17.6	17.7

La Figura 1 a) muestra una micrografía óptica de la microestructura de la aleación eutéctica binaria Sn-3.5%Ag en condición de colada. Se observa una estructura compuesta por dendritas de fase primaria Sn (fase clara) rodeada de una estructura eutéctica irregular compuesta por láminas intermetálicas de Ag_3Sn respectivamente (fase oscura) en una matriz de Sn. En las Figuras b y c) se observa un cambio notable en la microestructura de la muestra sometida a envejecimiento isotérmico de $180^\circ C$ luego de 48 y 100hs. Se produce una estructura de grano más grande producto de la recrystalización y el engrosamiento de las dendritas de Sn, se observa una dispersión de partículas intermetálicas de Ag_3Sn en los cristales ricos en Sn los cuales inicialmente no contenían estos precipitados. Mayor detalle puede observarse en la micrografía electrónica de barrido (SEM) d) en la que aparecen marcadas las distintas fases cuyas composiciones se determinaron mediante dispersión de rayos X (EDAX), fase 1: β -Sn, fase 2: Ag_3Sn . Este mismo comportamiento se observó en todas las aleaciones estudiadas (Morando et al. 2020).

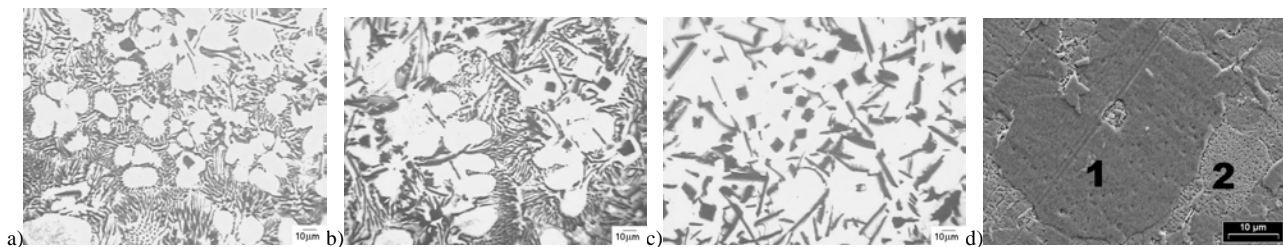


Figura 1: Cambio microestructural de la aleación eutéctica binaria Sn-3.5%Ag, a) as-cast, sometida a tratamiento térmico de envejecimiento a $180^\circ C$ durante b) 48 hs y c) 100 hs y d) micrografía SEM correspondiente a 100hs de envejecido.

Referencias

- Fix A, Nuchter W and Wilde F. 2008. Soldering & Surface Mount Technology, 20, p. 13.
- Hsuan T.Ch. and Lin K.L. 2007. Materials Science and Engineering A, 456, p. 202.
- Morando C, Fornaro O. 2020. Soldering and Surface Mount Technology, 33, p. 57.
- Seo S.K, Kang S.K, Shih D.Y and Lee H.M. 2009. Microelectronics Reliability, 49, p. 288.
- Snugovsky L, Perovic D.D. and Rutter J.W. 2004. Materials Science and Technology, 20, p. 1049.
- Wei Ch, Y. Liu, Z. Gao,R.Xu, K.Yang, 2009. Journal of Alloys and Compounds, 468, p. 154.

INFLUENCIA DE LOS MICRODEFECTOS EN LA RESISTENCIA AL CREEP DEL METAL DE SOLDADURA DEL ACERO P91

INFLUENCE OF MICRODEFECTS ON THE CREEP STRENGTH OF P91 STEEL WELD METAL

Alejandro Staffa ⁽¹⁾, **Gabriel González** ⁽¹⁾ (P), **René Molina** ⁽¹⁾, **Luis Fernandez** ⁽¹⁾, **Lilian Moro** ⁽¹⁾

(1) Universidad Tecnológica Nacional, Bahía Blanca, Buenos Aires, Argentina
Dirección de contacto: astaffa@frbb.utn.edu.ar; (P) Gabriel González

Eje temático: 8

Resumen

La industria petroquímica y las plantas de generación de energía utilizan el acero ASME SA335 Gr P91 por su alta resistencia al creep, bajo coeficiente de dilatación térmica y estabilidad estructural a las radiaciones. Las uniones soldadas se realizan por arco eléctrico. Una alternativa del mismo es el proceso FCAW con alambres tubulares, que para espesores de 28,5 mm incluye en su procedimiento precalentamiento, calentamiento entre pasadas y un tratamiento térmico post soldadura (TTPS) de manera de lograr microestructuras bainíticas y/o martensíticas con precipitados de carburos y nitruros estables preferentemente en borde de grano que le otorguen al material buena resistencia al Creep. Finalmente, para el control de calidad de la unión soldada se utilizan ensayos no destructivos volumétricos.

A pesar del riguroso cumplimiento de los parámetros del proceso, de su tratamiento térmico y de superar los controles de calidad, la unión soldada presenta una significativa dispersión en el comportamiento al creep.

En el presente trabajo, mediante ensayos de creep a 600 °C y 160 MPa, estudia el comportamiento del metal de soldadura con TTPS y sin el mismo, y su relación con los micro-defectos aportados por el proceso en cuestión, no presentes en el metal base. Estos micro-defectos se distinguen en la caracterización de la fractura por SEM, poseen un tamaño que no resultan detectables por END volumétricos, y su presencia en el material, modifica la resistencia al creep del acero.

Palabras clave: P91, FCAW, TTPS, micro-defectos, creep.

Keywords: P91, FCAW, PWHT, micro-defects, creep.

Los aceros ferríticos – martensíticos P91 y sus uniones, son ampliamente utilizados para servicios de altas temperaturas porque presentan buena resistencia al creep y a la oxidación (Abe, 2008).

Las uniones requieren realizar operaciones de soldadura, que provocan transformaciones de la microestructura y cambios en la resistencia mecánica, los cuales pueden dar origen a averías catastróficas (Fujita, 1992).

En este trabajo se estudió el metal de soldadura del acero ASME SA335 Gr P91, con tratamiento térmico post soldadura (TTPS) y sin él, evaluando las propiedades mecánicas al creep y su relación con los microdefectos presentes en el mismo. Las probetas utilizadas para los ensayos fueron cilíndricas con una zona calibrada de 4 mm de diámetro y 20 mm de longitud, extraídas longitudinalmente de la unión soldada de un tubo de 350 milímetros de diámetro y 28,5 mm de espesor, donde todo el volumen calibrado es metal de soldadura.

Se ha estudiado la unión soldada realizada por arco eléctrico de 25 V y 155 A, con protección gaseosa Ar/CO₂, sobre junta en V, con 18 cordones depositados a una velocidad de 2,6 mm/s, en 5 capas sobre metal base en su condición de suministro, normalizado 10 min a 1050 °C y revenido 45

min a 785 °C. La composición química del material, según la certificación del fabricante, se muestra en la tabla 1.

Tabla 1: Composición química del metal base

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Co	Nb	Ti	V
0,107	0,44	0,32	0,030	0,009	9,26	0,173	0,036	0,86	0,004	0,027	0,088	0,002	0,021

Para realizar la junta soldada se ha utilizado el proceso FCAW y como material de aporte un alambre AWS A5.29:2010 E91T1-B9M (tradicional TuMo). El mismo está enriquecido con Niobio y Vanadio. Se realizó un cordón de soldadura circunferencial de pasadas múltiples, a una temperatura de 260°C tanto para el precalentamiento como para cada pasada. Con este valor de temperatura se mantienen constantes las condiciones de soldadura. El tratamiento térmico post soldadura (TTPS) se realiza manteniendo la temperatura a 760 °C durante 4 hs., con una rampa de ascenso y descenso de 120°C/h (Ramini, 2014); se estudiaron muestras con y sin TTPS.

Los ensayos de creep se realizaron según la Norma ASTM E 139, empleando equipo de fabricación propia a 160 MPa y 600°C. La caracterización de la fractura se ha llevado a cabo con Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) empleando un microscopio por emisión de campo marca Zeiss Supra 40.

ENSAYOS DE CREEP: En la figura 1 se observa una mayor duración del material de soldadura sin tratamiento térmico, donde los ensayos de creep duraron en promedio 2264 horas mientras que en el material de soldadura con TTPS las probetas se han fracturado en 964 hs. Se realizaron tres ensayos de creep para cada condición, c/TTPS y s/TTPS, todas las roturas tuvieron lugar en el metal de soldadura, dado que este ocupó toda la longitud calibrada de las probetas. Así mismo la velocidad mínima de creep es de 0.00221 %/h en el material de soldadura sin tratar y 0.00386 %/h en el material tratado.

A partir del estudio de la zona de fractura se observa que la misma presenta forma de copa y cono, característica de los materiales dúctiles.

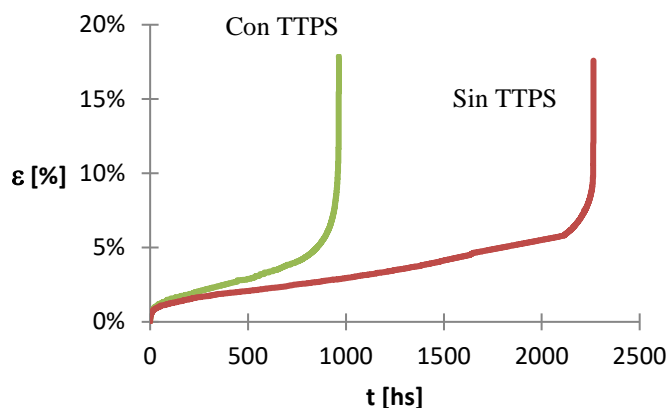


Figura 1: Gráfica de la deformación específica % por creep en función del tiempo para el material con y sin TTPS.

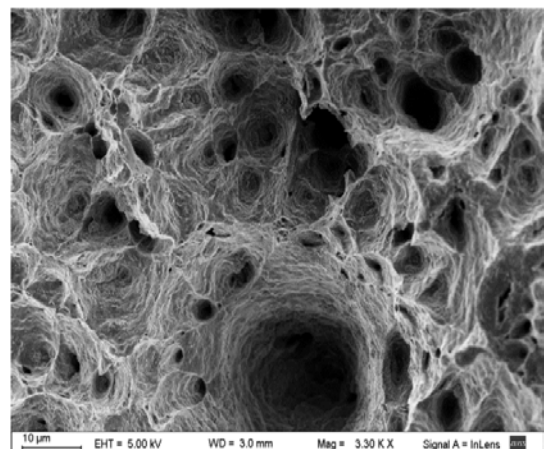


Figura 2: Fractografía electrónica de la cara de rotura en la ZAC de la unión soldada.

ENSAYOS CARACTERIZACION DE LA FRACTURA: Con posterioridad a los ensayos de creep, se realizaron estudios de microscopía electrónica sobre la superficie de fractura para caracterizar la misma. Se realizó un estudio comparando fracturas del material de soldadura (objeto de estudio) y fracturas producidas en la zona afectada por el calor ZAC del material sin TTPS, tomadas como referencia.

Se puede observar en la figura 3 inclusiones en el metal de soldadura, inexistentes en el metal base, figura 2, donde se observan los micro-huecos libres de inclusiones. La figura 4 presenta el microanálisis de una inclusión presente en la figura 3. Los elementos encontrados coinciden con componentes del material de aporte (Si, Ca), por lo tanto, confirma que los micro-defectos observados en el metal de soldadura son aportados por el proceso de soldadura. Estos defectos tienen un tamaño que no permiten ser detectados con ensayos no destructivos volumétricos Rayos X o ultrasonido.

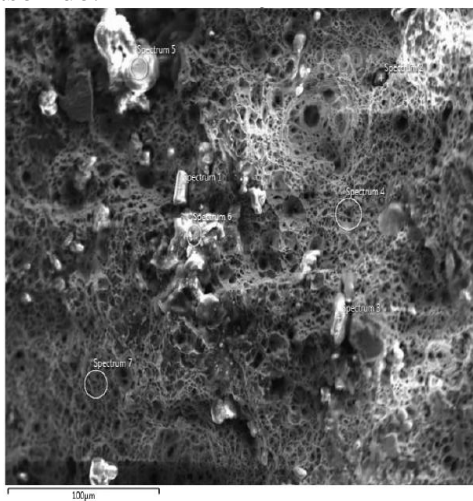


Figura 3: Material de soldadura con TTPS
1000 X

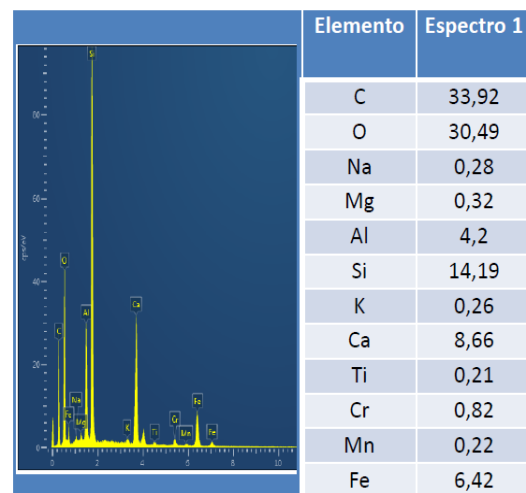


Figura 4: Análisis EDS, espectro de una
inclusión presente en la figura 3.

La densidad de defectos y su tamaño, superior a los micro-huecos de las fracturas dúctiles, son los causales del aumento de la velocidad mínima de creep y por lo tanto, de la reducción de la vida del metal de soldadura al creep. Debe tenerse en cuenta para interpretar lo antedicho, que el acero P91 finaliza el período secundario de creep con un 5 % de deformación, por lo tanto, a mayor velocidad de deformación, antes iniciará el período terciario y posterior rotura.

La alta densidad de inclusiones disminuyen el área efectiva que debe resistir el esfuerzo, agravado porque cada inclusión tiene asociada a su alrededor micro-fisuras que concentran tensiones.

Los defectos predominaron frente a los efectos beneficiosos de TTPS es decir, los microdefectos que aporta el proceso de soldadura disminuyen la resistencia al creep del metal de soldadura, mucho más que el aumento de resistencia que le produce el TTPS. Cabe aclarar que las inclusiones, no se ven afectadas por los tratamientos térmicos.

Referencias

- Abe, F., Kern, T.U and Viswanathan, R. (2008), “Creep resistant steels”, Woodhead Publishing and Maney Publishing, p 478.
- Ramini, R. Surian, Castillo, M., Zalazar, M. (2014) Caracterización de soldaduras circunferenciales de aceros avanzados 9 Cr. Soldag. Insp. Sao Pablo. Vol 19, N° 01 p 010 - 018.
- Fujita, T., (1992), “Current progress in advanced high Cr ferritic steels for high-temperature applications”. ISIJ International, Vol. 32, p. 175-181.

INFLUENCIA DE LA ZONA INTERCRÍTICA EN LA RESISTENCIA AL CREEP DE LA UNIÓN SOLDADA DEL ACERO P91

INFLUENCE OF THE INTER-CRITICAL ZONE ON THE CREEP STRENGTH OF THE WELD JOINT OF P91 STEEL

Alejandro Staffa ⁽¹⁾ (P), Luis Fernandez ⁽¹⁾, Gerardo Pender ⁽¹⁾, Mónica Zalazar ⁽²⁾

(1) Universidad Tecnológica Nacional, Bahía Blanca, Buenos Aires, Argentina

(2) Universidad Nacional del Comahue, Facultad de Ingeniería, Neuquén, Argentina

Dirección de contacto: astaffa@frbb.utn.edu.ar; (P) Luis Fernandez

Eje temático: 8

Resumen

Con el objetivo de evaluar el comportamiento al creep de uniones soldadas de acero ASME SA335 Gr P91, se realizaron ensayos de creep a 600 °C y 160 MPa en su condición previa y posterior al tratamiento térmico post soldadura – TTPS, seguido del estudio de las propiedades mecánicas y su relación con las micro-estructuras. Los estudios metalográficos y los perfiles de micro-dureza, permiten identificar zonas de debilidad estructural y la influencia del TTPS. En los ensayos de mayor duración, se observaron microestructuras bainíticas y/o martensíticas con precipitados de carburos y nitruros estables preferentemente en borde de grano que le otorgaron al material buena resistencia al Creep. Contrariamente, en los ensayos de menor duración, se observó que la ocurrencia de falla es en la zona afectada por el calor - ZAC.

La importancia tecnológica del tema está centrada en mejorar la confiabilidad de estos materiales y sus uniones soldadas ya que en la industria petroquímica y las plantas de generación de energía utilizan el acero P91 por su alta resistencia al creep, bajo coeficiente de dilatación térmica y estabilidad estructural a las radiaciones.

El estudio se realiza sobre uniones soldadas realizadas por arco eléctrico, proceso FCAW con alambres tubulares, sobre cañería de 28,5 mm de espesor. La unión soldada presenta una significativa dispersión en el comportamiento al creep, donde la región intercrítica de la ZAC presenta los valores más bajos de duración en hs.

Palabras clave: P91, FCAW, TTPS, ZAC, creep.

Keywords: P91, FCAW, PWHT, HAZ, creep.

Los aceros ferríticos – martensíticos con 9% de Cr, tipo P9 o P91, son ampliamente utilizados a altas temperaturas durante el servicio porque presentan buena resistencia al creep, alta tenacidad y resistencia a la oxidación. En las últimas décadas se ha logrado mejorar las propiedades del P9 modificándolo con el agregado de aleantes (en el P91 se agrega Nb, V, N) (Abe, 2008).

Teniendo en cuenta la conservación de sus propiedades mecánicas en las condiciones de servicio, se los utiliza para la fabricación o reparación de componentes de centrales térmicas, industria petroquímica y en plantas de generación de energía. En estos procesos generalmente se requiere realizar operaciones de soldadura, que provocan transformaciones de la microestructura y cambios en la resistencia mecánica, los cuales pueden dar origen a averías catastróficas (Fujita, 1992).

En este trabajo se pretende estudiar el comportamiento al creep del acero P91 soldado, con tratamiento térmico post soldadura (TTPS) y sin él, evaluando los cambios de la microestructura y las variaciones de microdureza.

Se ha estudiado la unión soldada realizada en acero ASTM A335 Gr P91 aleado con Cr y Mo; en su condición de suministro, normalizado 10 min a 1050 °C y revenido 45 min a 785 °C. La composición química del material, según la certificación del fabricante, se muestra en la tabla 1.

Tabla 1: Composición química del metal base

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Co	Nb	Ti	V
0,107	0,44	0,32	0,030	0,009	9,26	0,173	0,036	0,86	0,004	0,027	0,088	0,002	0,021

Para realizar la junta soldada se ha utilizado el proceso FCAW y como material de aporte un alambre AWS A5.29:2010 E91T1-B9M (tradicional TuMo). El mismo está enriquecido con Niobio y Vanadio. Se realizó un cordón de soldadura circunferencial de pasadas múltiples, a una temperatura de 260°C tanto para el precalentamiento como para cada pasada. Con este valor de temperatura se mantienen constantes las condiciones de soldadura. El TTPS se realiza manteniendo la temperatura a 760 °C durante 4 hs, con una rampa de ascenso y descenso de 120°C/h.

Los ensayos de creep se realizaron según la Norma ASTM E 139, empleando equipo de fabricación propia a 160 MPa y 600°C. La microdureza con carga de 100 gramos, utilizando Microdurómetro Vickers, marca Future Tech FM 300 de acuerdo a Norma IRAM-IAS U 500-110. El análisis metalográfico ha sido llevado a cabo con Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) empleando un microscopio electrónico de barrido por emisión de campo Zeiss Supra 40.

ENSAYOS DE TERMOFLUENCIA (CREEP): De acuerdo con la figura 1 se observa una mayor resistencia del material tratado térmicamente, donde los ensayos duran aproximadamente 220 horas mientras que en el material sin TTPS la probeta se ha fracturado en la mitad del tiempo anterior; así mismo la velocidad de la etapa estacionaria cambia de 0.04 %/h en el material sin tratar a 0.007 %/h en el material tratado.

A partir del estudio de la zona de fractura se observa que la misma presenta forma de copa y cono, característica de los materiales dúctiles.

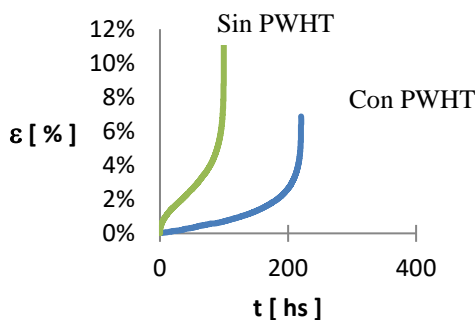


Figura 1: Gráfica de la deformación específica % por creep en función del tiempo para el material con y sin TTPS.

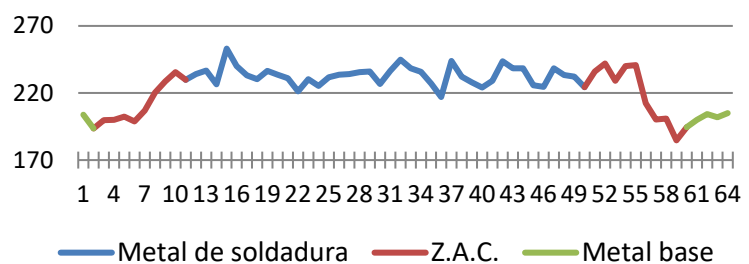


Figura 2: Barrido de microdurezas Vickers de la unión soldada del material con PWHT.

ENSAYOS DE MICRODUREZA: En la figura 2 se muestra el resultado de la dureza Vickers, sobre la probeta con TTPS que ilustra los resultados de las tres regiones, se han obtenido durezas de 201 HV en el metal base y de 233 HV en la zona ZAC y el material de soldadura; estas últimas zonas son las de mayor valor. Se verifica la existencia de la zona intercrítica, la cual ha presentado un valor de 190 HV inferior al material base (Ramini, 2014).

ENSAYOS METALOGRAFICOS: En todos los casos la matriz es una martensita de revenido, con mayor densidad de carburos en la muestra con tratamiento térmico post soldadura (figura 3) que en el material sin tratar (figura 4), esto contribuye a incrementar la resistencia al creep (Thomas, 2007). No se observa presencia de ferrita delta. En todos los materiales luego de los ensayos de creep se evidencian la presencia de cavidades de creep y microfisuras intergranulares.

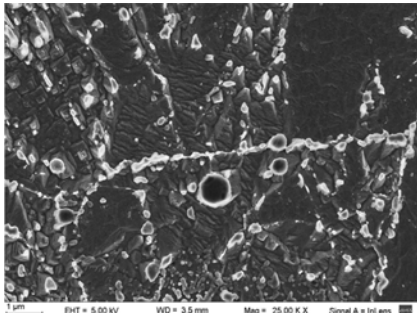


Figura 3: Material con TTPS 25000 X

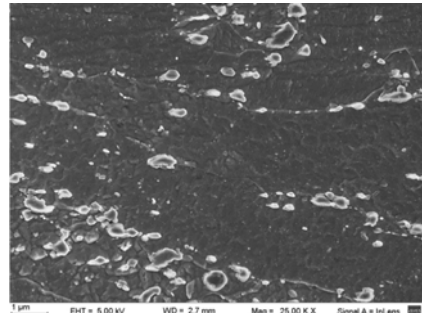


Figura 4: Material sin TTPS 25000 X

- La realización del TTPS incrementa notoriamente la resistencia al creep.
- La fractura es del tipo dúctil con forma de copa y cono, en la región intercrítica, donde se verifica menor dureza, una microestructura compleja y menor número de precipitados.
- No se verifica por microscopía óptica y electrónica (SEM) la existencia de ferrita delta. Sin embargo, dado que es propicia su aparición en la región intercrítica y si está en baja proporción puede ubicarse entre las placas martensíticas no puede negarse su existencia.
- El empleo de TTPS incrementa la resistencia al creep, la evaluación de los parámetros de soldadura para disminuir la existencia de la región crítica sería el paso lógico para mejorar aún más la performance de estos materiales.

Referencias

- Abe, F., Kern, T.U and Viswanathan, R. (2008), “Creep resistant steels”, Woodhead Publishing and Maney Publishing, p 478.
- Fujita, T., (1992), “Current progress in advanced high Cr ferritic steels for high-temperature applications”. ISIJ International, Vol. 32, p. 175-181.
- Ramini, R. Surian, Castillo, M., Zalazar, M. (2014) Caracterización de soldaduras circunferenciales de aceros avanzados 9 Cr. Soldag. Insp. Sao Pablo. Vol 19, N° 01 p 010 - 018.
- Thomas, V., Saroja, P., Hariharan, P., Rajadural. A., y Vijayalakshmi, M. (2007), “Identification of microstructural zones and thermal cycles in weldment of modified 9Cr-1Mo steel”, J. Mater. Scie. 42: p.5700 – 5713.

EFEECTO DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA RSW EN JUNTAS DISÍMILES DE ACERO DP1000 Y ALEACIÓN DE ALUMINIO AA6063**EFFECT OF RSW WELDING PROCEDURE ON DISSIMILAR JOINTS OF DP 1000 STEEL AND AA6063 ALUMINIUM ALLOY****Victor E. Troffe⁽¹⁾, Carlos F. Consigli⁽¹⁾, César D. Marconi⁽¹⁾(P), Hernán G. Svoboda^(1,2,3)**

(1) DEYTEMA-Centro de Desarrollo y Tecnología de Materiales, Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional, Provincia de Buenos Aires, Argentina.

(2) GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

(3) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

Dirección de contacto: cmarconi@frsn.utn.edu.ar

Eje temático: 2 Soldadura de nuevos materiales - 8 Metalurgia de la soldadura.

Resumen

Con el advenimiento de las estructuras multimateriales en la carrocería de los automóviles, la demanda de uniones soldadas entre materiales disímiles ha aumentado notablemente en la industria automotriz. Las uniones Aluminio-Acero presentan baja soldabilidad debido a sus diferentes propiedades físicas. Además, la formación de una capa de compuestos intermetálicos Fe_xAl_y (IMC) frágil en la interfaz puede afectar la resistencia de la unión, dependiendo del espesor y tipo. El proceso de Soldadura de Punto por Resistencia (RSW) es altamente aplicado en la industria automotriz. El control de los parámetros de soldadura RSW, como ser el tiempo, la corriente de soldadura, la presión entre electrodos y la cantidad de pulsos, son algunos de los aspectos principales a definir para el desarrollo de procedimientos de soldadura robustos, aplicables a la producción de soldaduras RSW disimilares aluminio-acero. El objetivo del presente trabajo es analizar la influencia del doble pulsado sobre la microestructura y propiedades mecánicas de soldadura RSW en uniones disímiles de acero dual phase de 1000 MPa de resistencia a la tracción (DP1000) con aleación de aluminio AA6063. Se soldaron uniones con uno y dos pulsos de corriente, y con 30 a 50 ciclos de soldadura, manteniendo el resto de los parámetros constantes. Los puntos obtenidos fueron caracterizados macroestructural y mecánicamente. Se obtuvieron uniones con buenas propiedades mecánicas, observándose que las mismas aumentan para el pulsado doble y el mayor tiempo de soldadura. La mejor configuración resultó la de 30 ciclos con doble pulsado, con un buen balance entre elevada carga de rotura y buena operatividad.

Palabras clave: RSW, uniones disimilares Al-Acero, microestructura, propiedades mecánicas.

Keywords: RSW, Al-Steel dissimilar joints, microstructure, mechanical properties.

La industria automotriz se ha orientado al desarrollo de vehículos con mayores niveles de seguridad, menores consumos de combustible y métodos de producción rentables. Además, existe la necesidad real de reducir los niveles de emisión de CO_2 . En el último tiempo se han introducido nuevos materiales en la construcción de automóviles a fin de disminuir su peso y consecuentemente el consumo de combustible y el nivel de emisiones. Entre ellos se encuentran los Aceros Dual Phase (DP), constituidos por una matriz ferrítica con islas de martensita y las aleaciones de Al. Con el advenimiento de las estructuras multimateriales en la carrocería de los automóviles, la demanda de uniones soldadas entre materiales disímiles ha aumentado notablemente en la industria automotriz. Sin embargo, la unión de materiales diferentes no es trivial, presentando en general dificultades adicionales. Las uniones Aluminio-Acero presentan baja soldabilidad debido a sus diferentes propiedades físicas. Además, la formación de una capa de compuestos intermetálicos Fe_xAl_y (IMC)

frágil en la interfaz puede afectar la resistencia de la unión, dependiendo del espesor y tipo (Pouranvari, 2017). Para la soldadura de estos materiales se debe tener especial control sobre los parámetros del proceso que afecten la generación de defectos y el aporte térmico, ya que éstos definirán las propiedades mecánicas resultantes (Chen et al., 2018). La soldadura de punto por resistencia (RSW) es el principal proceso de soldadura de chapa metálica en la fabricación de automóviles. Sin embargo, la soldadura de estos materiales presenta mayores desafíos, ya que los parámetros empleados para RSW en uniones convencionales de aceros, no son aplicables para combinaciones de materiales disímiles. En este sentido, la optimización de los procedimientos de soldadura presenta una especial relevancia.

El objetivo del presente trabajo es analizar la influencia del tiempo de soldadura y del doble pulsado sobre la macroestructura y propiedades mecánicas de soldadura RSW en uniones disímiles de acero DP1000 con una aleación de aluminio AA6063. Asimismo, se busca profundizar en la comprensión de la relación entre parámetros de soldadura, microestructura/defectos y propiedades mecánicas para este tipo de materiales.

Con una máquina RSW Rolasol 30kVA de pedestal, empleando electrodos de Cu-Zr refrigerados, se soldaron probetas de acero DP1000 y aluminio AA6063, de 1,2 mm y 2 mm de espesor respectivamente. Se definió la forma y el tamaño de la cara activa de los electrodos (Figura 1a) de manera tal de beneficiar el aspecto superficial de los puntos minimizando las proyecciones y el pegado de los mismos. Se analizaron 4 condiciones de soldadura, empleando una corriente de soldadura de 12 kA y tiempos de soldadura de 30, 40 y 50 ciclos, con 1 y 2 pulsos de corriente, respectivamente. Los demás parámetros se mantuvieron constantes: tiempo de presoldadura (50 ciclos), tiempo de postsoldadura (30 ciclos), fuerza entre los electrodos (3 kN) y 6 L/min de caudal de agua de refrigeración. Sobre el corte transversal de los puntos soldados en la sección central, se realizó la caracterización macroestructural mediante microscopía óptica. En la Figura 1b se muestra un esquema del corte transversal de la junta soldada con las distintas zonas analizadas tanto en el aluminio como en el acero. Se realizaron ensayos de arrancamiento del tipo shear-test (Figura 1c) y fueron analizados los modos y las superficies de fractura.

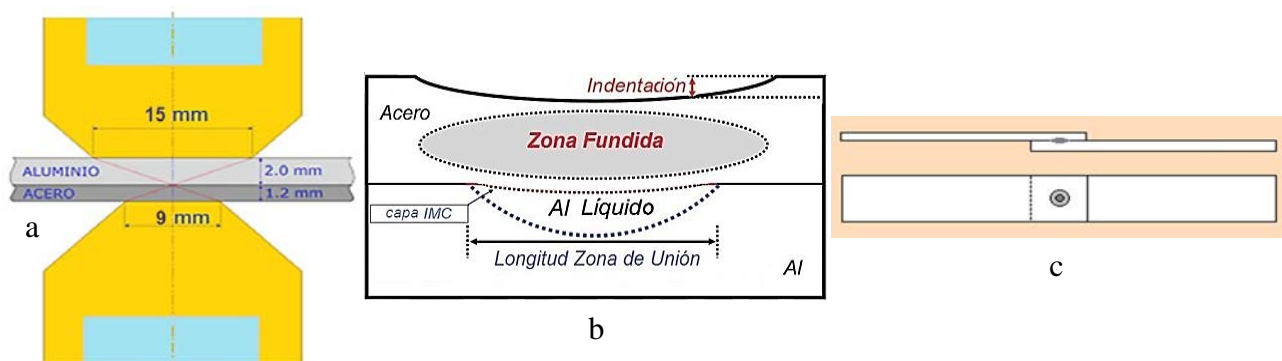


Figura 1: a) Forma y tamaño de la cara activa de los electrodos; b) Esquema de las distintas zonas de un punto soldado de acero-aluminio; c) Esquema de probetas para ensayo de shear-test

En la Figura 2 se muestran las macroestructuras obtenidas de los puntos soldados con 1 y 2 pulsos de corriente. En la Tabla 1 se muestran los resultados de la carga de rotura del ensayo de shear-test para las distintas condiciones analizadas, así como también la longitud de aluminio fundido en la interfaz y el modo de fractura observado.

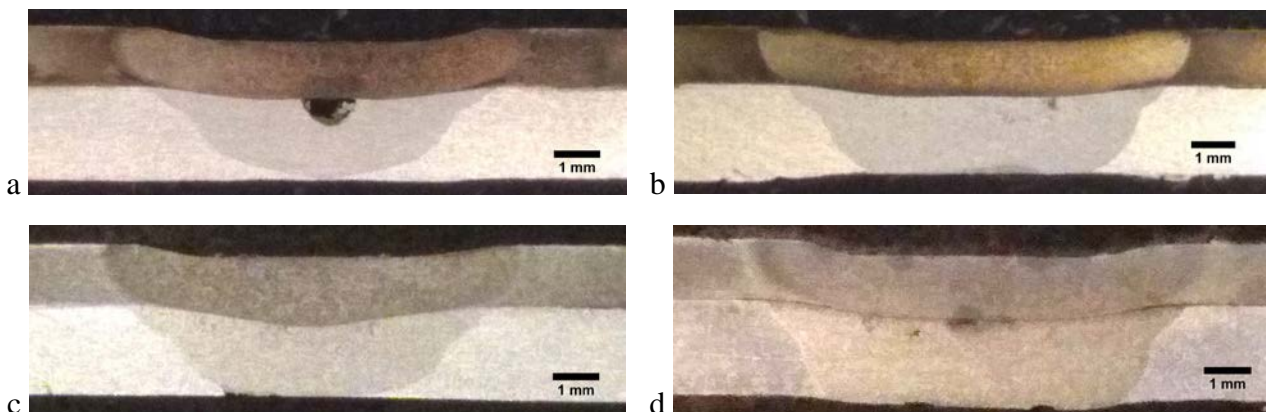


Figura 2: Macrográficas de los puntos soldados con 12 kA: a) 30 ciclos 1 pulsado; b) 50 ciclos 1 pulsado; c) 30 ciclos 2 pulsados y d) 40 ciclos 2 pulsados

Tabla 1: Carga de rotura del ensayo de shear-test

Probeta	Carga de rotura (N)		Long. ZF Al int. (mm)	Modo de fractura
30c-1p - A	4100	4134	7,7	Interfacial
30c-1p - B	4169			Interfacial
50c-1p - A	4422	4578	8,3	Interfacial
50c-1p - B	4735			Interfacial
30c-2p - A	4412	4742	8,2	Interfacial
30c-2p - B	5072			Pull-out
40c-2p - A	4832	4912	8,9	Interfacial
40c-2p - B	4992			Interfacial

Para el caso de 30c-1p se observó la presencia de porosidad en la interfaz, lo que podría asociarse al bajo tiempo disponible para la evolución de los gases generados. Asimismo, para ese caso la carga de rotura fue la menor, lo cual estaría relacionado, además de la presencia de defectos, a una menor longitud de la unión en la interfaz DP-Al. Para los casos 30c-2p y 50c-1p se obtuvieron mayores cargas de rotura, en relación con las mayores longitudes de unión. Finalmente, para la condición 40c-2p se obtuvieron las mayores cargas de rotura, consistente con la mayor longitud de unión. Sin embargo, esta elevada superficie de Al fundido produjo defectos operativos como adherencia al electrodo y mayor nivel de expulsiones. El efecto del segundo pulso permite aumentar la longitud de unión, con menor aporte de calor en cada ciclo, disminuyendo la degradación microestructural, lo que permitiría aumentar la carga de rotura. En este sentido, la combinación de un tiempo de soldadura no muy elevado con un doble pulsado permite optimizar las propiedades mecánicas del punto. El aumento del tiempo de soldadura, así como el segundo ciclo produjo un aumento en el espesor de la capa de compuesto en la interfaz. Se considera que la condición más favorable fue la 30c-2p.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la empresa SSAB por la donación del acero DP1000, así como a la Fundación Hnos. Rocca por la donación del equipo de soldadura.

Referencias

- Chen, N. (2018). *Microstructural and mechanical evolution of Al/steel interface with Fe₂Al₅ growth in resistance spot welding of aluminum to steel*. Journal of Manufacturing Processes, 34.
- Pouranvari, M. (2017). *Critical assessment: dissimilar resistance spot welding of aluminium/steel: challenges and opportunities*. Materials Science and Technology, 33.

**APLICACIÓN DEL PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO SUMERGIDO EN
RECUPERACIÓN DE CIGÜEÑALES****APPLICATION OF SUBMERGED ARC WELDING PROCESS IN CRANKSHAFT
RESTORATION****Zalazar Mónica ⁽¹⁾, (P), Arcangelo Esteban ⁽¹⁾, Gilabert Marcos ⁽²⁾**

(1) Universidad Nacional del Comahue, Facultad de Ingeniería, Departamento de Mecánica Aplicada, Neuquén Capital,
Argentina

(2) Zanellato e hijos SA, Cipolletti, Rio Negro, Argentina

Dirección de contacto: monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar (P); esteban.arcangelo@gmail.com

Eje temático: 8 Metalurgia de la soldadura

Resumen

Los cigüeñales pertenecen a motores de combustión interna de equipamiento pesado como camiones, máquinas móviles o estacionarias que suelen mantenerse en servicio constante. En servicio pueden sufrir daños o desgastes los muñones y se requiere de la recuperación de los mismos mediante soldadura. El objetivo de este trabajo es presentar los resultados obtenidos en la interacción Empresa – Universidad que permitieron poner en funcionamiento en la región del Comahue un equipo de soldadura por arco sumergido que se utilizará para recuperar los espesores de los muñones de cigüeñales de gran tamaño. Para la puesta a punto del equipo, se realizaron soldaduras circunferenciales sobre diferentes sustratos de acero utilizando distintos metales de aporte, fundentes y calor aportado. La combinación óptima de parámetros se determinó en función de la microestructura y la dureza resultante en el metal depositado. Con los resultados preliminares, se simuló experimentalmente un proceso de recuperación real de tres pasadas de soldadura sobre una sección de acero AISI 4120 de 185 mm de diámetro utilizando un metal de aporte ER410Ni-Mo en la primera pasada y ER420 en las restantes. En todas las pasadas se empleó el fundente LINCOLN 802 Neutro. Se seleccionó un precalentamiento de 50°C y una temperatura entre pasadas de 100°C. La inspección de la soldadura se realizó mediante ensayos no destructivos superficiales de líquidos penetrantes, macrografías, micrografías y medición de dureza transversal al depósito de soldadura. Los resultados muestran una capa depositada libre de fisuras luego del proceso de rectificado con una microestructura de martensita y una dureza final de 52HRC compatible con los requerimientos del servicio al que será sometido.

Palabras clave: Cigüeñales, soldadura por arco sumergido, recuperación.

Keywords: Crankshaft, submerged arc welding, recovery.

Dentro de un motor, el cigüeñal es la manivela del mecanismo biela-manivela que permite transformar el movimiento lineal alternativo de los pistones en un par motor útil. Dada la naturaleza del movimiento, el mismo se ve solicitado por momentos flectores alternativos en función de la posición del sistema. En la interface con la biela, se tiene movimiento relativo entre componentes, es de especial interés mantener una vinculación que permita reducir al mínimo las pérdidas por fricción y asegurar la longevidad de la misma. En este caso se emplean cojinetes de contacto plano que a partir del fenómeno hidrodinámico mantiene a las piezas fuera de contacto, y penalizado solo en las pérdidas por fricción fluida con el aceite. Ante una sobrecarga dinámica, o una baja en la presión de aceite, la película de aceite se ve interrumpida, originando daños superficiales o sub-superficiales en los componentes que, en casos extremos, se traducen en una falla por fatiga.

Para la restauración del sistema, se deben cambiar los cojinetes y mecanizar la superficie del muñón del cigüeñal, asegurando la tolerancia requerida entre las piezas. Cuando el muñón presenta una fisura superficial, se mecaniza su diámetro hasta eliminarlo, y el espesor removido debe ser recuperado para cumplir con la especificación original.

El objetivo de este trabajo es desarrollar un procedimiento de soldadura utilizando un equipo recientemente adquirido por una empresa zonal mediante el proceso por arco sumergido (SAW), que cumpla con los requisitos de dureza superficial y resistencia superficial adecuada al servicio final. Para ello se utilizó un equipo de soldadura por arco sumergido del tipo mecanizado, que permite montar cigüeñales de gran tamaño y electrodos de hasta 1,2mm de diámetro. Para la simulación de las piezas a recuperar se utilizaron redondos macizos de 185mm de diámetro utilizando en una primera etapa diferentes composiciones químicas de metal base y diferentes metales de aporte. Se presentan los resultados finales obtenidos sobre un metal base de acero AISI 4120, y metales de aporte del tipo inoxidable martensítico que aseguren la dureza final requerida para el recubrimiento. En este caso la primera pasada se realizó con AWS A5.9 ER410NiMo y las siguientes con AWS A5.9 ER420, ambos en combinación con flux neutro perteneciente a la marca Lincoln Electric. La Tabla 1 muestra la composición del metal base y del metal de soldadura obtenido sobre la probeta final rectificada. Esta combinación genera depósitos moderadamente duros, todavía mecanizables y con buena resistencia a la fatiga térmica y a la corrosión. La microestructura martensítica del depósito provee una buena resistencia a la abrasión bajo condiciones de corrosión severa y de alto impacto.

Luego de ensayos previos en los cuales se determina la condición óptima de rotación del material a soldar y avance de la torcha, se establecieron los parámetros de soldadura indicados en la Tabla 1, los cuales generan cordones de soldadura con un solapado y terminación visual correcta. Posterior a la soldadura se cubre la pieza con una manta térmica que permite un enfriamiento lento.

Tabla 1: Composición química del metal base y del metal de soldadura.

Material	C%	Si%	Mn%	Cr%	Mo%	Ni%
Metal Base	0,242	0,211	0,654	0,947	0,159	<0,01
Metal de soldadura	0,257	0,557	0,546	10,4	0,102	0,923

Tabla 2: Parámetros de soldadura empleados

Temp. Pre calentamiento	Temp. entre pasadas	Tensión	Corriente	Velocidad de avance
50 °C	100 °C	31 V	180 A	20 mm/s

Los ensayos posteriores a la soldadura fueron los requeridos por la Sección IX del Código ASME BPVC, junto con la caracterización microestructural del depósito de soldadura. Primero se realizó un ensayo no destructivo de líquidos penetrantes tipo II A según los lineamientos del Artículo VI de la Sección V del código ASME BPVC (ensayo coloreado lavable con agua) para controlar la presencia de fisuras superficiales y subsuperficiales, posteriormente se obtienen probetas para la caracterización macro y microscópica del depósito obtenido y para la realización de un barrido de microdureza utilizando microdurómetro digital marca FUTURE TECH modelo FM 700 utilizando 1000gr de carga.

La Figura 1 muestra la macrografía obtenida. En tres capas de soldadura se obtuvo un espesor depositado de 4,5mm con un recargue útil de 4mm luego del rectificado. No se observaron fisuras en ninguna de las regiones de la soldadura.

El análisis metalográfico mostró una delgada franja de la zona afectada por el calor del metal base compuesta por martensita revenida. En la primera pasada se verifica la presencia de martensita que ha sido revenida por las pasadas subsiguientes. En la última pasada se encuentran colonias martensíticas revenidas por el enfriamiento controlado de la pieza.

En el metal de soldadura se obtuvo una dureza promedio de $HV_{1000}424$ (HRC43) en la primera pasada (electrodo ER410NiMo) y de $HV_{1000}540$ (HRC52) en la segunda y tercera pasada (electrodo ER420). La zona afectada por el calor en el metal base es de 2mm y la dureza promedio es de $HV_{1000}256$ (HRC23).

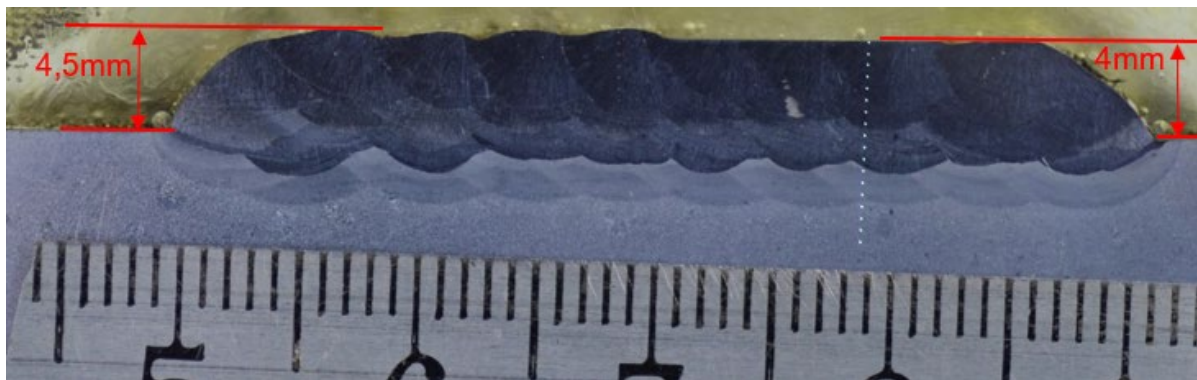


Figura 1: a) Probeta obtenida se indican espesores de recarga y las impresiones de microdureza,

Como conclusiones se pudo establecer una combinación de metales de aportes que permiten recuperar espesor con buena dureza superficial, el desarrollo de la soldadura permitió evitar las fisuras en el metal base y en el metal de soldadura, la temperatura de precalentamiento es relativamente baja y se pudo evitar la necesidad de tratamientos térmicos posteriores ya que el proceso de soldadura y el método de enfriamiento utilizado y, principalmente, la secuencia de pasadas generó una martensita revenida sin microfisuras superficiales.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la FaIn-UNCo PROIN 04-I219 por el soporte financiero.

Referencias

Aleksandar Vencl, A. R. (2014). Diesel engine crankshaft journal bearings failures: Case study. *Engineering Failure Analysis*, 217-228.

Lincoln Electric. (1 de Marzo de 2019). Lincoln Electric. Obtenido de Application Stories: <https://lincolnelectric.com/en-us/support/application-stories/Pages/east-end-welding-implements-robotic-submerged-arc-welding.aspx>

AWS. (2004). *Welding Handbook, Ninth Edition, Volume 2, Welding processes, Part 1*. Miami: ASME Boiler and Pressure Vessel Code – Section IX – 2019 – ASME.

Índice alfabético de autores

Apellido y Nombre	Trabajos
Álvarez Villar, H. Nelson	T1-Duran2
Álvarez, Micaela	T1-Tufaro1
Arcangelo, Esteban	T8-Zalazar1
Asta, Eduardo P.	T8-Asta1
Balderrama, Juan J.	T8-Asta1
Berardi, Nicolás	T5-Cosarinsky1
Bilmes, P. D.	T6-Echarri1
Bonvicini, P. F.	T6-Echarri1
Brizuela, Jose	T5-Cosarinsky1
Cambiasso, Francisco A.	T8-Asta1
Cantón, G.	T5-Furlani1
Castillo, María José	T1-Mateos1, T2-Marconi2, T4-Castillo1
Cerda Villegas, Pedro	T1-Cerda1
Consigli, Carlos F.	T2-Marconi2, T8-Troffe1
Cosarinsky, Guillermo	T5-Cosarinsky1
Cossio, Florencia S.	T8-Cossio1
De Oliveira Turani, Leonardo	T1-Donizete Borba1
De Simone García, Ana Carolina	T1-Garcia1
Del Pópolo, M.	T5-Furlani1
Di Toma, Sebastián	T5-Pastor1, T5-Pastor2
Donizete Borba, Tadeu Messias	T1-Donizete Borba1
Durán, Mercedes A.	T1-Duran1, T1-Duran2
Echarri, Juan Manuel	T6-Echarri1
Fernández, Luis	T8-Staffa1, T8-Staffa2
Fornaro, Osvaldo	T8-Morando1
Furlani, Ana María	T5-Furlani1
García, Juan Manuel	T1-GarciaJM1
Genzano, Cristian	T5-Viscomi1
Gervasi, C. A.	T6-Echarri1
Gilbert, Marcos	T8-Zalazar1
Gómez, Martín	T2-Neyra1
González, Gerardo	T2-Martinez2
González, Gabriel	T8-Staffa1
Gramajo, Jonathan	T8-Gualco1
Grau, Jorge E.	T5-Ringuelet1
Gregorutti, Ricardo W.	T5-Ringuelet1
Gualco, Agustín	T8-Gualco1
Guido, Ferrari	T2-Neyra1
Iriarte, Juan Manuel	T5-Cosarinsky1
Llorente, C. L.	T6-Echarri1
Lombardo, Gianluca	T4-Castillo1
Lombera, Guillermo A.	T1-Mateos1

Lovera, Gabriel I. M.	T6-Rivero1
Marconi, César D.	T2-Marconi2, T8-Troffe1
Martínez, F.	T5-Furlani1
Martínez, J. A.	T6-Echarri1
Martínez, Juan Manuel	T2-Martinez2, T8-Martinez1
Mateos, Alejandro A.	T1-Mateos1, T4-Castillo1
Miranda, Alejandro O.	T1-Duran1, T1-Miranda1
Molina, René	T8-Staffa1
Morando, Carina	T8-Morando1
Morgeneyer, Thilo Frank	T1-GarciaJM1
Moro, Lilian	T8-Staffa1
Neyra A., Miriam Rocio	T2-Neyra1
Oliveira, Rodrigo Sanches	T1-Donizete Borba1
Ortega, P. Valeria	T2-Neyra1
Pastor, Andrés	T5-Pastor1, T5-Pastor2
Pelayo, Marcelo F.	T1-Mateos1
Pender, Gerardo	T8-Staffa2
Pizzatto, Alex	T6-Rivero1
Ringuelet, Tomás	T5-Ringuelet1
S Rivero, Lubar E. H.	T6-Rivero1
Sarutti, José L.	T5-Ringuelet1
Scheid, Adriano	T6-Rivero1
Staffa, Alejandro	T8-Staffa1, T8-Staffa2
Svoboda, Hernán G.	T1-Duran1, T1-Duran2, T1-Tufaro1, T1-Tufaro2, T1-Miranda1, T2-Marconi2, T2-Martinez2, T4-Castillo1, T8-Gualco1, T8-Martinez1, T8-Troffe1
Teixeira, Moisés F.	T6-Rivero1
Troffe Víctor E.	T8-Troffe1
Tufaro, Leonardo N.	T1-Tufaro1, T1-Tufaro2
Veloso, Gustavo	T5-Ringuelet1
Vergara Díaz, Víctor	T1-Cerda1, T1-Garcia1
Vieira da Cunha, Tiago	T1-Garcia1
Viscomi, Franco M.	T5-Viscomi1
Wadi, Chiapparoli	T2-Neyra1
Zalazar, Mónica	T2-Martinez2, T8-Cossio1, T8-Staffa2, T8-Zalazar1
Zappa, Sebastián	T2-Martinez2, T8-Martinez1
Zaradnik, R.	T5-Furlani1

LEMEJ

Laboratorio de
Ensayos de Materiales
y Estructuras



19 al 21 de mayo de 2021
JUNÍN | BUENOS AIRES | ARGENTINA



Laboratorio de Ensayos de Materiales y Estructuras - LEMEJ

ISBN 978-987-88-5140-2

